

**UNIVERSIDAD NACIONAL DE GENERAL SAN MARTÍN
COMISIÓN NACIONAL DE ENERGÍA ATÓMICA
INSTITUTO DE TECNOLOGÍA
“Prof. Jorge A. Sabato”**

**Desgaste de Materiales Compuestos de Matriz de
Aluminio bajo regímenes que inducen Mezclado
Mecánico con la Contraparte (*)**

por Magíster Mario Roberto Rosenberger

Directores

**Dra. Elena Forlerer
Dr. Carlos E. Schvezov**

***(*) Tesis para optar al título de Doctor en Ciencia y Tecnología
Mención Materiales***

República Argentina

2009

COMISION NACIONAL DE ENERGIA ATOMICA CENTRO DE INFORMACION CAC

Agradecimientos

Quiero expresar mi más sincero agradecimiento a mis directores: **Dra. Elena Forlerer** y **Dr. Carlos Enrique Schvezov** por la constante orientación y apoyo durante las diversas etapas que llevó la confección de este trabajo.

Además, quiero agradecer a la directivos del Instituto de Tecnología "Jorge Sabato" **Dra. Ana María Monti**, a la **Dra. Alicia Sarce** por la confianza depositada y el estímulo constante durante estos cinco años.

Agradezco también a la **Sra. Adriana Domínguez** por el trabajo en el Microscopio de Barrido; a los **Sres. Ricardo Montero** y **Ramón Castillo Guerra** por la colaboración en los temas metalográficos.

Extiendo también mi agradecimiento al personal de la Biblioteca que colaboró en la búsqueda de material bibliográfico necesario para llevar a cabo este trabajo y al personal de la Secretaría del Instituto por su necesaria orientación en los trámites. También, a mis compañeros del laboratorio de la UNaM: **Dra. Alicia Esther Ares**, **Mag. Sergio Fabián Gueijman**, **Ing. María Laura Vera**, **Ing. Eliana Mabel Agalio**, **Ing. Pablo Cesar Favilla**, **Ing. Miguel Ángel Alterach**, y a la **Ing. Romina Soledad Borelli**.

Finalmente, quiero agradecer a mi familia por su apoyo inestimable y valioso.

Mario R. Rosenberger

Enero de 2009

Resumen

Se estudió el desgaste de un sistema tribológico en condiciones en que se genera una capa mezclada mecánicamente (MML). Para esto se realizaron diversos experimentos y luego el modelado por computadora del proceso.

En los experimentos se empleó un material compuesto de matriz de AA1060 reforzado con partículas de Al_2O_3 de 20 μm . Los ensayos se realizaron en un equipo *pin-on-ring* en condiciones no lubricadas a una velocidad de 2,7 m/s. Un disco de fundición de hierro gris es usado como contraparte. Para estudiar la formación, destrucción y estabilidad de la capa MML, se realizaron diferentes experimentos ajustándose a la siguiente matriz:

1. Ensayos a diferentes cargas, desde 4,9 a 115,9 N, dentro del estado estacionario de desgaste.
2. Ensayos para determinar la evolución del desgaste en las etapas iniciales.
3. Ensayos partiendo de diferentes superficies de contacto, con y sin MML

Se determinó la tasa de desgaste mediante dos métodos diferentes: la pérdida de peso y el acortamiento de las probetas. Se compararon entre sí y se relacionaron con los efectos del desgaste en la probeta.

A fin de conocer el efecto del desgaste sobre los materiales se caracterizaron las superficies desgastadas y los cortes longitudinales de las probetas desgastadas mediante microscopía óptica y electrónica, y microanálisis dispersivo en energía, EDAX.

El modelo computacional se planteó sobre la base de que el desgaste se debe principalmente a la conjugación de deformación plástica de la subsuperficie y al ablandamiento del material debido a la alta temperatura producto de la fricción. Ambos fenómenos fueron observados en los experimentos. El modelo computacional se desacopló en dos partes, en primer lugar se calculó el campo de temperaturas generado por fricción para relacionarlo con los datos experimentales, y en segundo lugar se calcularon las deformaciones de la probeta a diferentes cargas observando la deformación plástica en la subsuperficie y a partir de ella se calcula la tasa de desgaste.

En los experimentos se detectaron dos regímenes de desgaste: uno severo y otro moderado. El factor condicionante de los regímenes es la carga aplicada, ya que una superficie de contacto inicial rugosa solamente retarda llegar al estado estacionario de desgaste.

La presencia de la capa MML gobierna las características del régimen moderado. La MML es estable y dinámicamente regenerada mientras la deformación del sustrato (material

compuesto original) no es excesiva. La resistencia de la capa MML se acomoda automáticamente a la sollicitación mediante el aumento del espesor y/o el aumento de dureza que lo logra a través de la formación de compuestos de Al, O y Fe, principalmente.

Los resultados del modelo indican una fuerte relación entre la temperatura y la resistencia al desgaste, así al incrementarse la temperatura, se reduce el valor de la carga de transición entre los regímenes moderado y severo en forma lineal, y por lo tanto, baja la resistencia del material. Además, se observa que la tasa de desgaste medida por acortamiento está fuertemente vinculada con la generación de rebaba en la probeta, la cual es producto de la abundante deformación plástica de la subsuperficie. Por otro lado, la tasa de desgaste medida por pesada no es sensible a la generación de rebaba.

Abstract

The wear of a tribology system under conditions that generate a mechanically mixed layer (MML) was studied through experiments and computational modeling.

An AA1060 alloy matrix material composite reinforced with Al_2O_3 (20 μm) was used in the experiments. A pin-on-ring machine was employed in dry sliding at a velocity of 2,7 m/s. A low carbon steel disc was used as the counterface. With the objective of study the formation, destruction, and stability of the MML several experiments were performed, according to the following matrix:

1. Tests performed at different load, from 4.9 to 115.9 N, under a wear steady state.
2. Tests performed to determine the evolution of the earlier steps of wear.
3. Tests beginning from roughness and composition of the contact surfaces, with and without MML.

The wear rate was calculated by two methods: the change of weight and the change of length of the samples. The two values were compared and were related to the morphology of the worn samples.

With the aim to know the effect of the test on the materials, the worn surfaces and their longitudinal sections were characterized by optic and electronic microscopy, and energy dispersive spectroscopy (EDS).

The computational model was building on two bases: Wear is caused by the plastic deformation of the subsurface, and the softening of the material due to the increasing friction temperature. Both phenomena were observed in the experiments. The computational model was separated in two parts. In the first, the temperature field was calculated and the results were related with the experiments. In the second, the deformation field was calculated to different loads and the subsuperficial deformation and wear rate were obtained.

From the experiments two wear regimes were found, one mild and the other severe. The controlling factor of such regimes is the applied load, and the initial morphology and composition of the contact surface only delay the steady state of wear.

The MML gives the characteristics of the mild regime. The MML is stable and dynamically regenerated while the deformation of the substrate (original metal matrix composite) is not excessive. The wear resistance of the MML is automatically adjusted to the mechanical effort by two mechanisms: the increase of the thickness and/or the increase of the hardness. The hardness is increased by the formation of Al, O and Fe compounds.

The results of the model indicate a strong relation between the temperature and the wear resistance, in such a way that while increasing the temperature decreases linearly the load of transition from mild to severe regime and diminishing also the wear resistance of the material. Besides, it is observed that the wear rate measured by change in length is stronger linked with the generation of burr in the ending border of the sample. The burr is formed by the amount of plastic deformation of the subsurface. On the other hand, the wear rate measured by change in weight is not sensible to the burr generation.

Estructura de la tesis

En el **Capítulo 1** se presentan los objetivos y fundamentos que dieron origen al este trabajo.

En el **Capítulo 2** se expone la información recopilada de la bibliografía sobre el tema, agrupada en tres partes: la primera con el conocimiento experimental sobre desgaste de sistemas tribológicos con capa mezclada mecánicamente, la segunda con los modelos fenomenológicos utilizados en desgaste de este tipo de sistemas, y la tercera con los modelos computacionales que se han propuesto para estudiar el problema.

En el **Capítulo 3** se detallan los materiales y equipos de desgaste y las técnicas de caracterización utilizados.

En el **Capítulo 4** se presentan los resultados de los ensayos de desgaste a diferentes cargas para determinar el régimen de desgaste imperante, la morfología de la superficie de contacto en estado estacionario y la temperatura máxima alcanzada.

En el **Capítulo 5** se presenta la evolución del proceso de desgaste hasta alcanzar el estado estacionario. Se analiza la etapa transitoria inicial de desgaste focalizándose en las medidas de desgaste, las propiedades mecánicas de la MML y de la subsuperficie en función de la distancia deslizada. El análisis se centra en la identificación de los parámetros de mayor influencia que afectan el proceso de formación de la MML.

En el **Capítulo 6** se presenta la influencia de las condiciones iniciales sobre la capa MML. Se estudia la influencia en la formación de la capa MML y sobre la estabilidad de la capa MML sometiéndola a condiciones de carga superiores a la crítica donde normalmente no se forma.

En el **Capítulo 7** se presenta el modelo de desgaste centrado en la deformación plástica de la subsuperficie, la cual es inducida por la carga aplicada y el ablandamiento del material debido a la temperatura.

En el **Capítulo 8** se discuten los mecanismos de desgaste centrándose en el flujo de materiales entre los primeros cuerpos y el tercer cuerpo, basados en los resultados de los experimentos y combinados con los resultados del modelo.

En el **Capítulo 9** se presentan las conclusiones del trabajo y los trabajos futuros que pueden desprenderse de esta tesis.

Luego, se presentan las **Referencias** agrupadas por capítulo.

Finalmente, se acompaña un Anexo donde se presenta un modelo utilizado para determinar la microdureza de un material compuesto con una partícula esférica, donde el principal resultado es que hay una sobre estimación de la dureza, de hasta un 178%, cuando la impronta se realiza sobre una partícula invisible desde la superficie pero sensible al indentador.

Índice de temas

Agradecimientos	i
Resumen	iii
Abstract	v
Estructura de la Tesis	vii
Índice de temas	ix
Capítulo 1	
Introducción	1
1.1. Objetivos	1
1.2. Antecedentes	1
Capítulo 2	
Revisión bibliográfica	7
2.1. Conocimiento actual sobre el desgaste con MML	9
2.1.1. Relación entre la MML y la tasa de desgaste	9
2.1.2. Mecanismos de formación de la MML	15
2.1.3. Razones de la elevada resistencia al desgaste de la MML	17
2.2. Modelos fenomenológicos de desgaste	17
2.3. Modelos computacionales de desgaste y fricción	24
2.3.1. Modelos centrados en la transferencia de materiales	25
2.3.2. Modelos centrados en la fractura de los fragmentos	28
2.3.3. Modelos centrados en la deformación	28
2.3.4. Modelos semi-empíricos de desgaste	35
2.3.5. Modelos utilizados para calcular fuerzas de fricción y modelos para la temperatura de la superficie de contacto	36
2.3.6. Recomendaciones sobre los modelos	37
Capítulo 3	
Materiales y técnicas experimentales	39
3.1. Materiales	39
3.1.1. El material compuesto	39
3.1.2. La contraparte	41
3.2. Técnicas Experimentales	42

3.2.1. Ensayos de desgaste	42
3.2.2. Técnicas de análisis y caracterización	43
3.2.2.1. Microscopía óptica y electrónica	43
3.2.2.2. Microdureza	44
3.2.2.3. Técnicas metalográficas	44
Capítulo 4	
Ensayos de desgaste a diferentes cargas	45
4.1. Descripción del ensayo de desgaste	45
4.2. Preparación de los Materiales	46
4.3. Resultados	46
4.3.1. Tasa de desgaste	46
4.3.2. Temperatura de la superficie de desgaste	48
4.3.3. Superficies desgastadas	51
4.3.4. Subsuperficie	59
4.4. Análisis y Discusión	69
Capítulo 5	
La evolución del proceso de desgaste hasta alcanzar el estado estacionario	73
5.1. Descripción del ensayo de desgaste	73
5.2. Preparación de los Materiales	74
5.3. Resultados	75
5.3.1. Ensayos en modo continuo a 32,4 N	75
5.3.2. Discusión de los resultados de ensayos continuos a 32,4 N	85
5.3.3. Ensayos en modo discontinuo a 32,4 N	87
5.3.4. Comparación de ensayos discontinuos a 32,4 N	92
5.3.5. Ensayo a 4,9 N en modo discontinuo	93
5.3.6. Ensayo a 52 N en modo discontinuo	95
5.3.7. Ensayo a 81,4 N en modo discontinuo	97
5.4. Discusión	99
5.4.1. Comparación de ensayos continuos con discontinuos a 32,4 N	99
5.4.2. Comparación de ensayos discontinuos a diferentes cargas	99
Capítulo 6	
Influencia de las condiciones iniciales sobre la capa Tribológica	101

6.1. Descripción del ensayo de desgaste	102
6.2. Preparación de los Materiales	102
6.3. Resultados	105
6.4. Análisis y discusión	110

Capítulo 7

Modelado de la deformación de un cilindro de aluminio cuando se aplica un esfuerzo de corte en su cara superior.

Efecto de la temperatura	113
7.1. Modelo de transferencia de calor durante el desgaste	114
7.2. Modelo de deformación de la subsuperficie de la probeta	119
7.2.1. Resultados de la simulación en el desplazamiento horizontal de la superficie de contacto	124
7.2.2. Resultados de la simulación en el desplazamiento vertical de la superficie de contacto de la probeta	128
7.3. Análisis y discusión	129

Capítulo 8:

Discusión sobre los mecanismos de desgaste en un sistema tribológico con MML

Discusión sobre los mecanismos de desgaste en un sistema tribológico con MML	137
8.1. Etapas iniciales del desgaste	137
8.2. Estado estacionario de desgaste en régimen moderado	138
8.3. Destrucción de la MML	141
8.4. Estado estacionario de desgaste en régimen severo	142

Capítulo 9:

Conclusiones	145
Influencia de la Carga	145
La evolución del proceso de desgaste hasta alcanzar el estado estacionario	146
Influencia de las condiciones iniciales de las superficies de contacto	146
Modelo de desgaste	147
Trabajos a futuro	149

Referencias	151
Capítulo 1	151
Capítulo 2	152
Capítulo 3	158
Capítulo 4	158

Capítulo 7	160
Capítulo 8	161
Anexo A	
Modelado de la microindentación de materiales compuestos de matriz metálica	163
A.1. Modelado de ensayos de dureza	163
A.2. Métodos	165
A.2.1. Descripción del sistema	165
A.2.2. Modelo matemático	167
A.2.3. Condiciones Iniciales y de contorno	169
A.3. Resultados y discusión	170
A.3.1. Validación del modelo	170
A.3.2. Resultados para el material compuesto	172
A.3.3. Efecto del refuerzo sobre el número de dureza	179
A.4. Conclusiones	183
Referencias del Anexo A	184

Capítulo 1.

Introducción

1.1. Objetivos

Estudiar el desgaste de materiales compuestos de matriz de aluminio contra hierro, bajo condiciones de ensayo que produzcan una Capa de materiales Mezclados Mecánicamente.

Estudiar la formación, estabilidad y propiedades de la Capa Tribológica formada durante el desgaste entre materiales compuestos de matriz de aluminio y hierro, bajo diferentes cargas y condiciones superficiales iniciales.

1.2. Antecedentes

El desgaste entre materiales compuestos de matriz de aluminio y hierro presenta, bajo determinadas condiciones de ensayo, un proceso de transferencia de materiales entre ambas partes formando una capa aleada mecánicamente en la zona de contacto, esquematizada en la Figura 1.1. Esta capa, llamada MML por las siglas de la expresión inglesa *Mechanically Mixed Layer* [1], es una definición particular de **Capa Tribológica** pues no explicita el efecto tribo-químico del medio ambiente. Entendiéndose como **capa tribológica (CT)** aquella capa, continua o discontinua, que se forma como consecuencia del desgaste a partir de los materiales originales y del medio que los rodea [2-15].

Cuando se compara la resistencia al desgaste de materiales compuestos de matriz de aluminio (AMC) formado con diferentes tipos, tamaños y proporciones de

refuerzo se encuentra que, no hay diferencia apreciable en la resistencia cuando varía el tipo o la proporción de refuerzo, ver Figura 1.2. Sin embargo, el tamaño del refuerzo puede tener una pequeña influencia en la resistencia; por ejemplo, en la Figura 1.2 la probeta *p3* con refuerzos de 1,5 μm , acusa mayor desgaste que la probeta *p1* con refuerzos de 20 μm [2]. La similitud en la resistencia al desgaste entre probetas confeccionadas con refuerzos del mismo tamaño se atribuye a un aporte de la Capa Tribológica: **MML**. La cual presenta similar composición y dureza en todos los materiales ensayados [11, 13-14]. Por otro lado, el efecto del tamaño de la partícula se explica por una falla del sustrato, de menor resistencia, el cual está formado por partículas más pequeñas y por lo tanto el conjunto tiene menor capacidad para resistir la carga [16] y por lo tanto, acusa mayor deformación plástica [17].

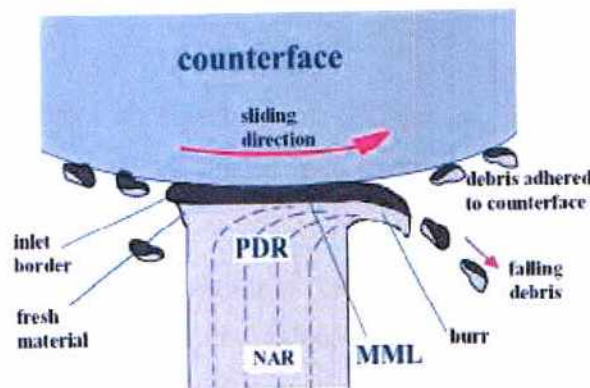


Figura 1.1: Esquema mostrando la disposición de las probetas y la Capa mezclada mecánicamente, MML, en color oscuro (*Mechanically Mixed Layer*).

En vista de ello conocer la manera que estos materiales “se adecuan” para resistir al desgaste construyendo esta Capa Tribológica permitiría diseñar o seleccionar materiales específicos con mejor resistencia al desgaste. En principio, está demostrado que la MML es estable en determinadas condiciones de carga y velocidad de deslizamiento [15, 18-20]. Cuando se supera un determinado valor de carga, llamada **carga crítica de transición**, ya no se observa una MML y la resistencia al desgaste disminuye considerablemente.

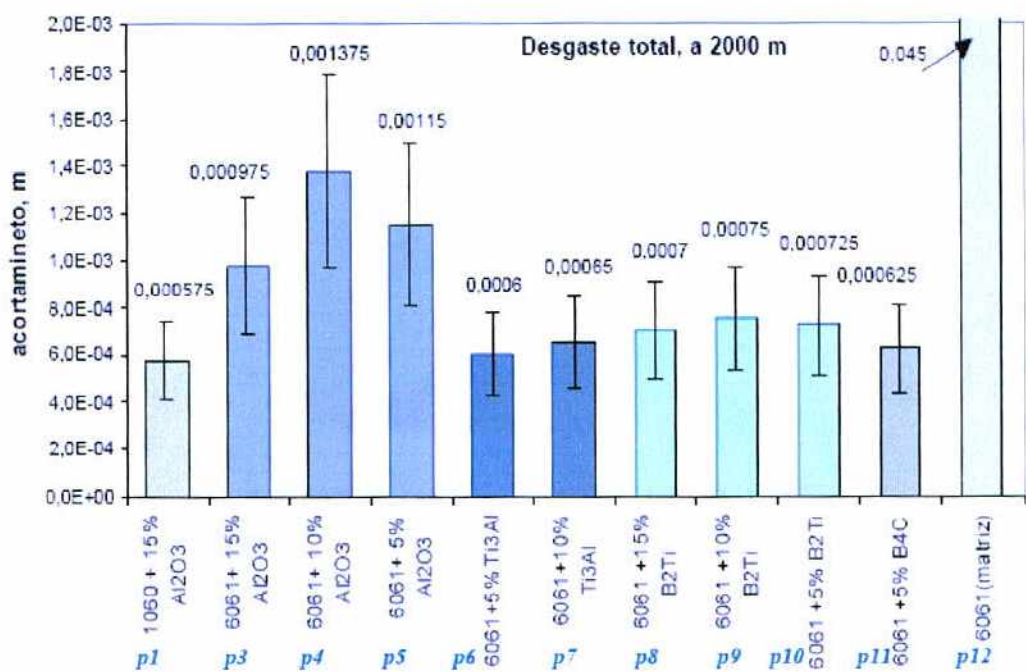


Figura 1.2: Desgaste total del diferentes materiales compuesto de matriz de aluminio, medidas como acortamiento de la probeta. [2]

Por otro lado, resultados preliminares de desgaste [2] indican que la pérdida de material por desgaste ocurre en dos lugares diferentes de la probeta. Por un lado, se pierde material en forma de fragmentos desde la superficie de contacto, es decir, desde la MML, tanto de la probeta como de la contraparte. Y por otro lado, de la subsuperficie de la probeta, donde la concentración de tensiones provoca una deformación plástica muy localizada, lo que produce una lenta y continua salida de material de la probeta, que se va acumulando en el borde de salida de la misma formando una rebaba, ver Figura 1.3. Para explicar su generación se han propuesto varios mecanismos, uno de los más aceptados es el ablandamiento del material debido al aumento de temperatura por fricción. La causa del aumento de temperatura es el calor de fricción generado en el contacto.

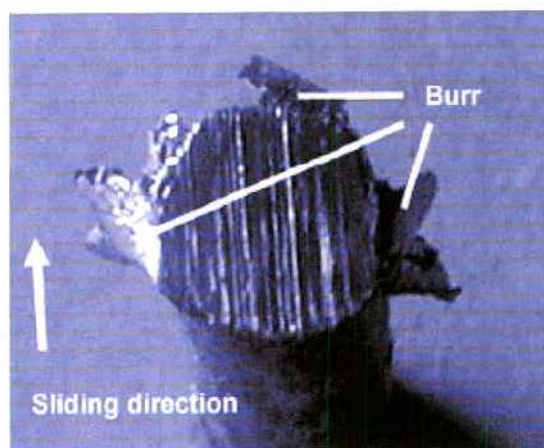


Figura 1.3: Probeta de AMC desgastada donde se señalan las rebabas (*burr*).

El material acumulado en el borde de salida, llamado **rebaba**, se encuentra alejado de la superficie de contacto, por lo tanto, no contribuye directamente a la resistencia al desgaste. El material de la matriz del AMC es dúctil y la rebaba no se desprende fácilmente, permanece adherida durante gran parte del ensayo y en algunas ocasiones se desprenden grandes porciones de la misma. A consecuencia la generación de rebaba, el desgaste se registra mediante el acortamiento de la longitud de la probeta porque no se ve reflejada en la medida de pérdida de peso.

Estas dos partes de la probeta de donde se desplaza material influyen de manera diferente en los dos procedimientos utilizados para medir el desgaste: la pérdida de peso y el acortamiento de la probeta. Y de cada uno de ellos se puede calcular la tasa de desgaste (volumen desgastado/distancia deslizada). En la Tabla 1.1 se muestra la tasa de desgaste medida en AA1060 reforzado con 15% en volumen de Al_2O_3

En la Tabla 1.1 se puede apreciar que el desgaste medido por pérdida de peso acusa un volumen 5 veces menor que el desgaste medido por acortamiento. Esto indica el grado de importancia de la deformación de la subsuperficie sobre la resistencia al desgaste en el rango de cargas de 4,9 a 81,4 N.

El desgaste que se concentra en la MML produce fragmentos (*debris*) que se van desprendiendo lentamente. Para explicar su desprendimiento se pueden utilizar los mecanismos clásicos de desgaste, en particular los mecanismos de desgaste por adherencia, por abrasión (*ploughing* o surcado) y por fatiga de contacto [21].

Tabla 1.1: Tasa de desgaste medidas por acortamiento y por pérdida de peso de probetas de 1060 / Al_2O_3 / 15p, bajo diferentes cargas. [2]

Carga [N]	Tasa de Desgaste [mm^3/m]		Relación acortamiento/pesadas
	Por acortamiento	Por pesada	
4,9	0,002373	0,0003989	5,949
32,4	0,009975	0,001453	6,865
52	0,03736	0,002731	13,68
81,4	0,07571	0,01555	4,868

En síntesis, el desgaste entre materiales compuestos de matriz de aluminio y hierro bajo las condiciones en las que se genera MML se concentra, principalmente, en dos lugares diferentes de la probeta. El objetivo principal de este trabajo es el de investigar los mecanismos que intervienen en la formación de la MML, su mecanismo de reposición y estabilización a cargas menores que la carga crítica y su destrucción al superarla. Para ello se ha elegido una aleación de Aluminio 1060 reforzado con 15 % en volumen de alúmina, ya que es un material en el que se ha encontrado MML y se tienen los conocimientos sobre su comportamiento necesarios para el estudio propuesto [2] manteniendo la misma geometría y equipo previamente utilizados [2, 22].

En el próximo Capítulo se realiza una revisión más extensa acerca del tema de estudio.

Capítulo 2.

Revisión bibliográfica

La capa de material aleado mecánicamente, o MML (Mechanically Mixed Layer), se forma durante el desgaste entre piezas metálicas, cerámicas, poliméricas o compuestos mediante el mezclado del material de la pieza original con porciones de material provenientes de la contraparte y del medio que las rodea. Se produce una mezcla íntima inducida por la complejidad del movimiento de deslizamiento y la carga. Éste material queda retenido sobre las superficies de las piezas, por lo que, reemplaza a los originales en la zona de contacto y, por lo tanto, cambia las características del proceso de desgaste y el coeficiente de fricción del sistema [1-10].

La transferencia de materiales entre las partes de un sistema tribológico, durante el proceso de desgaste, ha sido observada en los primeros estudios sistemáticos que se hicieron sobre desgaste, realizados a principios de los años 50, [11]. A partir de ese momento, se han recopilando cuantiosas observaciones de una MML estable en el tiempo, en el sistema aluminio-hierro, rica en Al y Fe por igual, con presencia minoritaria de O [12-24].

A raíz de que el material transferido y aleado que conforma la MML viene a reemplazar a los materiales originales de las piezas, o primeros cuerpos, como superficie de contacto sometida directamente al desgaste se lo denomina normalmente **tercer cuerpo**. El reemplazo de los materiales originales ha sido observado numerosas veces por lo que ha dado lugar al concepto de “tercer cuerpo” propuesto por Maurice Godet en los años 70's. [6]. El cual, permite abordar el problema de desgaste en seco (no lubricado) utilizando la teoría desarrollada para lubricación [6]. Basada en numerosas experiencias de desgaste y lubricación, Godet observó que el tercer cuerpo participa activamente en el desgaste y puede provocar que el sistema tribológico se comporte de manera muy diferente al comportamiento

esperado con los materiales originales. Esto se debe a que las propiedades mecánicas del tercer cuerpo pueden ser muy diferentes a la de los materiales originales. Por ejemplo, este fenómeno puede observarse en un sistema tribológico compuesto por piezas de acero y aluminio desgastando en una atmósfera con oxígeno. El tercer cuerpo puede estar formado por un material dúctil y lubricante como la magnetita (Fe_3O_4) (de color negro), u otro frágil de elevada dureza como la hematita (Fe_2O_3) (de color rojizo) o alúmina (Al_2O_3), lo que le conferirá un comportamiento lubricante o abrasivo, respectivamente [6, 25-27].

Por lo tanto, puede declararse que las características del desgaste están marcadas por las propiedades del tercer cuerpo, y éste, a su vez, está condicionado por los parámetros de ensayo que controlan su formación y destrucción.

En la teoría clásica de desgaste, desarrollada principalmente entre los años 50s y 70s, y que no incluye la teoría del tercer cuerpo de Godet, se ha descrito el proceso de desgaste como una suma de "mecanismos de desgaste". Algunos de estos mecanismos son la abrasión, adhesión, fatiga de contacto, delaminación, oxidación, etc. [28]. Para la teoría del tercer cuerpo éstos no son mecanismos de desgaste, sino que son "mecanismos de fragmentación y deformación" de los materiales sometidos al desgaste [29, 30], en este mismo sentido han sido empleados por otros autores [31]. Esta teoría establece que hay un flujo de material que se esquematiza en la Figura 2.1, donde los fragmentos de material desprendidos de los 1^{eros} y 3^{eros} cuerpos se transfieren a los 3^{eros} cuerpos, aunque algunos de estos fragmentos pueden ser eliminados directamente del sistema tribológico.

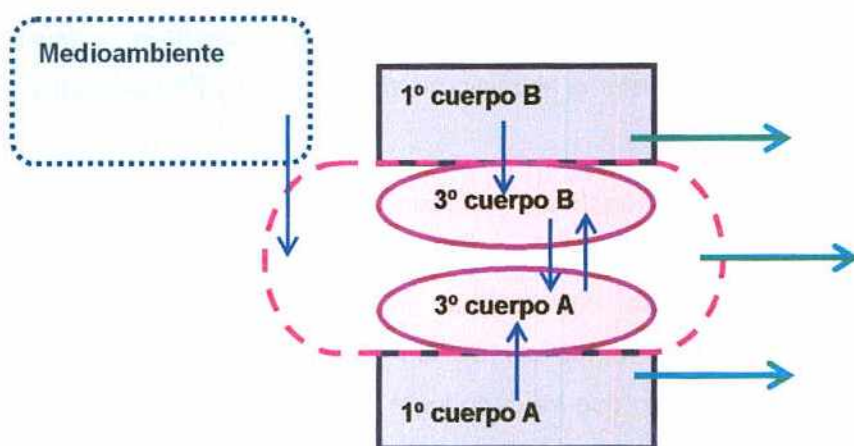


Figura 2.1: Sistema tribológico donde se señalan las partes interactuantes y los flujos de material. Las flechas verticales señalan la transferencia de masa entre los "cuerpos". Las flechas horizontales el flujo de fragmentos eliminados.

El sistema descrito en la Figura 2.1 conforma un sistema tribológico y es el marco más completo empleado actualmente para explicar el funcionamiento de la MML y su rol en el proceso de desgaste [5, 30-32]. La teoría clásica de desgaste también se emplea para explicar resultados experimentales de desgaste con presencia de tercer cuerpo pero con resultados más limitados que el modelo de Godet [13, 18, 33].

2.1. Conocimiento actual sobre el desgaste con MML

Si bien los sistemas que generan transferencia de materiales y aleado mecánico con la contraparte han sido observados y caracterizados desde principio de los años 50 [11], recién en la década del 70 se elaboró una teoría de desgaste capaz de comprenderlos [6, 27, 34]. Ya en los años 90 la MML formó parte del lenguaje habitual, y se la utilizó para explicar el comportamiento "extraño" de la tasa de desgaste de los materiales compuestos de matriz de aluminio [14, 16, 35, 36], aunque no bien entendido debido a la coexistencia de dos teorías, la clásica y la del tercer cuerpo que se usaron indistintamente para modelar los mecanismos del proceso de desgaste. Por lo tanto, los mecanismos de formación y estabilización de la MML, la influencia de los fragmentos del desgaste y del sustrato aún no están explicadas en su totalidad. A continuación se expondrán las teorías y mecanismos más aceptados.

2.1.1. Relación entre la MML y la tasa de desgaste

Cuando se mide la resistencia al desgaste de una aleación de aluminio, o material compuesto de matriz de aluminio, desgastado contra acero, a diferentes cargas, se encuentra el comportamiento mostrado en la Figura 2.2. Las dos pendientes de la curva marcada por los círculos y las tres pendientes de la curva marcadas por los cuadrados corresponden a regímenes de desgaste diferentes. El término **régimen de desgaste** proviene de analizar la respuesta del material, cualitativa o cuantitativamente, y se aplica a la zona donde la respuesta varía gradualmente a medida que se cambia en forma gradual la sollicitación. El régimen de desgaste suele estar bien delimitado por alguno de los parámetros del ensayo.

Además, dentro de un mismo régimen pueden actuar uno o más mecanismos de desgaste.

En la Figura 2.2, la región de la curva marcada con círculos con una pendiente quasi-horizontal se superpone con una porción de la curva marcada con cuadrados, esa región de pendiente similar es la región donde se forma la MML en ambos materiales [16, 35]. El punto del extremo derecho de la región quasi-horizontal es la "carga crítica" a partir de la cual las sollicitaciones son muy grandes y la MML no alcanza a estabilizarse. Por otro lado, el punto extremo izquierdo en la curva de cuadrados negros indica un límite inferior de cargas, donde a cargas menores no se observa MML. Existe así un intervalo de cargas dentro del cual el proceso de desgaste incluye una MML. De hecho, una manera simple, pero no rigurosa, de identificar el intervalo donde se forma la MML es utilizando la tasa de desgaste, ya que la tasa de desgaste presenta frecuentemente un cambio abrupto al salir o entrar a dicho intervalo [37].

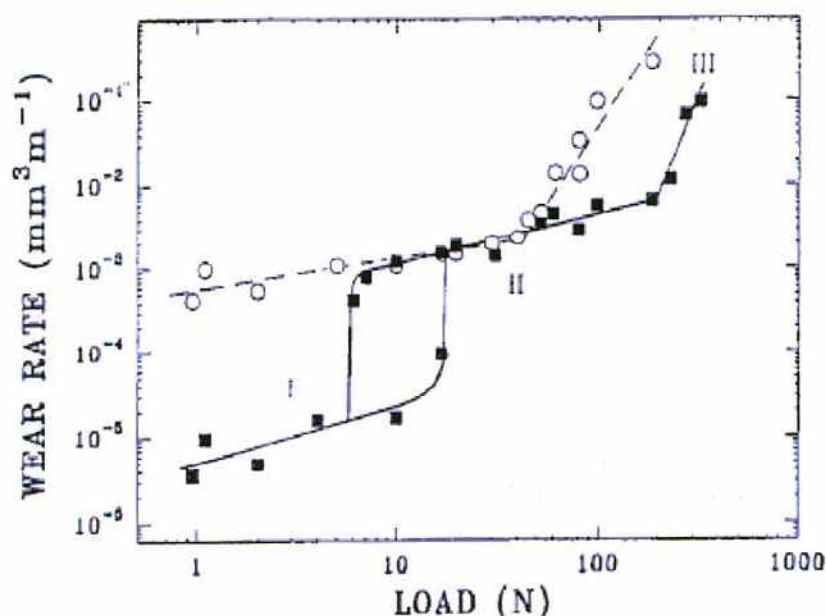


Figura 2.2: Tasa de desgaste versus carga para A6061 (o) y A6061/Al₂O₃/20p (■). Regímenes de desgaste: I. ultramoderado, II. moderado, y III. severo [16].

En la Figura 2.2, la región marcada con I presenta desgaste ultra-moderado, de mayor resistencia al desgaste, se debe a la mayor dureza de los refuerzos que afloran en la superficie y colaboran en el contacto entre las superficies. La región marcada con

II es la región de desgaste moderado, de resistencia al desgaste intermedia; se observa tanto en materiales reforzados como en no reforzados, y es en esta zona donde se observa la MML. La región marcada con III es la zona de desgaste severo, y no se induce MML. El carácter severo se entiende por los altos valores de tasa de desgaste y por la elevada pendiente de la relación tasa de desgaste versus carga [11, 16]. No siempre se puede distinguir entre un régimen y otro a partir de las características morfológicas de las superficies en contacto.

En la Figura 2.2, a cada región lineal se atribuye el predominio de uno o más mecanismos de desgaste. Por lo tanto, el cambio brusco de pendiente representaría un cambio en el proceso de desgaste ya sea por la incorporación, o desaparición, de un nuevo mecanismo o por un cambio en el predominio de un mecanismo frente a otro.

La doble línea vertical de la Figura 2.2, entre el régimen I y II, puede entenderse si se considera que las condiciones de ensayo son poco exigentes, y por lo tanto, no se alcanza el nivel de sollicitación necesario para comenzar la transferencia de materiales y formar la capa MML. Además, podría esperarse que un parámetro no controlado durante el ensayo presente cambios significativos que influyan en la formación de la MML.

La influencia de la temperatura en el desgaste con MML es difícil de analizar ya que esta capa tribológica no es directamente controlable, si no que, es dependiente de las condiciones del ensayo. Sin embargo, se ha observado que la MML se produce en un amplio intervalo de temperaturas y cuando se supera un valor de temperatura bien definido, la MML no alcanza a formarse y la tasa de desgaste muestra un aumento pronunciado [38-41].

Un comportamiento típico observado en un ensayo a carga constante, 25 N, y diferentes temperaturas, se muestra en la Figura 2.3.a, donde la tasa de desgaste específica $\{\text{volumen desgastado} / (\text{distancia deslizada} * \text{carga aplicada})\}$ presenta un cambio abrupto en la pendiente a los 400 K. Esto indica que la carga crítica a 400 K es de 25 N. Además, a menor temperatura se observan regímenes moderados con presencia de MML [38].

La relación entre carga crítica y temperatura en cuatro diferentes AMC y en una aleación de aluminio A6061 se muestra en la Figura 2.3.b; en la que se observa que al aumentar la temperatura disminuye la carga crítica [41] siguiendo un comportamiento lineal entre la carga crítica y temperatura, por lo tanto, se propuso una relación de la forma:

$$L_{crit} = \alpha \cdot T + \beta \quad (\text{Eq. 2.1})$$

donde, L_{crit} es la Carga crítica, T es la temperatura, α es una constante independiente del material y β es una constante dependiente del material. En todos los materiales la pendiente α es muy similar y está comprendida en el intervalo 0,5 a 0,6 N/°C, por lo que se considera que es independiente del material.

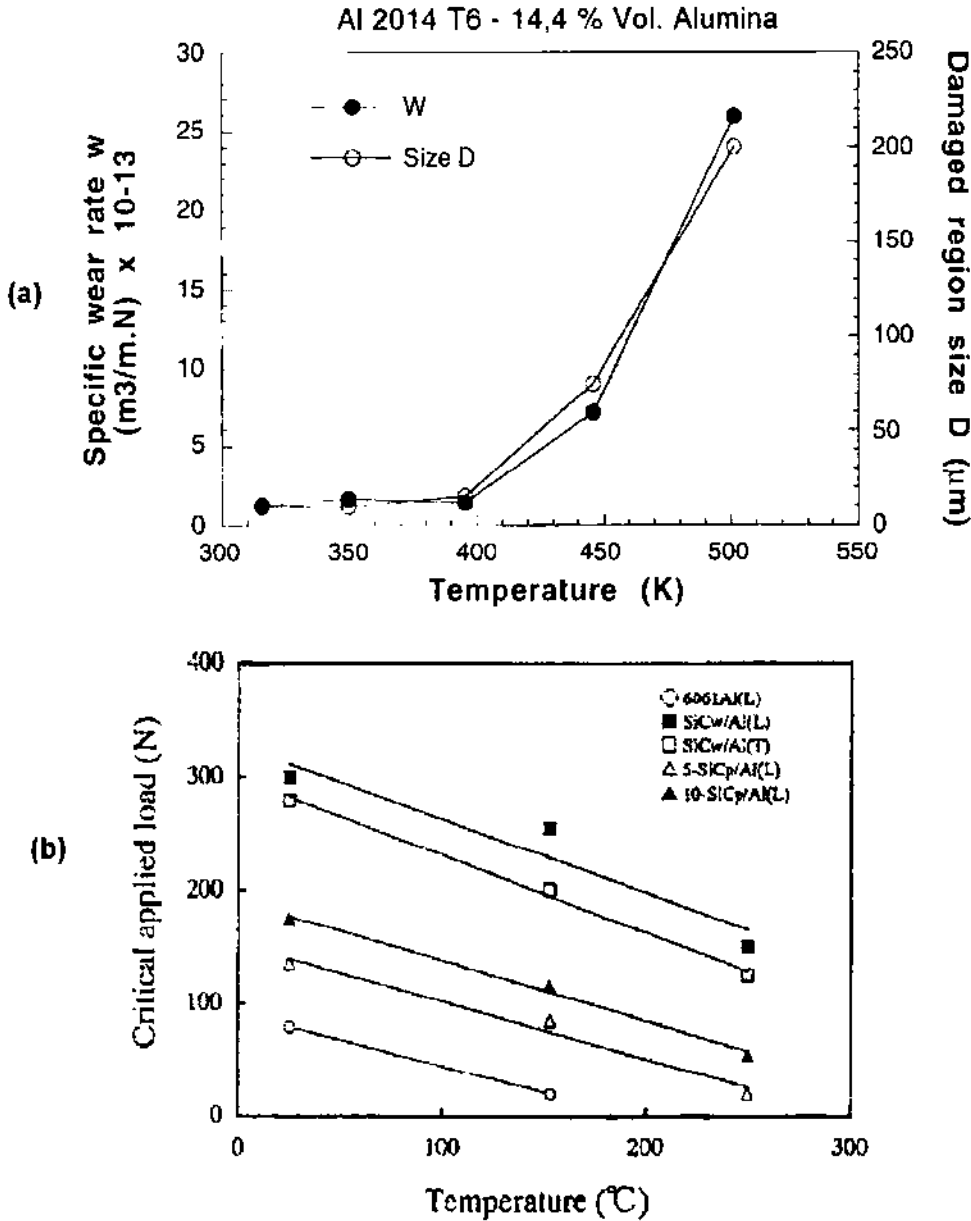


Figura 2.3: Efecto de la temperatura, (a) sobre la tasa de desgaste y la profundidad de la zona deformada como función de la Temperatura, para A2014/ Al_2O_3 /14,4p ensayado a 25 N y 0,1 m/s [38]; (b) sobre la carga crítica como función de la temperatura para diferentes materiales compuestos, ensayados a 0,05 m/s [41].

Además, se ha visto que al aumentar la proporción de refuerzos aumenta la carga crítica a temperatura constante [35, 39, 41], esto también puede verse en la Figura 2.3.b al comparar las curvas indicadas por triángulos claros y oscuros los cuales corresponden a AMC reforzados con 5 y 10 % en volumen de SiC, respectivamente.

El efecto de la velocidad de deslizamiento es más complejo y si bien se ha medido su influencia en la tasa de desgaste (*wear rate*) no se ha reportado información sobre la MML. En la Figura 2.4 se muestra el comportamiento de una aleación de aluminio A6061 donde se aprecia que cuando la velocidad aumenta la tasa de desgaste disminuye hasta alcanzar un valle y luego aumenta abruptamente [42-44]. El límite entre las regiones de desgaste moderado y severo se señala por la línea punteada en el gráfico y se obtiene de la transición abrupta en la tasa de desgaste en función de la carga aplicada y no directamente de la Figura 2.4.

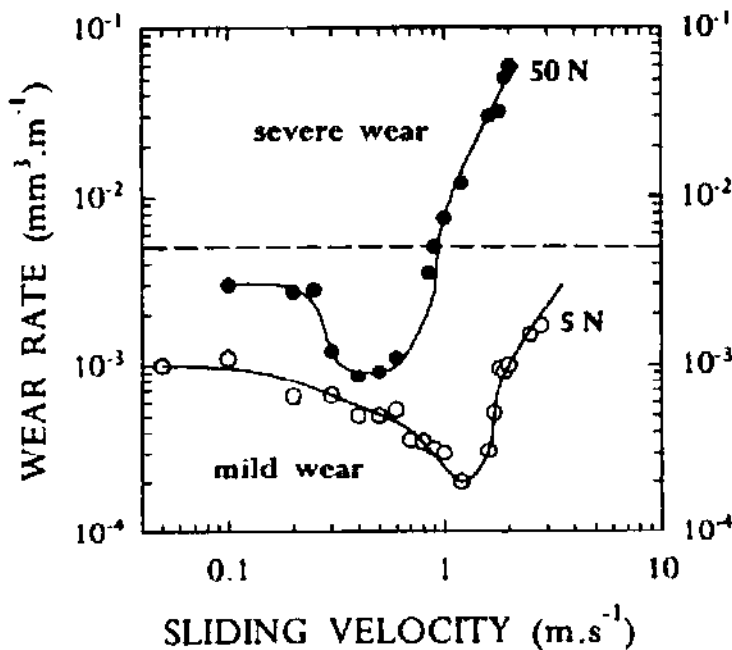


Figura 2.4: Efecto de la velocidad de deslizamiento sobre la Tasa de desgaste a dos cargas diferentes. En aleaciones de aluminio A6061 [44].

La transición moderada / severa se puede estudiar mediante diferentes parámetros del ensayo de desgaste, como se mencionó más arriba, pero a los efectos prácticos se emplea para estudiarla sistemáticamente variaciones de la carga aplicada y de la velocidad de deslizamiento. Esto se debe a que son parámetros fácilmente

controlables y simples de implementar en los equipos de ensayo. Por otro lado, el control de la temperatura es más complejo ya que está condicionada directamente por la fuerza de fricción y al aumentar la carga aplicada o la velocidad de deslizamiento aumenta la temperatura debido al proceso de fricción.

Para una mejor interpretación de los resultados de los ensayos de desgaste estos se pueden combinar en un diagrama conocido como mapa de desgaste [45-47], tal como el mostrado en la Figura 2.5. El mapa de desgaste es un diagrama de fácil lectura donde se encuentra los valores de la tasa de desgaste y donde se señalan las características del desgaste en función de la carga y la velocidad de deslizamiento. Este diagrama es útil para la selección de materiales en función de las solicitaciones.

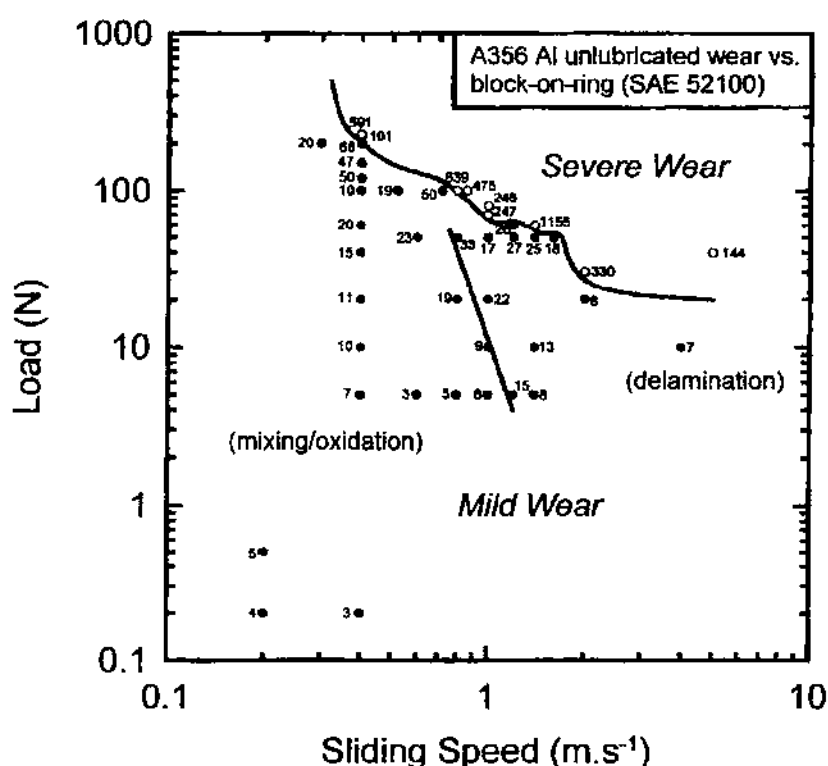


Figura 2.5: Efecto de la velocidad de deslizamiento sobre la Tasa de desgaste a dos cargas diferentes. En aleaciones de aluminio A6061 [48].

En el mapa de desgaste la línea gruesa en la parte superior del diagrama señala el límite entre desgaste severo (*severe wear*) y desgaste moderado (*mild wear*). Esta línea es la representación de la carga crítica y se observa que su dependencia con la velocidad de deslizamiento no es lineal, sino que presenta variaciones en forma de escalón.

La presencia de la MML en el desgaste de aluminio y compuestos de matriz de aluminio hace difícil catalogar la influencia de los refuerzos en la resistencia al desgaste. Así, al comparar la resistencia al desgaste entre los materiales sin reforzar y reforzados con matriz de aluminio se han encontrado dos resultados diferentes: uno indicando igual resistencia y otro indicando mayor resistencia de los materiales compuestos frente al material sin reforzar [35].

Esos resultados, en principio incongruentes pueden explicarse a partir de las regiones de desgaste mencionadas anteriormente y los valores de carga en que se realice la comparación. Por ejemplo, en la Figura 2.2, al comparar la resistencia al desgaste entre el material compuesto y el material sin reforzar a una carga situada entre 8 y 50 N no se encontrará diferencia significativa en la tasa de desgaste de los materiales. En ese intervalo ambos materiales están en la región de desgaste moderado. En cambio, a una carga situada entre 60 y 110 N se observará que el material compuesto presenta una menor tasa de desgaste que el material sin reforzar. En este intervalo el material compuesto se manifiesta con un régimen moderado y el material sin reforzar se desgasta con un régimen severo. A cargas mayores que 110 N el material reforzado ingresa a un régimen severo, pero, incluso en ese caso la tasa de desgaste del material sin reforzar es mayor.

Como corolario, se observa que a cargas menores que la carga crítica del material sin reforzar ambos materiales muestran una resistencia al desgaste similar, y a cargas superiores la resistencia al desgaste del material compuesto es mayor.

Se ha comprobado que la naturaleza, proporción en volumen y tamaño del refuerzo no tienen influencia apreciable en la resistencia al desgaste cuando se forma el tercer cuerpo [20]. En cambio, se ha observado que la proporción en volumen y tamaño del refuerzo si tiene influencia en la transición entre los regímenes [35, 41, 49].

2.1.2. Mecanismos de formación de la MML

No existe un acuerdo general sobre el mecanismo completo de formación de la MML. Aunque, hay consenso en las condiciones necesarias para que ocurra el fenómeno [5, 50], en ese sentido deben darse las siguientes condiciones:

- Debe haber afinidad metalúrgica entre los materiales originales del par tribológico [28],
- Debe haber una orientación de las superficies de desgaste que permita retener, aunque sea ligeramente, los fragmentos de desgaste para conformar la capa tribológica [51-53].

La afinidad metalúrgica entre el hierro y el aluminio es la propiedad que indica la posibilidad de adhesión en este sistema y se estima a partir de la solubilidad en fase sólida de los elementos [28]. La adhesión entre las asperezas de la parte y contraparte fue el primer mecanismo propuesto para explicar el proceso de aleado mecánico que conduce finalmente a la MML [5]. El siguiente requisito es la presencia de un sustrato estable donde pueda depositarse, tal como el material compuesto por un lado y la contraparte de acero por el otro [14, 18, 20, 42, 54-56].

Si el medio ambiente tiene humedad debe recurrirse a diagramas ternarios Al-Fe-O para determinar la estabilidad de óxidos mixtos y la hipótesis de afinidad metalúrgica pierde preponderancia.

Esos requisitos son potenciales para esperar la transferencia, aunque para que el material transferido pueda conformar una capa de MML que cubra toda la superficie de las piezas en contacto, se ha observado en diferentes experimentos que hay un tiempo mínimo de contacto entre los fragmentos y los materiales, o tiempo de residencia [50]. Si las condiciones cinemáticas de los fragmentos brindan un tiempo de residencia inferior al mínimo, los fragmentos no serán retenidos, se eliminarán y no se formará una MML. Por otro lado, si el tiempo de residencia es superior al mínimo la MML tiene gran probabilidad de formarse.

En el caso de los materiales compuestos, hay factores adicionales que permiten ayudar a retener los fragmentos, este es el rol de los refuerzos que se ha visto que:

- Los refuerzos en los materiales compuestos de matriz de aluminio (MCMA) promueven la formación de la MML [35] debido a que aumenta la componente abrasiva en las etapas iniciales.
- Los refuerzos permiten retener la MML ya que en determinadas condiciones disminuye la deformación plástica de la subsuperficie [20].

Por lo tanto, la formación y regeneración constante de la MML requiere de la formación de fragmentos a través de alguno de los mecanismos: abrasión, adhesión, delaminación, etc. y de la adherencia de los mismos entre sí y a un sustrato que sea lo

suficientemente resistente a la deformación como para permitir la compactación de los fragmentos entre el sustrato y la contraparte.

2.1.3. Razones de la elevada resistencia al desgaste de la MML

Los sistemas con MML de alta resistencia al desgaste se caracterizan por tener una MML de mayor dureza que los materiales originales. Se han propuesto diferentes teorías para explicar su resistencia, entre ellas se destacan las siguientes:

- o Que el material de la MML es de tamaño nanométrico [1, 5, 57],
- o Que en la MML hay material de refuerzo fracturado que contribuye a aumentar la dureza y resistencia de la MML [56],
- o Que se forman aleaciones entre los materiales de los primeros cuerpos y la atmósfera, que son más duros que los materiales originales [5, 58],
- o Una reducción de la severidad de las sollicitaciones a través de la distribución de la carga y la velocidad en un mayor número de interfaces y capas intermedias (acomodamiento de las velocidades y los esfuerzos) [6].

2.2. Modelos fenomenológicos de desgaste

Hasta el momento, se han propuesto más de 300 modelos diferentes considerando distintas condiciones de desgaste y fricción [29], no se han encontrado modelos que permitan describir el proceso de desgaste de una manera adecuada y genérica. En general, los modelos propuestos han sido una compleja combinación de variables y parámetros del proceso y propiedades de los materiales que, en algunos casos fueron elegidos de manera arbitraria para ajustar datos experimentales. En otros casos, los modelos fueron contruidos como una suma de mecanismos más simples, en esos casos se ha visto que hay una mezcla entre los niveles de mecanismos usados, es decir, los que algunos autores consideran un mecanismo básico son para otro autor un mecanismo combinado de otros más básicos aún. Esta mezcla de niveles de

mecanismos continúa actualmente sin resolver y constituye uno de los temas abiertos en desgaste.

Sin embargo, hay casos donde se han encontrado modelos, tales como el modelo de abrasión de dos cuerpos, el modelo de desgaste por adhesión de Archard, y la ley de fricción de Coulomb [28] que poseen un nivel de aceptación tal que son referenciados con frecuencia en la literatura.

El modelo de abrasión de dos cuerpos parte de un mecanismo propuesto de abrasión, donde una aspereza de forma y tamaño conocido se desliza en otro material más blando. El material más blando se desgasta y el volumen desgastado es proporcional al volumen desplazado por la aspereza, ver la Figura 2.6. Este modelo es físicamente plausible y ha sido verificado experimentalmente [28, 59], ya que en condiciones experimentales predomina solo éste mecanismo de desgaste.

En el modelo de desgaste por adhesión propuesto por Archard, se propone una explicación razonable para los resultados empíricos encontrados por Holm [28, 60]. Los resultados empíricos de Holm se sintetizan en la siguiente expresión para el volumen desgastado V (en m^3):

$$V = \frac{cLx}{H} \quad (\text{Eq. 2.2})$$

donde, L es carga aplicada (en N), H es la dureza del material (N/m^2), x es la distancia deslizada (m), c es un coeficiente de proporcionalidad. En 1953 Archard propuso que el desgaste por adhesión era producido por la soldadura y rotura de las asperezas, de tamaños muy reducidos, presentes en las superficies de contacto de los cuerpos en contacto, y donde la constante de proporcionalidad c es la probabilidad de que cada dos asperezas en contacto se forme una unión por adhesión. El contacto entre asperezas se esquematiza en la Figura 2.7.

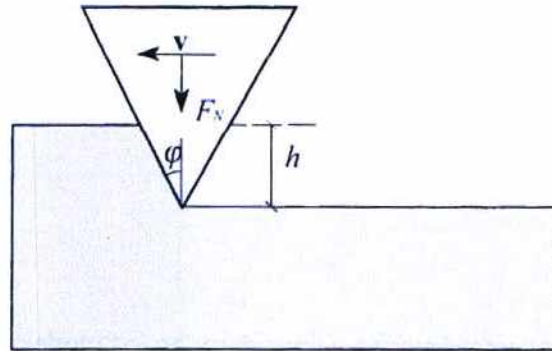


Figura 2.6: Esquema del modelo de abrasión de dos cuerpos, donde una aspereza cónica se desliza sobre un cuerpo más blando. [59]

El tercer modelo aceptado, es un modelo cuantitativo de fricción, que relaciona las fuerzas de fricción y la carga normal aplicada, y establece que la fuerza de fricción macroscópica es directamente proporcional a la carga aplicada e independiente de la distancia recorrida y del área de la superficie de contacto [28]. Esta ley es conocida como ley de Coulomb o ley de Amonton, dependiendo del origen de los autores. Es muy simple y muy aceptada aunque con sus limitaciones, debido a que no contempla el efecto de la velocidad de deslizamiento. El coeficiente de proporcionalidad es el

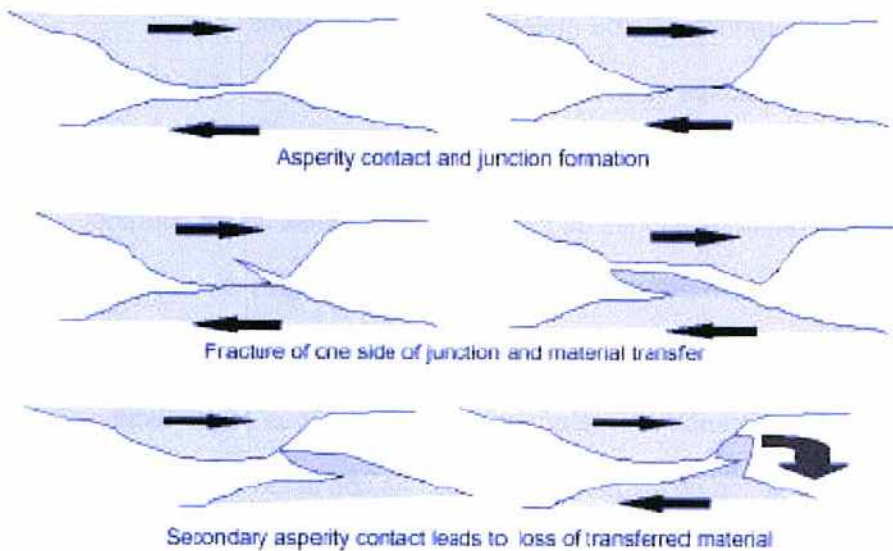


Figura 2.7: Esquema del modelo de adhesión que involucra el contacto entre asperezas de los cuerpos en contacto.

coeficiente de fricción y depende de la naturaleza de los materiales en contacto y es independiente de la carga aplicada.

Se han propuesto otros modelos de desgaste por deslizamiento que consideran un número de variables tan alto que las simplificaciones hechas en cada caso son muy particulares. Entre las variables y fenómenos a considerar en los modelos se pueden mencionar los que figuran en la Tabla 2.1.

Tabla 2.1: variables y fenómenos a considerar en los modelos de desgaste

-
- I.- El tipo de contacto: conforme o no conforme
 - II.- El campo de tensiones entre los cuerpos en contacto
 - III.- El movimiento relativo entre los cuerpos en contacto
 - IV.- La generación de calor debida a la fricción
 - V.- La disipación de calor del sistema tribológico
 - VI.- La deformación elástica de los cuerpos de contacto
 - VII.- La deformación plástica de los cuerpos en contacto
 - VIII.- La generación de nuevas superficies
 - IX.- El desprendimiento de material desde los cuerpos
 - X.- Las reacciones químicas entre los materiales
 - XI.- Las reacciones químicas de los materiales con la atmósfera
 - XII.- Las transformaciones de fase en los materiales de los cuerpos
 - XIII.- Las transformaciones de estado de los materiales de los cuerpos
 - XIV.- La difusión de aleantes dentro de los cuerpos en contacto
 - XV.- La transferencia de materiales entre los cuerpos en contacto
 - XVI.- La variación de las propiedades físicas con la temperatura
-

Todos estos fenómenos deben ser tenidos en cuenta en el modelo para poder predecir su evolución en el tiempo. Aunque, muchos de ellos pueden prescindirse si se analiza en situaciones particulares donde predominen algunos frente a otros. Por ejemplo: En el desgaste por abrasión son más relevante los fenómenos I y III, ya que se considera un proceso isotérmico y la forma de los fragmentos está impuesta por la penetración de la aspereza, ver Figura 2.6, por lo tanto, los fenómenos II, y del IV al XVI son constantes y no afectan a los cálculos.

Modelos que hacen énfasis en la superficie de contacto analizando superficies lisas y rugosas, [61, 62] basados en modelos de mecánica de contacto para determinar la distribución de tensiones y deformaciones, principalmente en el rango elástico y en algunos pocos casos en el rango de deformaciones plásticas. Estos modelos han mostrado que la tensión máxima se concentra en la subsuperficie a una cierta distancia de la superficie de contacto, esto se muestra en la Figura 2.8.a donde se observa que el campo de tensiones generado por dos cilindros, de superficies lisas, puestos en contacto presenta el valor máximo a una distancia normalizada $z/a = 0,8$; donde z es la profundidad y a el diámetro de los cilindros [61]. En la Figura 2.8.b se muestra el campo de tensiones de un cilindro de diámetro a que se apoya y desliza, de izquierda a derecha, sobre una superficie plana. Se observa que la tensión máxima se presenta a una distancia debajo de la superficie y desplazada hacia la derecha debido a la fricción [61].

Por otro lado, en superficies rugosas se observan situaciones similares aunque ajustadas a las escalas de la superficies de contacto, por ejemplo en la Figura 2.9 se muestra el contacto entre dos superficies planas rugosas, ver Figura 2.9.a, en la cual se observa una región de altas tensiones cercanas a la superficie debidas a que las asperezas son pequeñas, y otra zona de altas tensiones más profundas relacionadas con la dimensión macro de los cuerpos en contacto [63], cuando hay movimiento se observa también un desplazamiento de las tensiones máximas adelantándose respecto de la posición estática [62, 64].

Los sistemas con deslizamiento que modelan el deslizamiento entre dos cuerpos, con deformaciones en el rango plástico dan buenos resultados para sistemas con una sola pasada [65], ya que para considerar múltiples pasadas se incrementa la complejidad del problema pues el dominio, es decir la superficie de contacto, se deforma sustancialmente, por lo que es necesario calcular la forma de la nueva superficie luego de cada pasada, en tal caso los errores de los cálculos se pueden ir amplificando sucesivamente en cada paso.

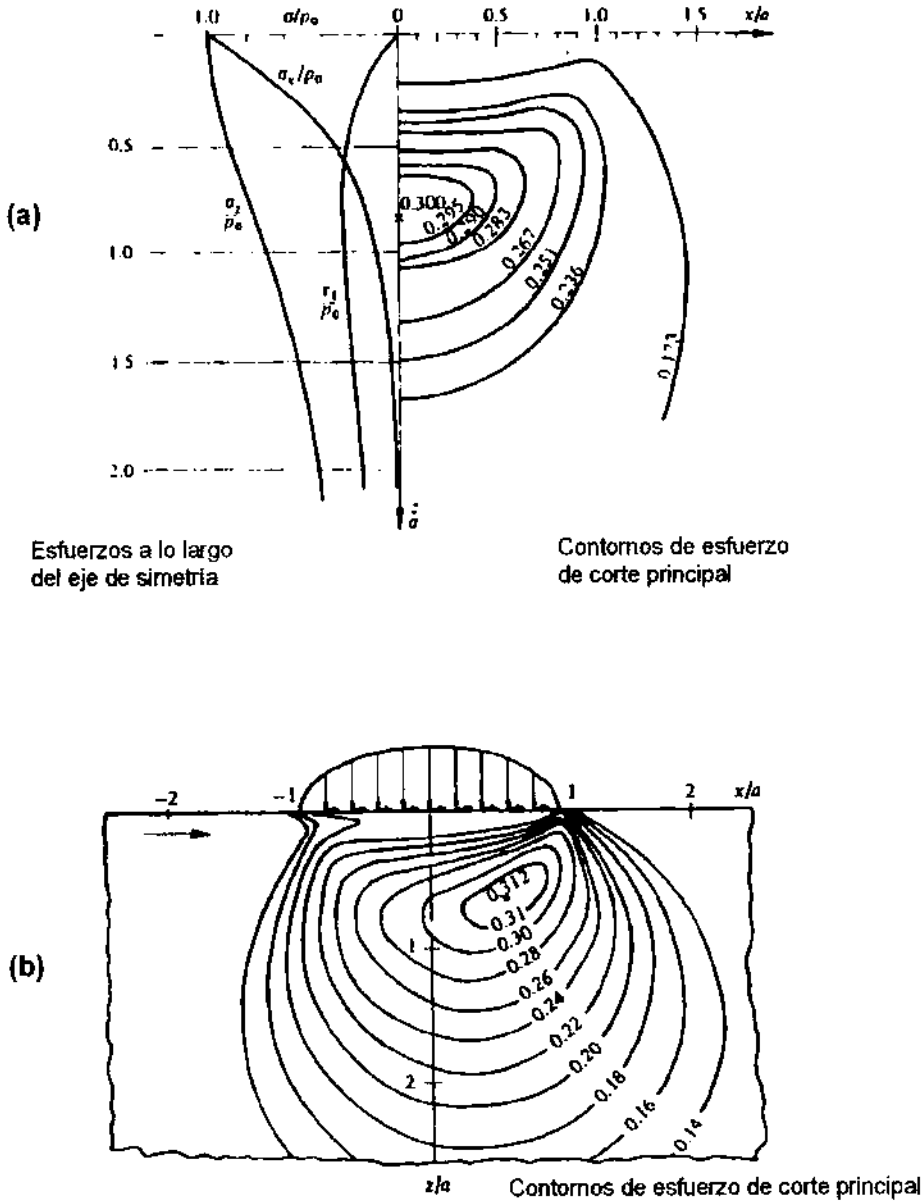


Figura 2.8: Distribución de tensiones en la subsuperficie durante le contacto de superficie lisa de: (a) dos cilindros y (b) un cilindro moviéndose sobre una superficie plana [61].

A pesar de lo simplificado de los modelos de una pasada, se puede extraer información interesante, en particular cuando se considera a la capa tribológica, como si fuese un recubrimiento externo con propiedades diferentes a las del sustrato, en ese caso se puede observar la concentración de tensiones en la interfase sustrato-capas tribológica.

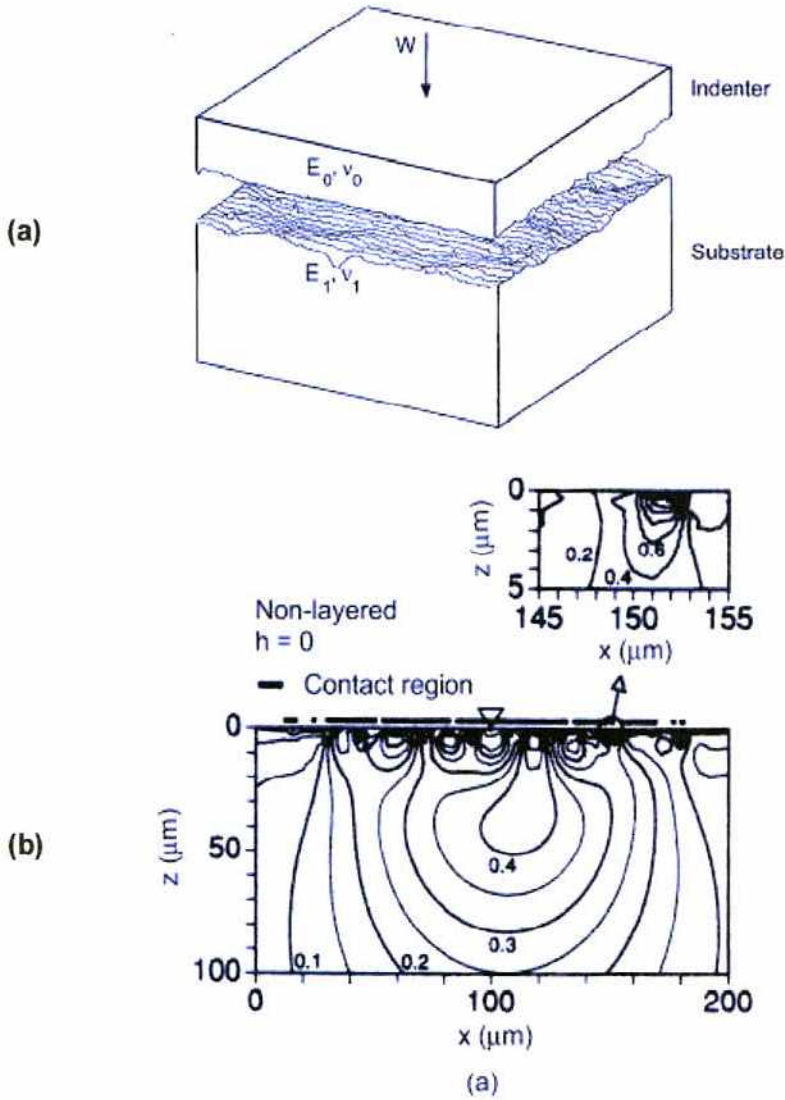


Figura 2.9: (a) superficies rugosas en contacto, (b) contornos de esfuerzos de von Mises [GPa] en la subsuperficie del cuerpo inferior de la figura de arriba [63].

2.3. Modelos computacionales de desgaste y fricción

Debido a la complejidad del proceso de desgaste no hay un modelo universal que pueda utilizarse en forma general. Por lo tanto, en función de las características particulares de cada proceso se discriminan los mecanismos predominantes [29,66]. Esta discriminación se hace sobre la base de la experiencia de cada investigador y los antecedentes reportados en la literatura. Se obtiene así dos tipos de modelos, aquellos que parten de mecanismos básicos de deformación de los materiales y de aquellos empíricos que se combina los mecanismos de desgaste vistos en la sección anterior [6, 67].

Debido a esta selección de mecanismos de desgaste los modelos están limitados a determinadas condiciones, por lo que no es posible realizar extrapolaciones sin revisar los fenómenos contemplados en el modelo [67].

En el caso de modelos de desgaste de un proceso con tercer cuerpo, deben considerarse todos los fenómenos mencionados en la Tabla 2.1, lo que indica la complejidad de modelar el sistema y eso explica por qué al momento no se han alcanzado modelos que sean suficientemente completos.

A raíz de esta complejidad los modelos computacionales de desgaste planteados hasta el momento se pueden clasificar según el fenómeno principal considerado, en:

- i. Modelos centrados en la transferencia de material;
- ii. Modelos centrados en los mecanismos de fractura de los fragmentos;
- iii. Modelos centrados en el cálculo de deformación;
- iv. Modelos computacionales semi-empíricos,

v. Modelos computacionales relacionados directamente a desgaste son los modelos, que calculan la fuerza de fricción y la temperatura de la superficie de contacto.

A continuación se describe con más detalle los modelos mencionados.

2.3.1. Modelos centrados en la transferencia de materiales

Estos modelos estudian la transferencia de materiales durante el desgaste a partir del principio de conservación de la masa y de la energía. El problema se ha abordado por tres técnicas diferentes, mediante: modelado por dinámica molecular [30, 54, 68-71], autómatas celulares [72]; y a través de balances de masa [73, 74]. Los modelos estudian el proceso de mezclado de materiales y su relación con la velocidad de deslizamiento, y la carga. Se obtuvieron resultados cuantificando el espesor de la capa mezclada, la tasa de desgaste y el coeficiente de fricción.

En las simulaciones de Dinámica molecular se estudió la transferencia de materiales entre dos cuerpos en contacto, mediante simulaciones de Dinámica Molecular [54, 70, 71, 75, 76]. Se ha encontrado que durante el desgaste en la superficie de contacto existe un flujo a escala atómica el cual es responsable de la estructura nanocristalina y el mezclado de los materiales. Este flujo influye directamente en el patrón de deformación observada, el cual presenta el aspecto de remolinos. Por estas características puede asimilarse el proceso de flujo de material sólido a un proceso de flujo de fluidos turbulento, donde la vorticidad es la principal componente de la mezcla de materiales. La velocidad de crecimiento de la capa es proporcional a $(\text{tiempo})^{1/2}$ y el espesor de la capa es proporcional a la velocidad de deslizamiento. En la Figura 2.10 se muestra dos estadios de la simulación en la Figura 2.10.a los momentos iniciales, del proceso donde la estructura atómica se ve ordenada y mantiene su periodicidad; en la Figura 2.10.b se observa un estadio avanzado donde se observan los remolinos y la zona mezclada que representa la extensión de la capa mezclada mecánicamente (MML) [76].

En la Figura 2.10.b se observa que los vórtices se acomodan en una línea horizontal siguiendo la superficie de contacto representada en azul en la Figura 2.10.a. Extrapolando los vórtices a escala macro puede pensarse que éste es el mecanismo de “acomodación de velocidades” propuesto por Godet [6]. Suponiendo a la región turbulenta en un estado de flujo plástico, ya sea en la MML o en la subsuperficie.

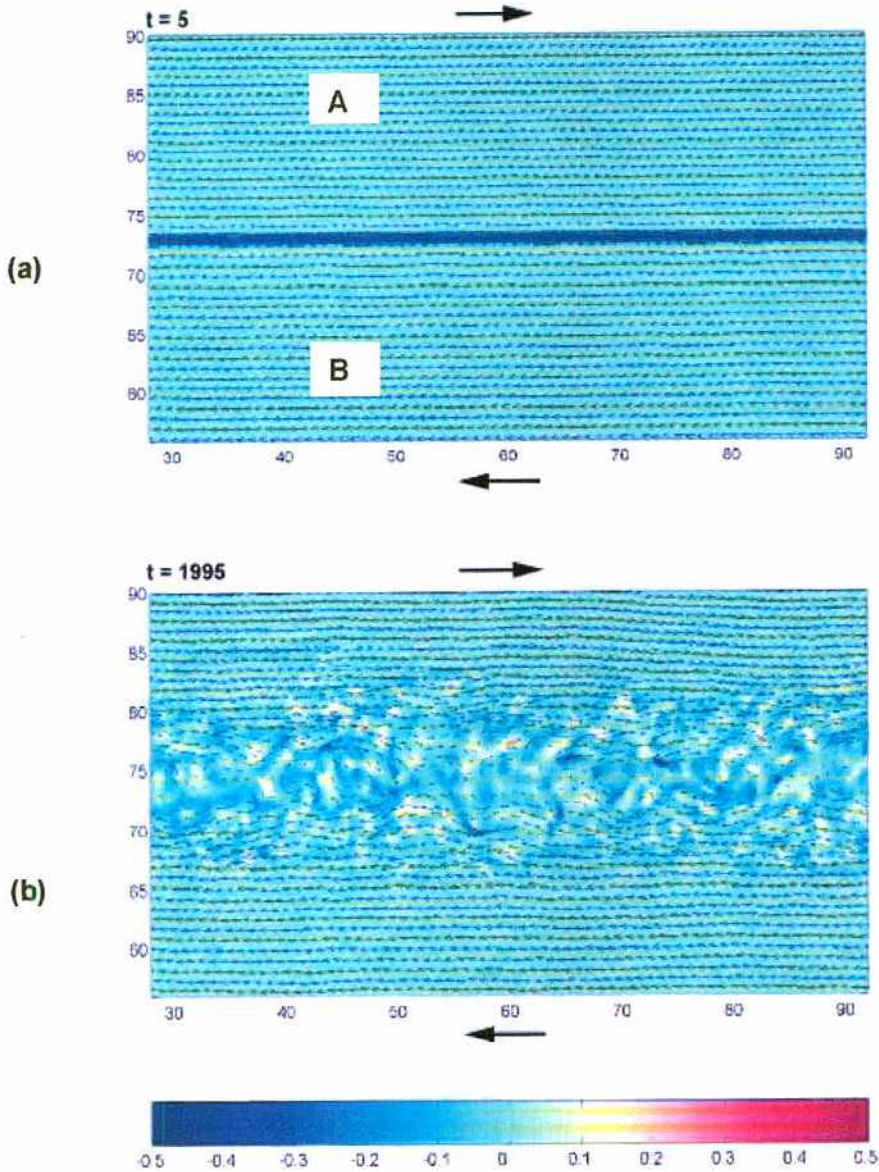


Figura 2.10: Resultados de las simulaciones de dinámica Molecular del contacto donde un cristalino A desliza sobre otro cristal B, a una velocidad relativa igual a 1.0 (en unidades de Lennard-Jones). (a) Estado al tiempo $t=5$, (b) Estado al tiempo $t=1995$. El mapa de colores representa la vorticidad, los vectores de velocidad muestra como se desarrollan los vórtices en la zona de contacto [76].

Además, las simulaciones permiten calcular el coeficiente de fricción y se ha observado que el mismo aumenta con la velocidad a bajas velocidades, en cambio, disminuye con la velocidad a altas velocidades, se supone que tal comportamiento se debe a cambios en la estructura por efectos térmicos introducidos en el modelo [70, 71, 76]. Los resultados del modelo dan una representación limitada de los experimentos, ya que se obtiene un valor de coeficiente de fricción igual a 0,2 el cual

es bajo comparado a los 0,75 y 1,1 encontrado en los experimentos, ver Figura 2.11, probablemente debido a que el modelo no tiene en cuenta los aspectos triboquímicos de la fricción y esto influye en los resultados experimentales.

Los modelos de balance de materia han mostrado que se refuerzan los resultados vistos en las simulaciones de dinámica y muestran que debe tenerse en cuenta el flujo de partículas que salen del sistema (fragmentos) y el flujo de partículas

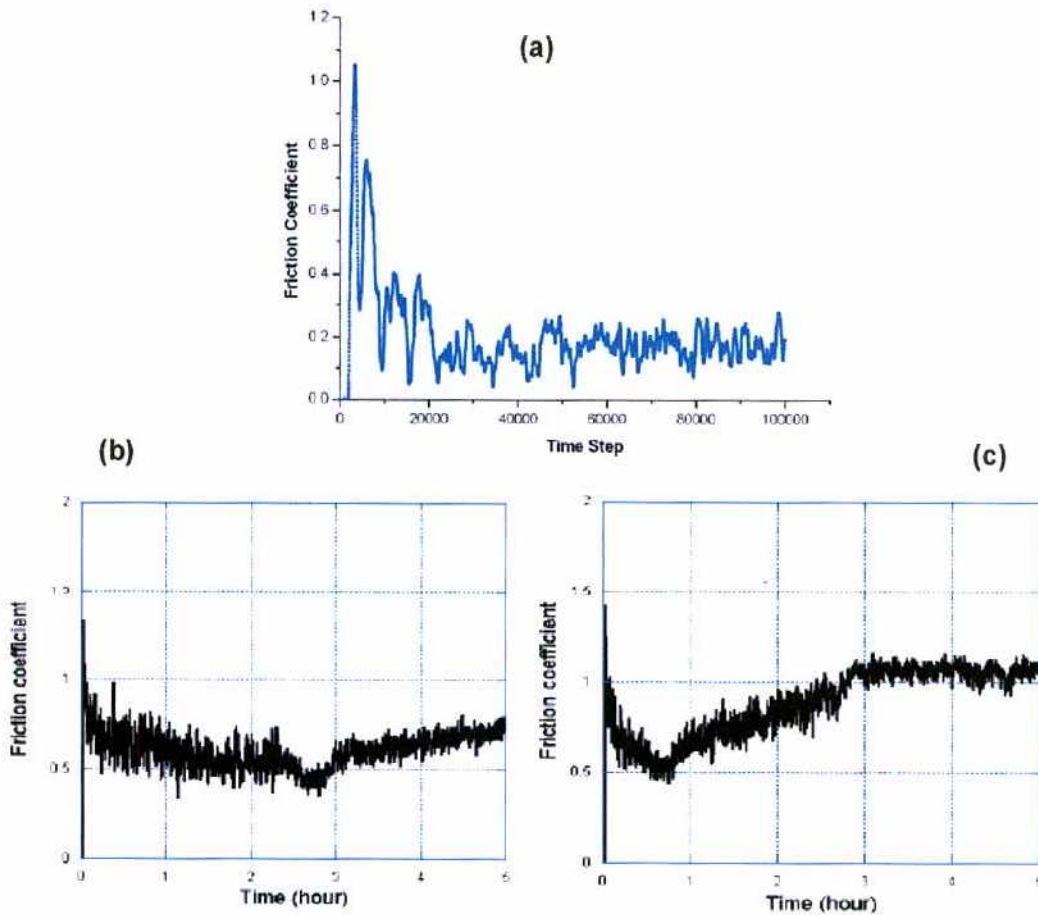


Figura 2.11: Coeficiente de fricción, (a) cálculo resultado de simulaciones de Dinámica Molecular, (b) resultados experimentales del sistema equivalente a la simulación (Al-Fe) a 2.7cm/s y carga aplicada de 0,5 N y una humedad relativa de (b) 20%, y (c) de 65% [76].

dentro del sistema, es decir de los primeros cuerpos al tercer cuerpo, y que si es posible suministrar el flujo de partículas al tercer cuerpo es posible mantener su rol lubricante en el sistema. Este modelo permite obtener las ecuaciones necesarias para realizar los cálculos y cuantificar el desgaste, pero tiene el inconveniente de que no permite identificar los parámetros físicos que se corresponden con los coeficientes de las ecuaciones. Por lo tanto, debe emplearse en conjunto con un experimento real o modelos físicos en base a principios teóricos más fundamentales [73, 74].

2.3.2. Modelos centrados en la fractura de los fragmentos

Estos modelos estudian la el desprendimiento del material durante el proceso de desgaste, el desprendimiento de los fragmentos puede darse por propagación de fisuras, fractura dúctil o frágil y por corte. Los modelos encontrados en la literatura abarcan los procesos de desgaste por abrasión [59, 77, 78], corte con arranque de viruta [79, 80], erosión [81], fretting [82], y desgaste por deslizamiento [83]. Los modelos se formulan generalmente mediante análisis por elementos finitos o técnicas equivalentes y se introducen diferentes formas de considerar el desprendimiento de los fragmentos, en algunos casos se introducen fisuras a priori en orientaciones y de tamaños diferentes en un dominio continuo, en otros casos se emplean dominios discontinuos, y en modelos más complejos se calcula la generación de nuevas superficies a partir de un balance energético empleando un dominio continuo.

Los modelos de abrasión y de corte con arranque de viruta han mostrado una buena correlación con los experimentos [59, 80], debido principalmente a que hay un único mecanismo predominante en la generación de los fragmentos. Los modelos de erosión, fretting y de desgaste por deslizamiento son más críticos debido a que consideran más de un mecanismo y la predominancia relativa entre uno y otros es impuesta en el modelo. Por lo tanto, son valiosos para determinar la relevancia de un mecanismo frente a otro y, mientras no se proponga un criterio objetivo para cuantificar la relevancia de un mecanismo frente a otro, estos modelos no son satisfactorios como modelo general de desgaste para predecir tasas de desgaste.

2.3.3. Modelos centrados en la deformación

Estos modelos estudian la deformación de los materiales y calculan a partir de ella el desgaste. Este tipo de modelos se utilizan para los procesos de desgaste por erosión [84], fretting [85, 86], deslizamiento [87- 93], abrasión [94, 95] y rodadura [96].

Para calcular la deformación utilizaron diferentes técnicas de cálculo, como: elementos finitos [86, 91, 94, 96] y modelos analíticos [84, 85, 87]. Para las mismas se

asumieron diferentes simplificaciones siendo la principal el tipo de deformaciones estudiada, encontrándose deformaciones elásticas y plásticas.

Sun et al. [91] propuso un método para evaluar el efecto del tercer cuerpo en la distribución de las sollicitaciones debidas al desgaste. El método consiste en calcular las deformaciones que sufren un cuerpo compuesto por un sustrato y una capa superficial de propiedades mecánicas diferentes. La capa superficial simula al tercer cuerpo. Los cálculos se realizan utilizando análisis por elementos finitos sobre un dominio bidimensional. La sollicitación impuesta es un esfuerzo normal y otro tangencial en la superficie superior que simula los esfuerzos propios del desgaste aplicados sobre la superficie de contacto. En la Figura 2.12.a se muestra el dominio utilizado para el cálculo. Estudian el efecto de la diferencia relativa en las propiedades mecánicas del sustrato y de la capa superficial, y del coeficiente de fricción. Encuentran que la distribución de los esfuerzos y de la deformación es uniforme en ambos materiales excepto en los bodes de entrada y de salida donde se concentran y deforman los materiales excesivamente, ver la Figura 2.12.b. Además, encontraron que la relación entre la deformación del sustrato (elástica) y la deformación del conjunto (elástica y plástica) alcanza un valor estacionario si la capa superficial se deforma elásticamente, disminuye con el tiempo si la capa superficial se deforma plásticamente. El modelo permitió relacionar las deformaciones concentradas en cada material y observar como se reparte la sollicitación y no se calculó el desgaste de los materiales.

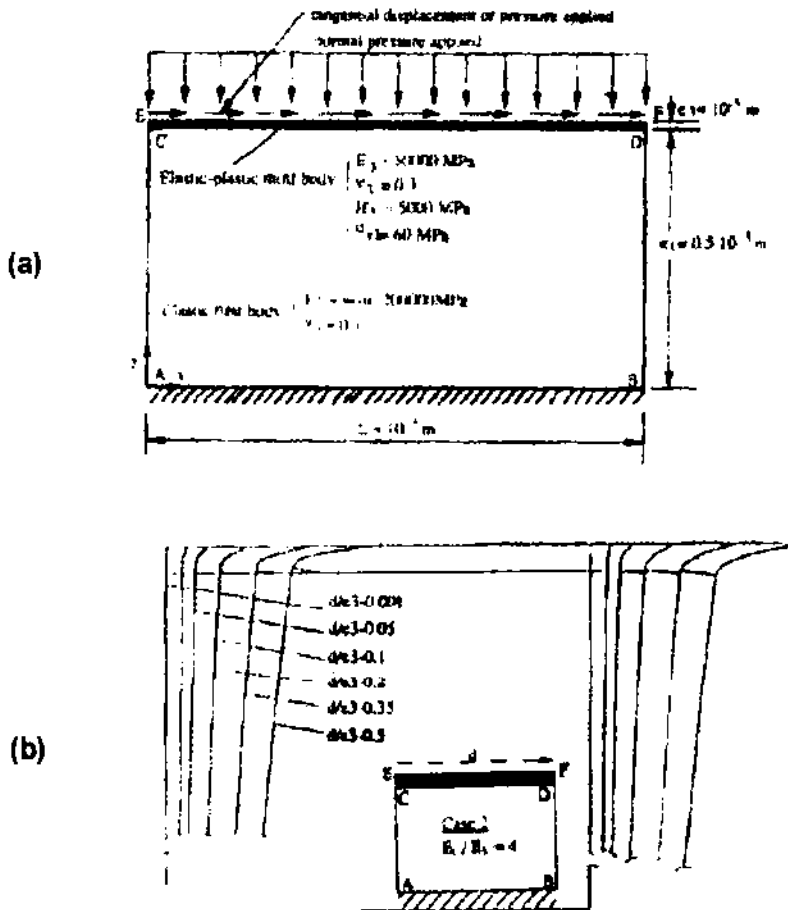


Figura 2.12: Modelo para calcular la distribución de esfuerzos y deformaciones en un sistema de sustrato y tercer cuerpo. (a) Esquema del modelo y condiciones de contorno, (b) Resultados del caso donde el módulo elástico de la capa es igual a $1/4$ del módulo del sustrato, donde se observa que la deformación en los bordes de entrada y de salida crece a medida que se aplica mayor deformación tangencial [91].

Chen et al. [90] emplean un modelo de deformación para modelar el desgaste de un cilindro en contacto con una superficie plana, en la Figura 2.13.a se muestra el esquema utilizado en el modelo. El cálculo se realiza sobre un dominio bidimensional empleando elementos finitos no lineales para considerar las grandes deformaciones producidas durante el deslizamiento. El cilindro se considera rígido y la superficie es la que se deforma, el vínculo entre cilindro y la superficie es un coeficiente de fricción de 0,1. Los resultados de deformación, ver la Figura 2.13.b, se compara con experimentos y se observa una buena correlación entre ellos, ver la Figura 2.13.c, y se muestra la validez de este tipo de modelos para representar el desgaste cuando hay deformación plástica; no se realizan cálculos de tasa de desgaste.

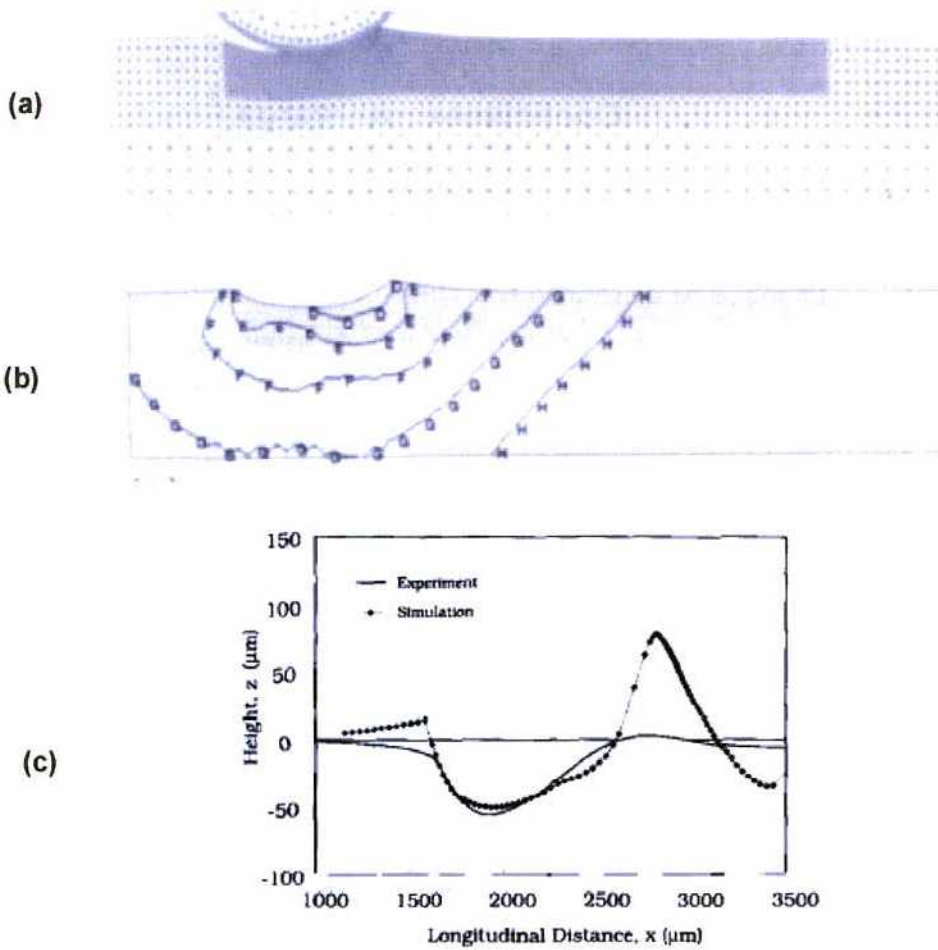


Figura 2.13: Modelo bidimensional para calcular la deformación de una placa plana debida al deslizamiento de un cilindro rígido.(a) dominio y malla utilizados, (b) campo de tensiones de von Mises en un estadio inicial del proceso, el cilindro se mueve hacia la derecha; Comparación con de los resultados del modelo con los experimentos [90].

Kapoor et al. [87, 97] ha propuesto el modelo de *plastic ratchetting* [98], el cual se puede interpretar como una deformación plástica progresiva debida a un esfuerzo discontinuo repetitivo. Este proceso de deformación plástica "por pasos" se ajusta bien al proceso de desgaste por deslizamiento donde las asperezas de un material deslizan sobre las asperezas del otro, por lo tanto, se tiene un contacto discontinuo y repetitivo. Una característica del proceso de *ratchetting* es que el desgaste es producido exclusivamente por la deformación plástica y no es cuantificado por medida de pérdida

de peso, ver la figura 2.14.a. Se plantea un modelo analítico para un contacto entre superficies de múltiples asperezas semiesféricas, en la Figura 2.14.b se muestra el esquema mostrando los estados de tensiones del material que sufre el desgaste. Con el modelo se puede relacionar la tasa de desgaste con las propiedades mecánicas de los materiales.

Este modelo permite calcular el coeficiente de desgaste y encuentran:

$$\text{Coeficiente } \propto \text{carga}^{1,5} \quad (\text{Eq. 2.3})$$

Esto es interesante y difiere del modelo de Archard [28] donde el coeficiente es independiente de la carga aplicada. Se plantea una relación entre el coeficiente de desgaste con un índice de plasticidad relacionado con las propiedades mecánicas del material que sufre el desgaste y con la distribución de asperezas de la superficie más dura (que produce el desgaste), ver la Figura 2.14.c. Los resultados también indican que la fricción disminuye el límite a partir del cual se comienza a observar *ratchetting* y, por lo tanto, se acelera el desgaste. El modelo permite calcular un valor absoluto de tasa de desgaste, pero a raíz de que éste valor depende fuertemente de las propiedades del material el resultado debe tratarse con cuidado [97]. Además, para el cálculo se necesita una curva de distribución de tamaño y de asperezas, lo cual no es posible determinar con precisión. Una limitación del modelo es que no considera una distribución heterogénea de las deformaciones, por ejemplo concentraciones en los bordes de entrada y de salida.

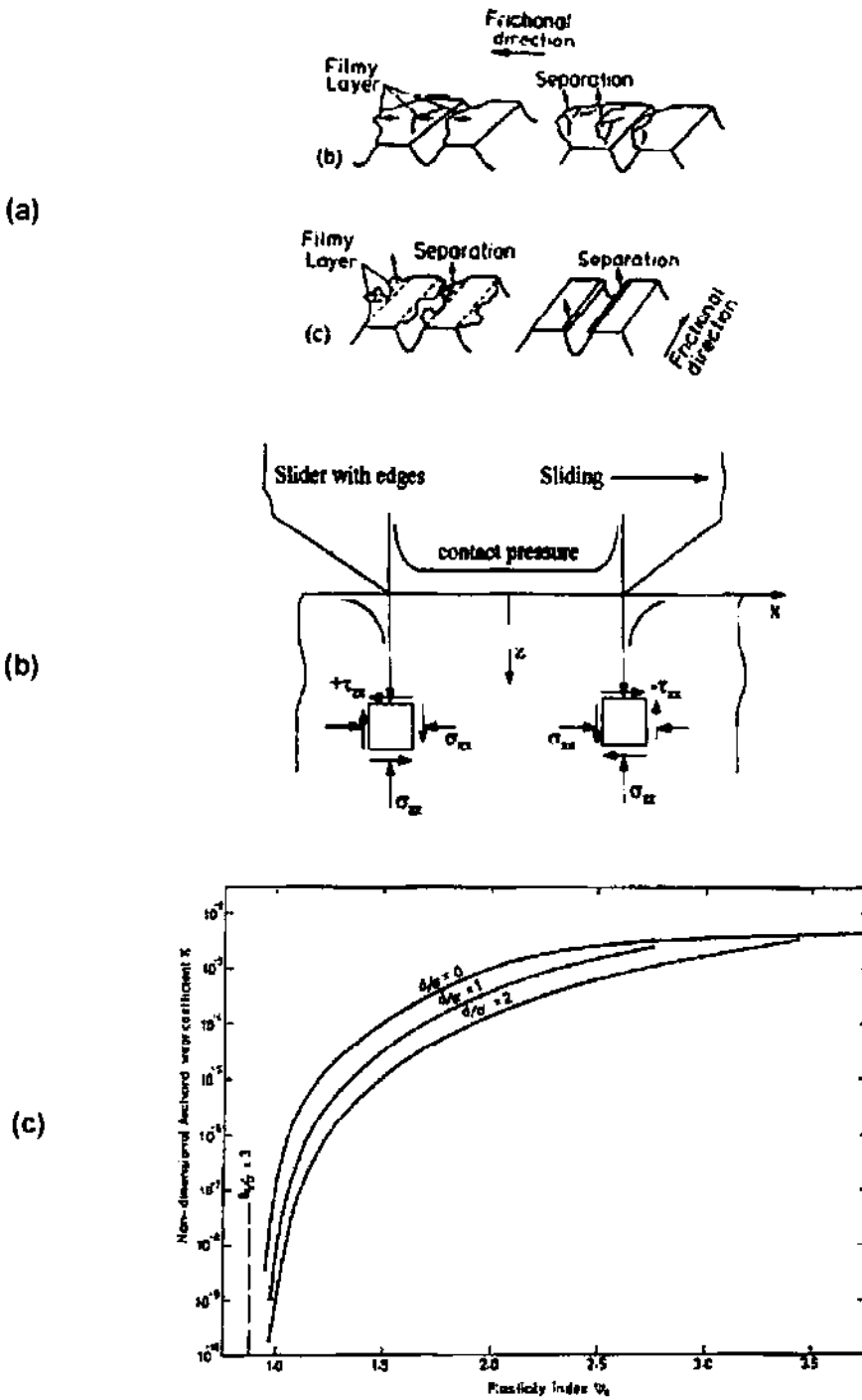


Figura 2.14: Modelo de *ratchetting* para desgaste por deslizamiento. (a) deformación de las asperezas debido al *ratchetting* en función de la dirección de deslizamiento y la orientación de las asperezas, (b) estado de tensiones en el material que sufre el desgaste debajo de una aspereza, (c) coeficiente de desgaste de Archard como función del índice de plasticidad para tres diferentes distribuciones de tamaño de asperezas [97].

Linck et al. [88] abordaron la simulación del deslizamiento de dos primeros cuerpos con un coeficiente de fricción constante y una superficie suave, mediante análisis por elementos finitos, bidimensional. Encontraron inestabilidades en el contacto de los primeros cuerpos. Estas inestabilidades son deslizamiento discontinuo (stick-slip) y zonas de separación del contacto. Así, bajo coeficientes de fricción comprendidos entre 0,005 y 0,4 y velocidades de deslizamiento comprendidas entre 0.15 y 15 m/s. encontraron que la interfase entre ambos primeros cuerpos no mantenían un contacto estable y observaron deslizamiento discontinuo y separación de las superficie de contacto. Estas discontinuidades tienen influencia en el contacto microscópico que se enmascaran al estudiar el proceso en forma macroscópica. A nivel microscópico estas alteraciones generan disminución del área real de contacto y un incremento en los esfuerzos de corte, lo cual al tener en cuenta la velocidad de deslizamiento pone en evidencia de que no hay un estado de cargas continuo, sino que es alternado y de alta frecuencia. Este fenómeno no fue observado experimentalmente, pero permite explicar algunos mecanismos de eliminación de fragmentos y la generación de calor en las superficies de contacto. El modelo no fue usado para calcular la tasa de desgaste.

Acharya [89] estudió el desgaste de un elastómero relacionándolo con la deformación elástica del mismo. En su estudio planteó la relación entre las interacciones mecánicas y el desgaste, utilizando para ello el análisis por elementos finitos de las deformaciones elásticas del elastómero. El elastómero consta de una fisura superficial presupuesta y se analiza la interacción del mismo con una aspereza semicircular rígida la cual crea el campo de tensiones y deformaciones en el elastómero. El campo de tensiones es modificado en presencia de la fisura y se puede calcular su distribución en función de la forma y tamaño de la fisura y de las propiedades mecánicas del elastómero. Con estos resultados se calculó la energía disponible para propagar la fisura, este valor de energía fue utilizado para calcular el mínimo espaciado entre fisuras permitido antes de que se produzca el desgaste en forma catastrófica. El resultado del trabajo permite conocer la evolución del desgaste en función del tipo de solicitaciones impuesto. Este modelo no permite calcular tasas de desgaste.

Zhang et al. [92] y Chen et al. [93] utilizaron un modelo de deformación plástica para predecir el comportamiento del material en el proceso de soldadura por fricción, realizaron cálculos del flujo de material debido a la interacción entre la probeta y la herramienta usando elementos finitos, y un modelo de deformación plástica

considerando que el metal se comporta como un fluido de alta viscosidad. Las propiedades del material de la probeta dependen de la temperatura, la cual fue calculada por el mismo método suponiendo que un coeficiente de fricción constante era la única fuente de calor. Compararon los resultados con experimentos y obtuvieron una buena representación de la deformación y del campo de temperaturas. No calcularon el desgaste y tampoco transferencia de material entre las partes.

2.3.4. Modelos semi-empíricos de desgaste

Estos modelos pueden dividirse en dos clases, uno que usa solamente ecuaciones fenomenológicas basadas en mecanismos simples de desgaste y otro que combina los resultados del cálculo de tensiones, deformaciones o campos de temperatura con ecuaciones fenomenológicas para cuantificar el desgaste. Por lo tanto estos modelos no modelan el desgaste sino que imponen la ley de desgaste como ecuación constitutiva del modelo.

Dentro del primer grupo el modelo se obtiene empíricamente de experimentos realizados al efecto, y en algunos casos combinando diversos mecanismos simples utilizando coeficientes de proporcionalidad para vincularlos [99-103].

El segundo grupo calcula la deformación y los esfuerzos mediante técnicas como elementos finitos o elementos de contorno y a partir de esos datos aplica un modelo fenomenológico de desgaste para cuantificar la tasa de desgaste. El modelo de desgaste es determinado por el tipo de proceso que se está analizando. En algunos casos se calcula también la temperatura debida a la fricción y se tienen en cuenta las propiedades mecánicas de los materiales [38, 104-112].

Estos modelos son los más abundantes y comúnmente empleados para cuantificar el desgaste de procesos y dispositivos mecánicos particulares, donde el mecanismo de desgaste ya ha sido identificado verificado experimentalmente y no para el estudio del mecanismo propiamente dicho [104, 109].

2.3.5. Modelos utilizados para calcular fuerzas de fricción y modelos para la temperatura de la superficie de contacto

Los modelos que calculan fuerzas de fricción van más allá del simple modelo de Coulomb, que relaciona fuerza normal con la fuerza de fricción mediante un coeficiente de fricción. Los modelos de fricción tienen en cuenta diferentes aspectos del contacto, propiedades de los materiales y variables del proceso para calcular la fuerza de fricción [113, 114]. Principal atención se pone en los focos de disipación de energía, que pueden ser generación de calor, deformación elástica y plástica, generación de defectos cristalinos, etc. [115-117].

Los métodos de cálculo para determinar las fuerzas de fricción comprenden desde dinámica molecular [115, 118], métodos de Montecarlo [119], autómatas celulares [72, 114], elementos finitos [113, 120].

Los resultados han mostrado que el proceso de modelado es complejo y el grado de simplificaciones es determinante de los resultados obtenidos. Los resultados de los modelos han mostrado la forma de reducir las fuerzas de fricción con la introducción de diferentes tipos de lubricantes y han permitido acotar las características de los mismos, pero hasta el momento no se ha encontrado un modelo general que permita determinar las fuerzas de fricción en cualquier sistema tribológico.

Los modelos que calculan el campo de temperaturas generado durante el desgaste enfrentan el problema principal de calcular la temperatura de contacto (*flash temperature*), esta es la temperatura en las puntas de las asperezas y no es posible medirlas debido a las limitaciones de tiempo de respuesta, tamaño de los sensores y generación de tercer cuerpo [121].

El problema se ha abordado de dos maneras diferentes, una empleando el área real de contacto y otra usando el área aparente. En el primer caso se debe suponer una distribución de tamaños y formas de las asperezas [122-124], con el otro método no es necesario [125, 126] ya que se emplea una temperatura promedio asignada a toda la superficie de contacto. En el primer caso, se puede calcular el efecto de las deformaciones de las asperezas localmente. En el segundo caso se asigna mayor relevancia a la deformación de la subsuperficie y desprecia la deformación de las asperezas.

Las determinaciones de las temperaturas de contacto mediante modelado han sido cuestionadas severamente debido a que las suposiciones en cuanto a

conductividades térmicas, coeficientes de disipación de calor (convección), área real de contacto, calor generado de fricción pueden introducir errores en los cálculos que se van amplificando y alteran sensiblemente los resultados obtenidos [127], ver la Figura 2.15.

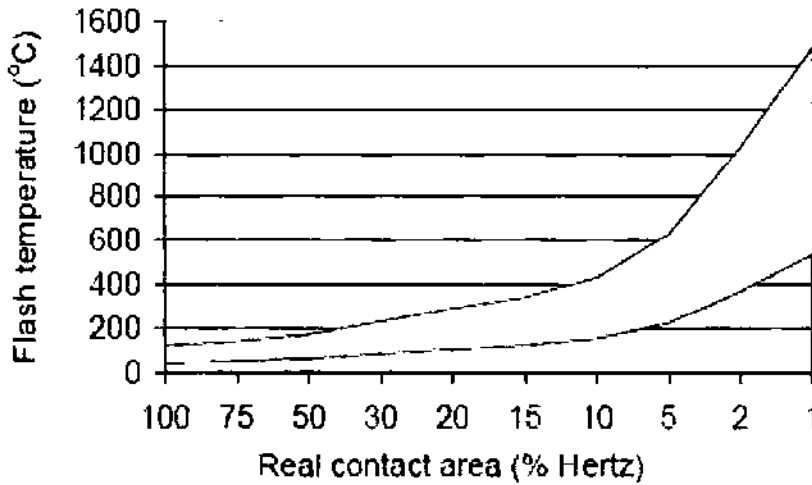


Figura 2.15: Resultados de varios modelos de temperatura de contacto como función del porcentaje de área de contacto, sin variación de ningún otro parámetro de entrada [127].

2.3.6. Recomendaciones sobre los modelos

Meng y Ludema [29] realizaron en 1993 un análisis exhaustivo de los modelos analíticos usados en la bibliografía para predecir el desgaste, encontraron más de 200. Del análisis de sus bondades y defectos sugieren que para elaborar modelos más amplios los modelos deben construirse teniendo en cuenta las siguientes consideraciones:

- i. Abandonar los esfuerzos de modelar utilizando los modelos fenomenológicos de desgaste existentes al momento.
- ii. Desarrollar descripciones completas de la evolución de eventos macroscópicos a nivel de las superficies de contacto. Esto incluye la propuesta de mecanismos de fractura y movimiento de los fragmentos.

- iii. La fuerza de fricción debe estar comprendida de una manera más fundamental que a través del coeficiente de fricción. Para introducir de una manera más efectiva las tensiones y temperaturas en todas las sustancias que participan del desgaste.

Un modelo completo que pretenda explicar el desgaste bajo condiciones que generen la capa MML debe explicar Cómo se forma la MML, cómo se repone, y cómo se destruye. Para eso hay que disponer de la siguiente información:

- i. Qué diferencia hay entre las capas MML y las subsuperficies formadas a diferentes cargas. (Morfología, espesor, dureza, continuidad, composición)
- ii. Qué diferencias hay entre las capas MML y subsuperficies obtenidas a diferentes distancias de deslizamiento.
- iii. La diferencia entre las tasas de desgaste instantánea medida por diferencia de peso y por acortamiento de la probeta en función de la carga y la distancia de deslizamiento
- iv. Influencia de las condiciones iniciales

En vista de ello, en esta tesis se aborda el estudio de los cuatro puntos anteriores y con ellos se elabora un modelo simple siguiendo las premisas propuestas por Meng y Ludema. Por lo tanto, en el modelo no se emplea ningún mecanismo fenomenológico de desgaste; se brinda una descripción de los eventos que producen el desgaste basada en la deformación plástica de la subsuperficie; y no se utiliza *a priori* el coeficiente de desgaste, sino que se desacopla su efecto calculando la temperatura y los campos de tensiones y deformaciones se calculan por separado. En una etapa posterior se introduce al coeficiente de fricción para validar los resultados del modelo con datos experimentales generados en la tesis y otros reportados en la literatura.

Capítulo 3.

Materiales y técnicas experimentales

3.1. Materiales

3.1.1. El material compuesto

Se utilizaron materiales compuestos de matriz de aluminio fabricados a través de metalurgia de polvos y consolidados por extrusión. Se empleó una aleación de AA1060 reforzada con 15% en volumen de partículas de alúmina.

Los refuerzos de alúmina presentan bordes agudos y un tamaño promedio de 20 micrones, ver la Figura 3.2.

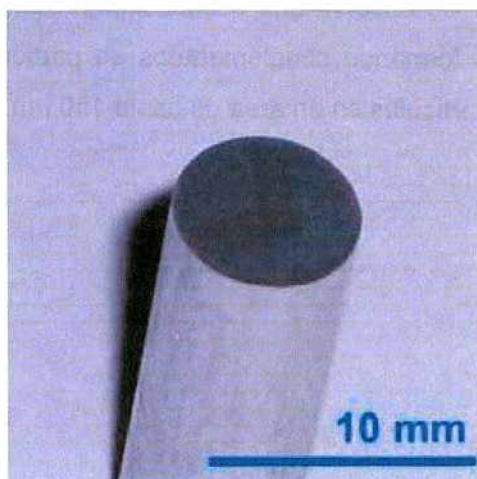


Figura 3.1: Probeta del material compuesto preparada para el ensayo de desgaste.

Las probetas de material compuesto fueron preparadas en forma de cilindros de 6,35 mm de diámetro y 15 mm de longitud, ver la Figura 3.1. La dureza de la matriz y el refuerzo, a temperatura ambiente, se muestran en la Tabla 3.1

Tabla 3.1: Composición y propiedades de los materiales utilizados

Material (función)	Composición (en peso)	Dureza, HV	Proporción en volumen
AA1060 (matriz)	99,60 % Al, (imp.: Si, Fe, Cu)	44	85 %
Al ₂ O ₃ (refuerzo)	Al (52,94%), O (47,06%)	2100	15 %
Fundición gris (Fe) (contraparte)	-	272 HB	-

La superficie a desgastar de las probetas de material compuesto se prepara según el tipo de ensayo. Así, cuando se requiere una superficie de contacto nueva (plana) la secuencia de papeles abrasivos para el desbaste y pulido es: #150, 220, 320, 400, 500, 600, 1000, 1500 terminando el pulido con una emulsión de alúmina de 0,25 µm. En la Figura 3.1 la superficie circular de la probeta se encuentra pulida según los requerimientos de superficie de contacto nueva.

En el Capítulo 6 se presentan experimentos con superficies iniciales diferentes. La forma de preparación se indicará en ese capítulo ya que su explicación será más clara luego de observar los resultados de los Capítulos 4 y 5.

En la Figura 3.2 se muestra una micrografía representando la superficie de contacto de tipo nueva. Se observa una distribución in-homogénea de los refuerzos, agrupados en regiones formando conglomerados de partículas. Los conglomerados más grandes agrupan partículas en un área de hasta 150 µm de diámetro.

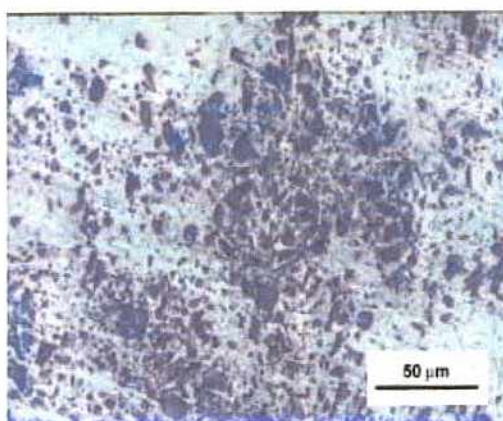


Figura 3.2: Microestructura del material compuesto, la zona clara es la matriz. Las zonas oscuras son las partículas de refuerzo.

3.1.2. La contraparte

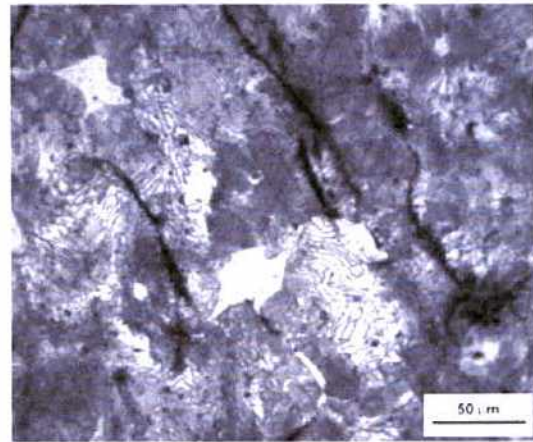
La contraparte es un disco de fundición gris de 170 mm de diámetro, con una dureza de 272 HB. La superficie de contacto a desgastar es la superficie cilíndrica del disco. Previamente a los ensayos la superficie de contacto se prepara según el tipo de ensayo. En todos los ensayos se utiliza siempre el mismo disco con la preparación superficial adecuada.

Cuando se requiere una superficie de contacto nueva la secuencia de papeles abrasivos para el desbaste y pulido es: #150, 220, 320, 400, 500, 600, 1000, 1500 terminando el pulido con una emulsión de alúmina de 0,25 μm , ver la Figura 3.3 donde se muestra la superficie de contacto pulida con características de tipo nueva.

De la misma manera que con la probeta de material compuesto, en el Capítulo 6 se presentan experimentos con superficies iniciales diferentes. La forma de preparación se indicará en ese capítulo ya que su explicación será más clara luego de observar los resultados de los Capítulos 4 y 5.



(a)



(b)

Figura 3.3: Disco del fundición gris: (a) superficie preparada para el ensayo, (b) micrografía de la estructura de láminas de grafito en matriz de cementita y perlita.

3.2. Técnicas Experimentales

3.2.1. Ensayos de desgaste

Los ensayos de desgaste fueron realizados en un equipo pin-on-ring, mostrado en la Figura 3.4, el cual consta de un disco de fundición gris (Fe) de dureza 272 HB, de 170 mm de diámetro, que rota alcanzando una velocidad de 2,7 m/s en su periferia. Sobre la superficie cilíndrica del disco se apoya la probeta del material compuesto que se desea ensayar. El disco es el mismo para todas las probetas ensayadas. La probeta cilíndrica, de material compuesto, es presionada por una carga estática ubicada en la parte superior del equipo.

La repetibilidad de los ensayos de desgaste en el equipo pin-on-ring fue estudiada en trabajos anteriores [1, 2], presentando un intervalo de confianza del 10%, el cual es un valor aceptable y dentro de los parámetros aceptados por la ASTM para equipos de desgaste de otras configuraciones [3]. En esas condiciones y con esos parámetros de error, todos los ensayos se realizaron de manera discontinua hasta alcanzar una distancia que asegure el estado estacionario de desgaste.

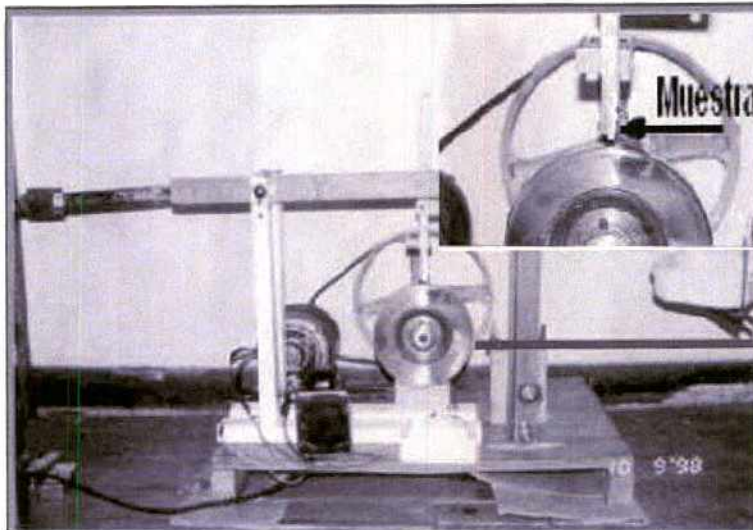


Figura 3.4: Equipo pin-on-ring, utilizado para los ensayos de desgaste.

El proceso de desgaste de modo discontinuo consiste en desgastar la probeta durante un intervalo de tiempo determinado, luego se retira la probeta del equipo, se mide el desgaste, según se describe más abajo, y se vuelve a montar en el equipo con la misma la orientación que tenía antes de retirarla y se vuelve a desgastar. Este

proceso se repite haciendo interrupciones a distancias previamente determinadas y en número adecuado para tener suficientes puntos para seguir la evolución del desgaste. El número de interrupciones y la longitud de los intervalos se establecen dependiendo de las condiciones de carga y tipos de superficie inicial de los materiales.

La comparación entre ensayos continuos y discontinuos ya fue realizada en trabajos anteriores [1], en los que se ha encontrado que no hay diferencia apreciable entre ambas modalidades de ensayo.

Se planearon diferentes variaciones de los ensayos de desgaste para estudiar los factores más importantes que condicionan la estabilidad de la capa tribológica.

En diferentes ensayos se varían la carga normal aplicada, la distancia recorrida y las condiciones iniciales de las probetas de material compuesto y del disco de fundición. Los procedimientos del ensayo de desgaste son ligeramente diferentes en cada caso y para mayor claridad en la explicación se describirán los procedimientos de los ensayos de desgaste dentro de los Capítulos 4, 5 y 6 previamente a la presentación de los resultados.

En este trabajo el desgaste se mide a través del acortamiento de las probetas. Este método de determinación fue adoptado, frente a las medidas de variación del peso luego de confirmar que estas últimas indican la pérdida de material de la MML y no tienen en cuenta el material que es desalojado de la zona de contacto y permanece adherido a la probeta en forma de rebaba, en una posición donde no contribuye a la resistencia al desgaste [1]. El desgaste se expresa como tasa de desgaste lineal, calculado como el acortamiento de la probeta, en milímetros, sobre la distancia deslizada, en metros.

Durante el desgaste se realizaron medidas de temperatura de la probeta de material compuesto en una posición distante 6 mm de la superficie de contacto sometida a desgaste.

3.2.2. Técnicas de análisis y caracterización

3.2.2.1. Microscopía óptica y electrónica

La dispersión de los refuerzos y la microestructura fue observada en el **microscopio óptico**, empleándose el modelo MBX60 de la firma Olympus, con aumentos de 50x, 100x, 200x y 500x. Además, se adquirieron imágenes digitales mediante el sistema de captura incorporado al equipo.

Se emplearon lupas de bajo aumento, de 4x a 40x, para la observación macroscópica de la superficie desgastada de las probetas, así como los bordes de entrada y salida, de los cuales se capturaron de imágenes digitales representativas.

Se utilizó un microscopio electrónico de barrido (SEM) modelo PSEM-500 de la firma Philips, el cual permite captura de imágenes digitales y fotografías con aumentos de 12x a 80000x. También dispone de un analizador de energías de RX de marca EDAX DX-4 para determinación semicuantitativa de los elementos de número atómico mayores a 10 (= Na)

En este equipo se realizaron las observaciones y análisis químicos de las superficies desgastadas y de los cortes longitudinales de las probetas, adquiriéndose imágenes, espectros EDX y mapas de composición representativos de las mismas.

3.2.2.2. Microdureza

Para la caracterización de las propiedades mecánicas se emplearon ensayos de microdureza Vickers de las distintas zonas de estudio. En particular para determinar las propiedades mecánicas de la Capa Tribológica y la subsuperficie de la probeta desgastada.

3.2.2.3. Técnicas metalográficas

Para poder realizar la caracterización de la capa tribológica (MML) y de la subsuperficie es necesario tener una superficie plana. Esto se obtuvo incluyendo la probeta en una resina de Poli-Metacrilato de Metilo que una vez curada se corta mediante una sierra de mano, se desbasta y pule a mano con papeles abrasivo (SiC) de # 220, 320, 400, 600, 1000 y 1500, utilizando agua como lubricante. Con este procedimiento se logró una superficie lo suficientemente plana y de igual altura entre los refuerzos duros y la matriz blanda y con la MML, como se muestra en la Figura 3.2. Luego se utilizaron paños con pasta de diamante de 6 μm y de 1 μm , empleando 5 y 10 minutos aproximadamente para pulido en dichos paños.

Capítulo 4.

Ensayos de desgaste a diferentes cargas

4.1. Descripción del ensayo de desgaste

Los ensayos de desgaste fueron realizados en el equipo *pin-on-ring* descrito en el Capítulo 3. El cual consta de un disco de fundición gris (Fe) de dureza 272 HB y 170 mm de diámetro, que rota a velocidad constante igual a 2,7 m/s en su periferia. Sobre la superficie cilíndrica del disco se apoya la probeta del material compuesto que se desea ensayar, el disco es el mismo en todos los ensayos y la superficie de contacto está preparada con el proceso para superficies nuevas.

La probeta cilíndrica, de material compuesto, es presionada por una carga estática ubicada en la parte superior. Los ensayos se realizan en condiciones sin lubricación y a humedad (50 a 75 %HR) y temperatura (20 a 28 °C) ambiente.

Las cargas empleadas en los ensayos son: 4,9; 14,9; 23,7; 32,4; 52,0; 71,6; 81,4; 91,2 y 115,9 N. Para cada carga se realizaron dos ensayos en una misma probeta. Todos los ensayos se realizaron de manera discontinua hasta alcanzar una distancia que asegure el estado estacionario de desgaste.

El desgaste se midió a través del cambio de longitud en las probetas, luego de someterlas al proceso de desgaste y se expresan como tasa de desgaste lineal, calculado como el acortamiento de la probeta, en milímetros, sobre la distancia deslizada, en metros.

Durante el desgaste se realizaron medidas de temperatura de la probeta utilizando una termocupla ubicada en un punto sobre la superficie lateral de la misma, distante 6 mm de la superficie de contacto.

4.2. Preparación de los Materiales

Las probetas de material compuesto y la contraparte se prepararon siguiendo el procedimiento convencional para conseguir superficies nuevas, según se detalló en la sección 3.1.1.

Las superficies de las probetas son limpiadas con detergente, agua, alcohol y finalmente con acetona para eliminar el contenido de grasa de la superficie de contacto.

La contraparte es un disco de fundición de hierro gris preparado según se describió en la sección 3.1.2.

La superficie del disco se limpia con detergente, agua, alcohol y finalmente con acetona para eliminar el contenido de grasa de la superficie de desgaste.

4.3. Resultados

4.3.1. Tasa de desgaste

Los resultados de las determinaciones de tasa de desgaste, expresados en [mm/m], como función de la carga se muestran en la Figura 4.1. Los ensayos comprendieron un intervalo de cargas ligeramente mayor a un orden de magnitud (de 4,9 a 115,9 N) y la tasa de desgaste, en cambio se extiende en un intervalo de 4 órdenes de magnitud (de $3,91 \times 10^{-8}$ a $9,32 \times 10^{-2}$ mm/m). Sobre cada probeta se realizaron al menos dos determinaciones, y se informa el valor promedio, con un coeficiente de variación menor al 10%, excepto para las probetas ensayadas a 115,9 N donde se muestran los dos valores obtenidos ya que se obtuvo un coeficiente de variación igual al 27%.

Analizando la relación entre la tasa de desgaste y la carga se puede separar los puntos obtenidos en dos grupos. Por un lado, los puntos obtenidos de los ensayos a cargas menores a 71,6 N, los cuales muestran un incremento leve en la tasa de

desgaste como función de la carga aplicada. Por otro lado, los puntos correspondientes a cargas superiores a 81,4 N, los cuales muestran un mayor incremento en la tasa de desgaste como función de la carga aplicada. Esta respuesta con dos comportamientos diferentes ya fue encontrada en otros materiales y es característica del sistema aluminio-hierro [1-14].

Este comportamiento estaría indicando dos regímenes de desgaste, uno moderado a cargas menores a 71,6 N y, otro, un régimen severo a cargas mayores a 81,4 N.

La carga de la transición moderado-severo, o Carga Crítica, puede calcularse como la intersección de ambas tendencias. Para ello se calculan por regresión de mínimos cuadrados las tendencias en cada región.

Asumiendo un comportamiento lineal para el régimen moderado, comprendido entre 4,9 y 71,6 N, se obtiene la siguiente función:

$$W_{r_m} = 2,6060 \times 10^{-5} * P - 3,6724 \times 10^{-4} \quad (\text{Eq. 4.1})$$

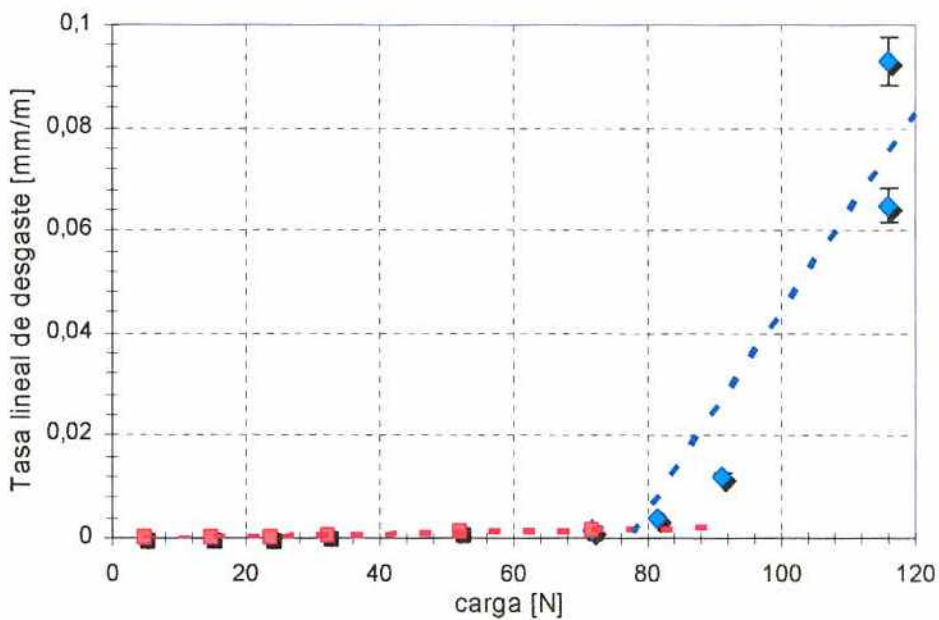


Figura 4.1: Tasa de desgaste en función de la carga aplicada. Los puntos corresponden a los experimentos. Las líneas de trazo corresponden a los modelos de regresión

Donde: W_{r_m} es la tasa de desgaste en la región moderada en [mm/m]; y P es la carga aplicada en [N].

Esta función presenta un ajuste con un coeficiente de correlación $R^2 = 0,91681$ y se dibuja en la Figura 4.1 en línea de trazos rojos, donde se observa un ajuste satisfactorio a los puntos rojos correspondientes a los resultados experimentales.

Procediendo de manera similar para el régimen severo, comprendido entre 81,4 y 115,9 N, se encontró la siguiente función:

$$W_{r_s} = 1,9334 \times 10^{-3} \cdot P - 1,4896 \times 10^{-1} \quad (\text{Eq. 4.2})$$

Donde: W_{r_s} es la tasa de desgaste en la región severa en [mm/m]; y P es la carga aplicada en [N].

Esta función presenta un ajuste con un coeficiente de correlación $R^2 = 0,87914$ y se dibuja en la Figura 4.1 en línea de trazos azules. Se observa que da un ajuste satisfactorio a los puntos azules que corresponden a los datos experimentales.

Utilizando las ecuaciones Eq. 4.1 y Eq. 4.2 se calcula el punto de intersección lo que da una carga crítica de 77,9 N. Se puede considerar que esta carga es la Carga Crítica de transición ya que es superior a 71,6 N que es la carga máxima de los experimentos que acusan régimen moderado y menor a 81,4 N que es la carga inferior de los experimentos que acusan régimen severo.

El criterio empleado para diferenciar entre desgaste moderado y severo tiene en cuenta la relación entre la tasa de desgaste y la carga [1, 15-17]. Esta diferenciación puede apoyarse, además, en las características morfológicas y de composición de la superficie desgastada [18, 19]. Por lo tanto, más adelante, en este Capítulo, se compararán las características de la superficie desgastada con las tasa de desgaste.

4.3.2. Temperatura de la superficie de desgaste

La temperatura de las probetas fue medida sobre la superficie lateral de las probetas en una posición distante a 6 mm de la superficie de contacto. Dado que el procedimiento de desgaste es en modo discontinuo, esto es, se interrumpe el

desgaste luego que la probeta haya sufrido desgaste durante una determinada cantidad de tiempo, los registros de temperatura acusan esta discontinuidad y por lo tanto el registro es irregular, ver la Figura 4.2. En esta figura, que corresponde a la probeta ensayada a 32,4 N, se observan dos series de puntos en diferentes colores. En color azul celeste se muestran las temperaturas en las etapas iniciales a cada intervalo. En color rosado se muestran las temperaturas máximas alcanzadas en cada etapa del ensayo. En particular los puntos correspondientes a distancias mayores a 1200 metros corresponden todos a una misma etapa del ensayo y muestran que la temperatura se mantiene alrededor de un valor promedio con ligeras oscilaciones.

Por lo tanto, para el análisis se considerará el valor promedio de las máximas temperaturas, representadas por los puntos rosados en la Figura 4.2, alcanzadas durante el ensayo.

Procesando los resultados de cada probeta de la manera señalada se obtuvieron los valores mostrados en la Figura 4.3, correspondiente al valor promedio de las temperaturas máximas alcanzadas en el estado estacionario de desgaste.

En la Figura 4.3 se observa un aumento de la temperatura con la carga aplicada. Además, a medida que aumenta la carga aumenta la dispersión. La línea de trazos

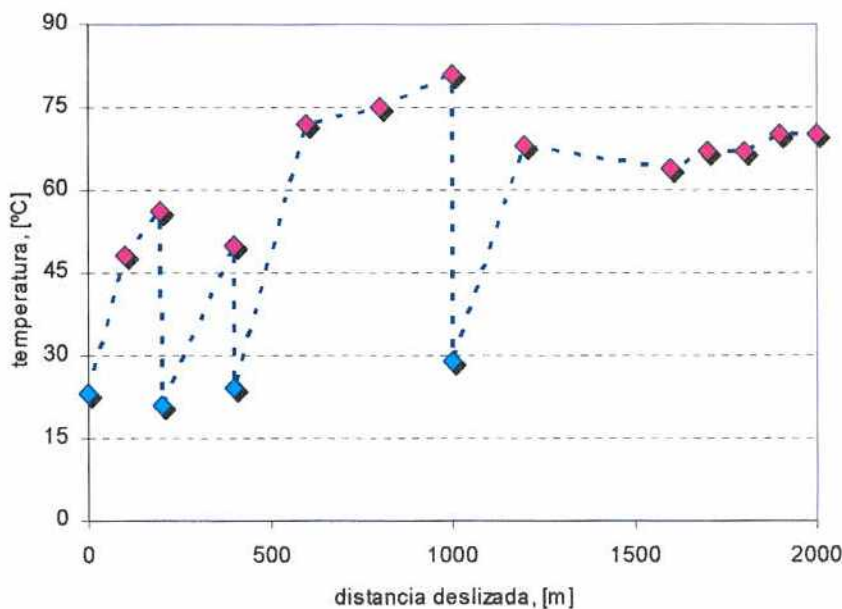


Figura 4.2: Registro de temperatura de una probeta ensayada a 32,4 N. Los puntos rosados corresponden a la temperatura máxima en cada intervalo del ensayo. Los puntos azules corresponden a la temperatura inicial de cada intervalo

indica la tendencia, ya que no es posible asimilar un modelo que explique este comportamiento o se ajuste a estos datos.

Comportamientos similares al de la Figura 4.3, fueron reportados por otros autores [7, 14, 20] y se demostró que el aumento de temperatura influye en la resistencia de los materiales al desgaste. Se ha encontrado una relación directa entre la temperatura y la carga crítica [10, 20-22, 33].

La carga crítica de transición de moderado a severo puede estar relacionada con la influencia de la temperatura en la resistencia del material del sustrato, ya que se alcanzan temperaturas superiores a los 130 °C. Se observa en la Figura 4.3 dos tendencias en la relación temperatura carga; por un lado, un aumento monótono lineal a cargas inferiores a la crítica, de aprox. 80 N, y luego una variación oscilante cuyo valor medio va ascendiendo con una pendiente menor que el tramo lineal inicial. Esto podría deberse a que el proceso de desgaste es muy pronunciado, como se observó en régimen severo, y no permite que se alcance un valor de temperatura estacionario ya que constantemente se elimina abundante cantidad de material de la probeta como se deduce de la Figura 4.1.

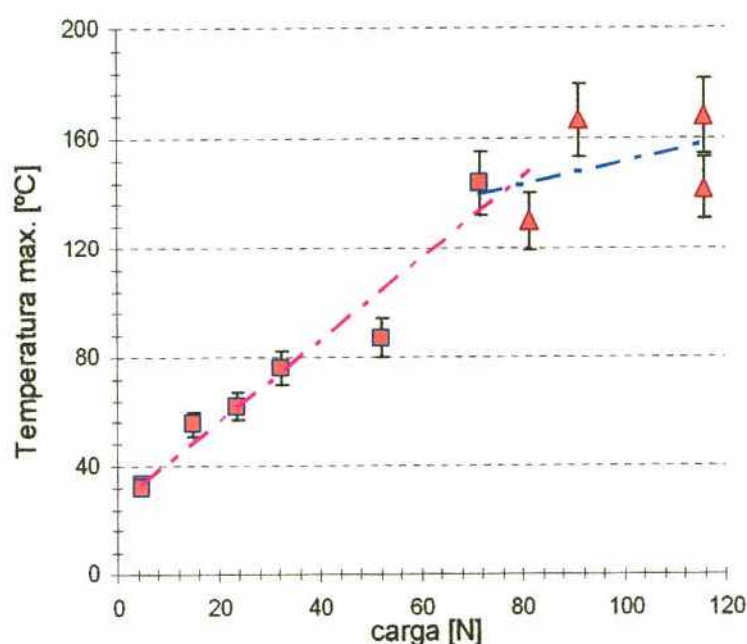


Figura 4.3: Temperatura máxima alcanzada en el estado estacionario de desgaste en función de la carga aplicada.

El incremento de la temperatura en la superficie de desgaste influye en la resistencia del material y es posible que condicione la estabilidad de la capa MML modificando la capacidad de soporte que tiene el sustrato donde se apoya la MML.

Para corroborar esta hipótesis se calcula, en el Capítulo 7, mediante modelado la influencia de la temperatura en la resistencia a la deformación plástica de la subsuperficie de una probeta cilíndrica con las mismas dimensiones que las ensayadas en los experimentos.

4.3.3. Superficies desgastadas

En la Figura 4.4 se muestra la superficie de contacto desgastada de las probetas ensayadas. Las cargas y distancia total deslizada en cada ensayo de las probetas de la Figura 4.4 son: a 4,9 N hasta 51110 m; a 14,9 N hasta 15000m; a 32,4 N hasta 2000 m; a 52 N hasta 2000 m; a 71,6 N hasta 3000 m; a 81,4 N hasta 441 m; a 91,2 N hasta 452 m; y a 115,9 N hasta 200 m.

La característica más apreciable de las probetas desgastadas, mostradas en la Figura 4.4, es la acumulación de material en los bordes de salida de la superficie de contacto formando rebaba. Se observó mayor cantidad de material acumulado a mayores cargas. En el caso de la Figura 4.4.f, la probeta desgastada a 81,4 N, la rebaba fue abundante y debido al desgaste se desprendió completamente dejando expuesto el borde circular limpio de rebaba, al momento de interrumpir el ensayo.

A altas cargas se observa también gran cantidad de material acumulado en el borde de ataque de la probeta.

En cuanto a la morfología de las superficies desgastadas se observa que las probetas ensayadas a cargas menores a 72 N presentan surcos de abrasión nítidos, donde se distingue claramente su inicio en el borde de ataque y su final en el borde de salida, ver Figuras 4.4.a, b, c, d y e. Los surcos de abrasión se ven como líneas horizontales, paralelas que siguen la dirección de deslizamiento de la probeta.

En cambio, en las probetas ensayadas a cargas superiores a 80 N no se observan surcos nítidos de abrasión, sino material deformado en forma de "lenguas" orientadas en la dirección de deslizamiento. Además, la superficie presenta grandes desniveles donde se ven porciones de material sobresaliendo y otras regiones con grandes cavidades, ver Figuras 4.4.f, g y h.

La cantidad de rebaba es proporcional a la carga aplicada y a la distancia total deslizada, en la Figura 4.4 se dan ambos valores y se puede ver que a pesar de la

mayor distancia recorrida por las probetas a bajas cargas la cantidad de rebaba es sustancialmente menor que en las probetas ensayadas a mayores cargas.

Por otro lado, se observa en los materiales desgastados a cargas menores a 72 N que la superficie es suave y lisa en las crestas y valles de los surcos de abrasión. Los surcos son típicos de un proceso de abrasión de tipo *ploughing* (arado) donde la característica es que la remoción de material se da principalmente debido al desplazamiento lateral formando una sobremonta a los costados del surco. Esta sobremonta suele verse con bordes dentados irregulares [34, 35], ver la Figura 4.5.a y e.

En las micrografías de la Figura 4.5 se muestran diferentes defectos encontrados en las superficies desgastadas en las probetas ensayadas a cargas menores a 72 N. Así, en la Figura 4.5.b y en la 4.5.d se muestran dos tipos de cráteres en un área donde se demarcan surcos de abrasión poco profundos de una superficie suave y lisa. En la Figura 4.5.c, se muestra una región con abundantes fisuras superficiales transversales a la dirección de deslizamiento. Cráteres más pequeños se ven en la Figura 4.5.e. El tipo de defectos puede dar información sobre los mecanismos de desgaste que actúan sobre la superficie de contacto.

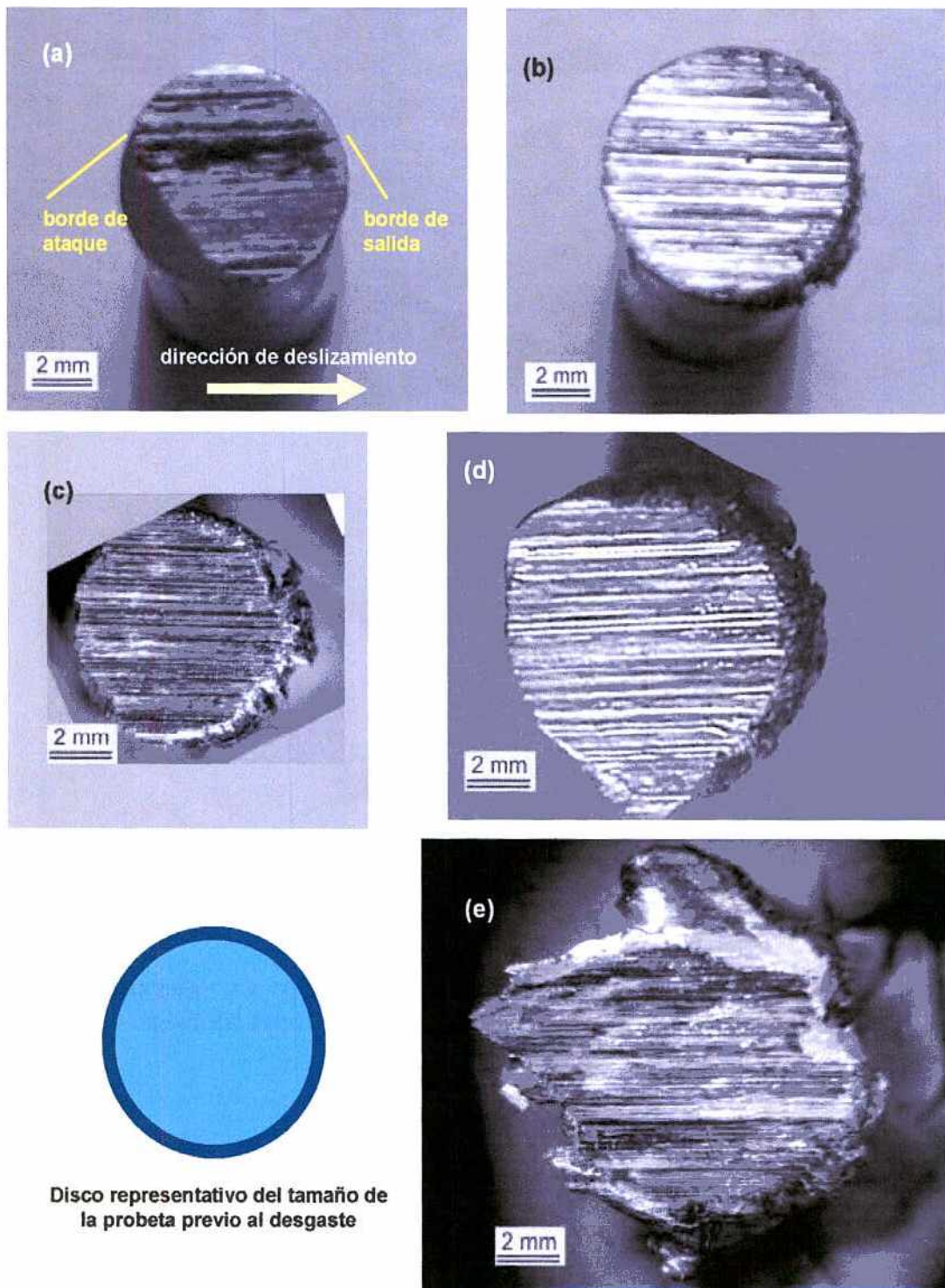


Figura 4.4: Superficies desgastadas de las probetas (a) a 4,9 N hasta 51110 m; (b) a 14,9 N hasta 15000 m; (c) a 32,4 N hasta 2000 m; (d) a 52 N hasta 2000 m; y (e) a 71,6 hasta 3000 m. Se dibuja en color un disco de diámetro igual a la probeta sin desgastar. Todas las imágenes tienen la misma escala

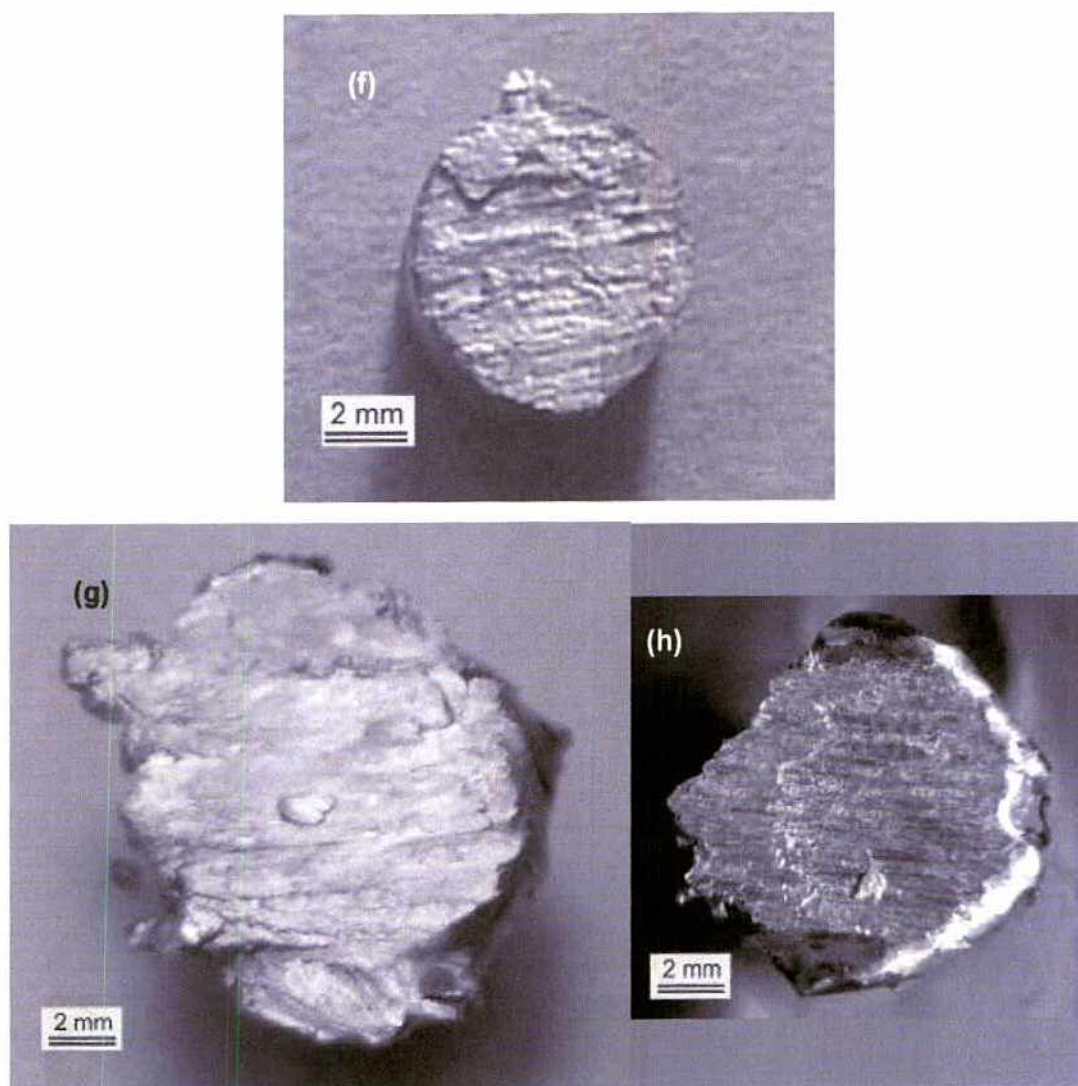


Figura 4.4: (... Continuación) Superficies desgastadas (f) a 81,4 N hasta 441 m; (g) a 91,2 N hasta 452 m; y (h) a 115,9 N hasta 200 m. Todas las imágenes están a la misma escala

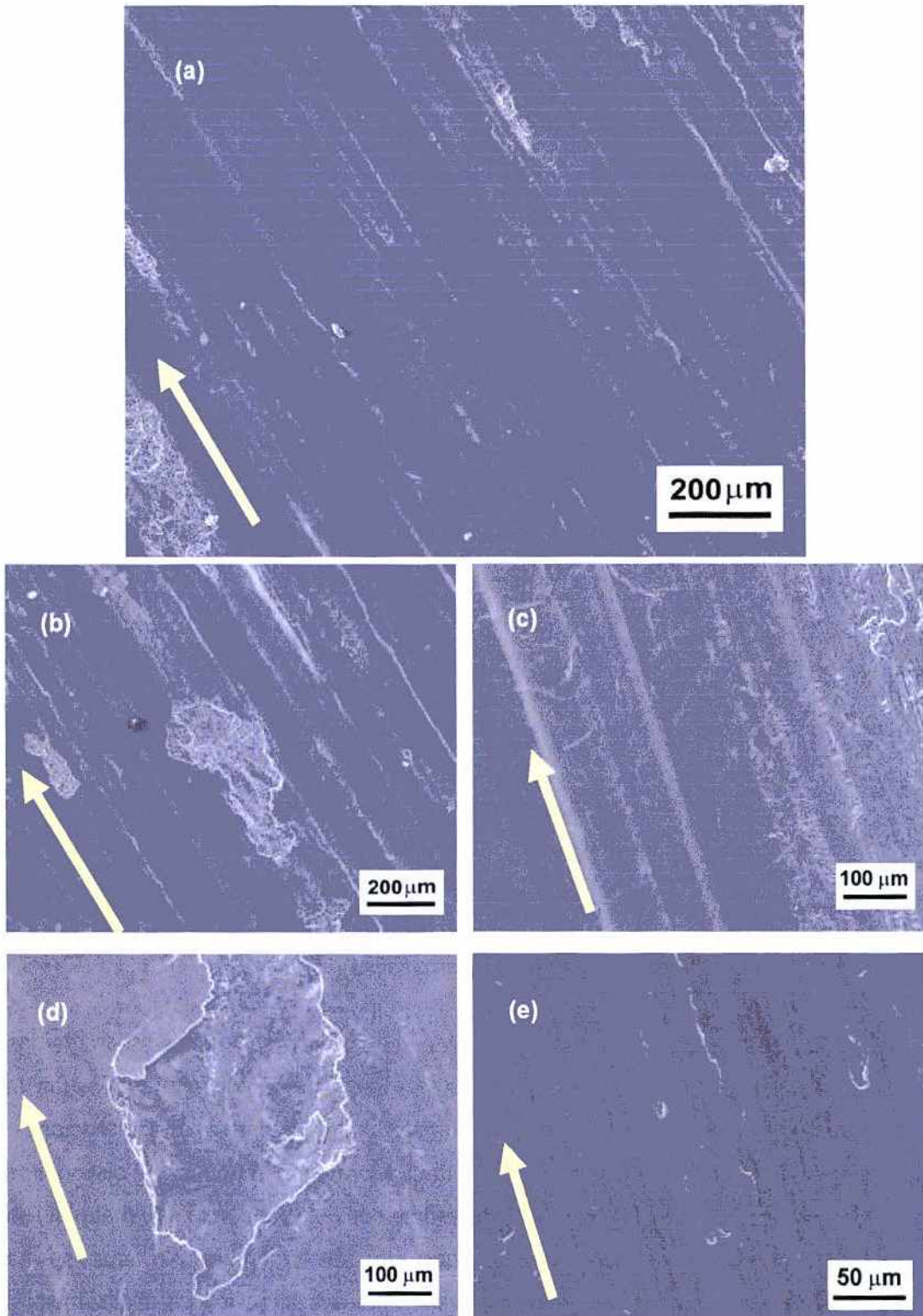


Figura 4.5: Imágenes SEM de la superficie desgastada de probetas ensayadas a cargas menores a 72 N. (a) superficie general de la probeta de 23,7 N; (b) cráter en probeta de 23,7 N; (c) fisuras superficiales en probeta de 71,6 N; (d) cráter en probeta de 71,6 N; (e) surcos de abrasión y cráteres en probeta de 4,9 N. Las flechas indican la dirección del deslizamiento.

Una determinación mediante espectroscopia EDX de la composición de la superficie desgastada revela que en las probetas ensayadas a cargas menores a 72 N se encontró Fe, elemento que no es constituyente de la aleación de la matriz, por lo tanto, proviene de la contraparte de hierro. En la Figura 4.6 se muestra el espectro EDX recogido de la superficie desgastada de la probeta ensayada a 32,4 N, este espectro es similar para todas las probetas ensayadas a menos de 72 N y es un indicador de la presencia de la capa tribológica MML.

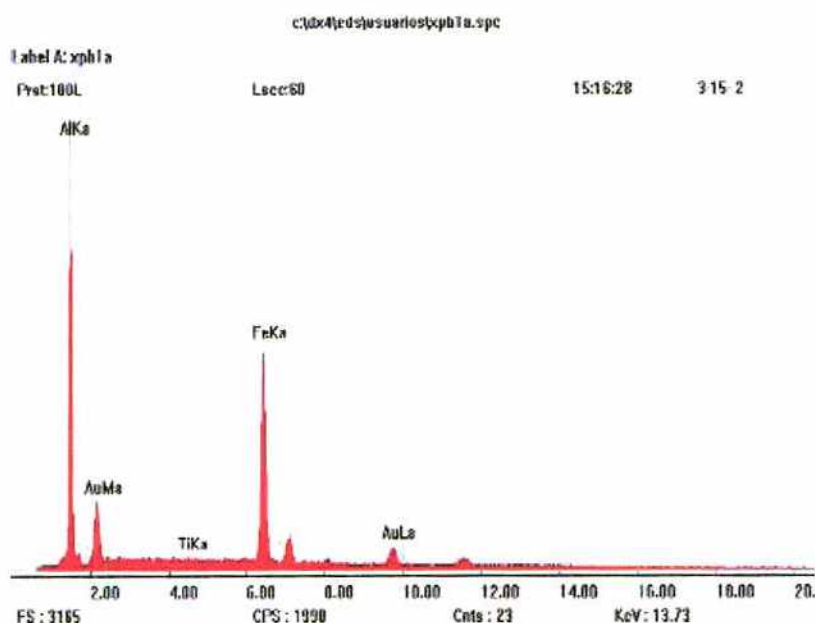


Figura 4.6: Espectro EDX de la superficie desgastada de la probeta ensayada a 32,4 N. El pico de oro corresponde al recubrimiento conductor utilizado para mejorar la determinación.

En la Figura 4.7 se muestran detalles de la superficie desgastada de las probetas ensayadas a cargas mayores a 80 N. Las Figuras 4.7.a y b muestran la superficie desgastada de la probeta ensayada a 81,4 N a diferentes magnificaciones. En ellas se puede observar la superficie deformada formando "lenguas" sin distinguirse surcos de abrasión. En las Figuras 4.7.b se señala con "P" una porción de material liso de aspecto similar a las superficies desgastadas de la Figura 4.5, que se ha desprendido y se ubicó con una orientación diferente a la dirección de deslizamiento. Esta porción de material es un fragmento de desgaste adherido a la superficie que no salió de la zona de contacto entre los materiales al momento de interrumpir el ensayo. En el fragmento se puede ver claramente los surcos de abrasión con una dirección diferente a la dirección general, lo cual puede interpretarse considerando que el fragmento se desprendió momentos antes de interrumpirse el ensayo, o bien que haya quedado alojado en una cavidad de la superficie de contacto.

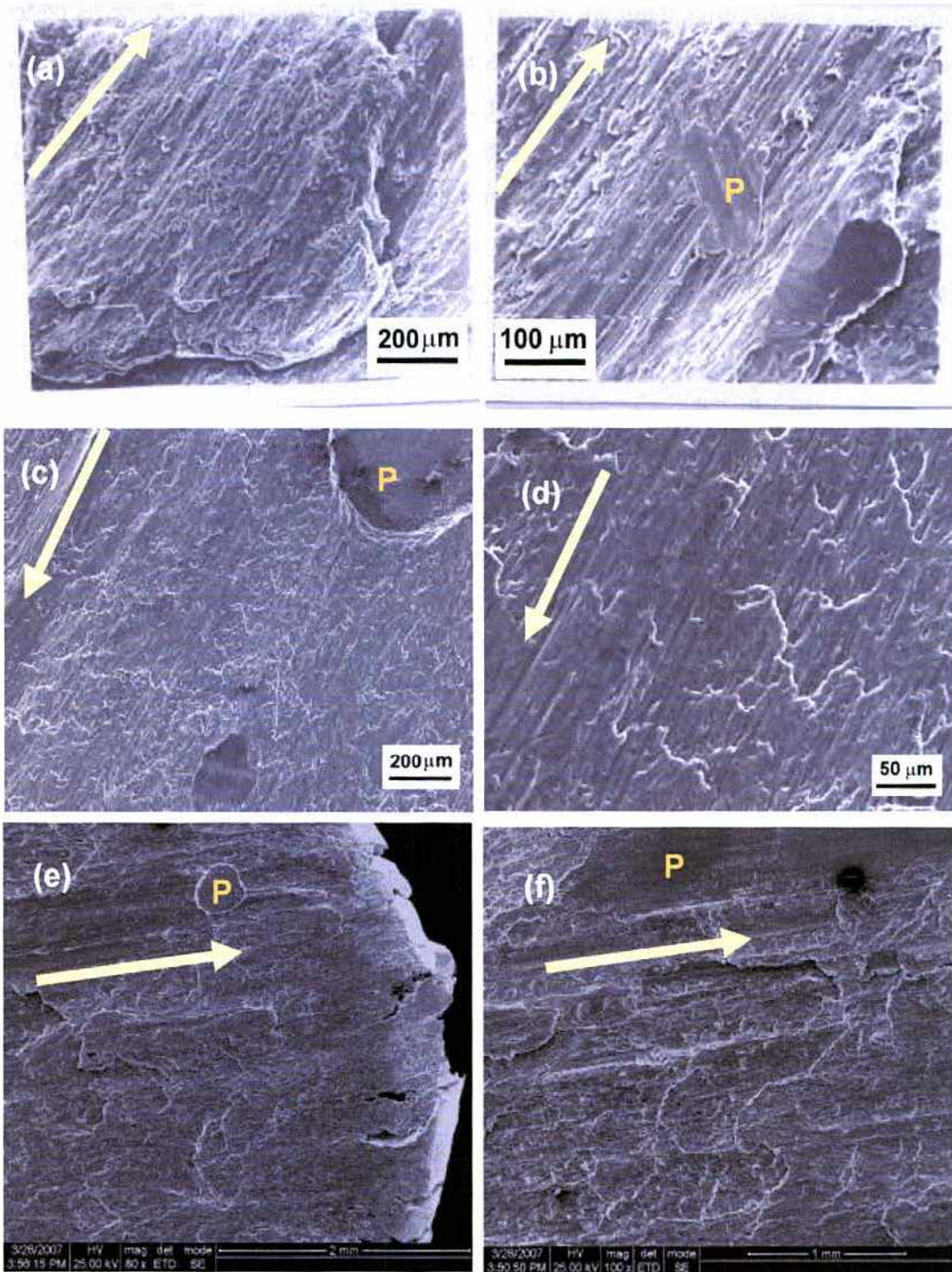


Figura 4.7: Imágenes SEM de la superficie desgastada de probetas ensayadas a cargas mayores a 80 N. (a) probeta ensayada a 81,4 N; (b) detalle de la superficie deformada de la probeta de 81,4 N; (c) probeta ensayada a 92,1 N; (d) detalle de las “lenguas” de material deformado de la probeta de 92,1 N; (e) y (f) probeta de 115,9 N. Las flechas indican la dirección del deslizamiento.

En las Figuras 4.7.c y d, donde se muestra la superficie desgastada de la probeta ensayada a 91,2 N, se observan claramente las "lenguas" de material deformado y rayas cortas y tenues en la dirección de deslizamiento. Estas rayas cortas pueden ser zonas de micro-abrasión o de poros deformados. No hay en la literatura ninguna explicación propuesta para las rayas y tampoco son descritas, aunque son visibles en las imágenes mostradas por otros autores. Las "lenguas" son identificadas por su borde nítido orientado perpendicularmente a la dirección de deslizamiento. En la Figura 4.7.c se señaló con "P" una porción de material adherido a la superficie que tiene una superficie lisa similar a las de la Figura 4.5.

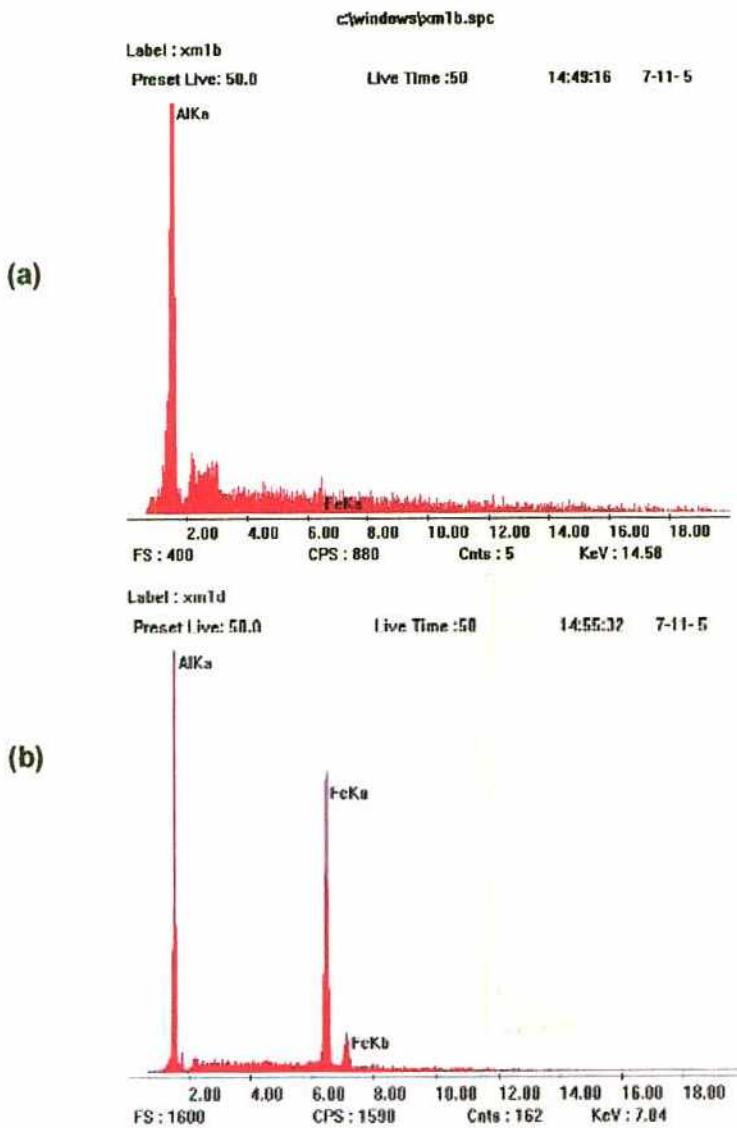


Figura 4.8: Espectro EDX de la superficie desgastada de la probeta ensayada a 91,2 N; (a) sobre las lenguas de material deformado y (b) sobre la superficie oscura marcada con "P" en la Figura 4.9.e.

En las Figuras 4.7.e y f se muestra la superficie desgastada de la probeta ensayada a 115,9 N, se observan claramente las “lenguas” de material deformado.

El material deformado en forma de “lenguas” está orientado de manera similar en todas las superficies desgastadas a altas cargas.

En una determinación mediante espectroscopia EDX de la composición de las superficies desgastadas de la Figura 4.7, solamente se encuentra aluminio cuando se analiza la zona donde hay “lenguas”, ver el espectro de EDX en la Figura 4.8.a. En cambio, cuando se analiza la superficie de las porciones lisas, marcadas con “P” en la Figura 4.7, se encuentra aluminio y hierro, ver la Figura 4.8.b.

4.3.4. Subsuperficie

Para estudiar la subsuperficie de las probetas se realiza un corte longitudinal tal como se muestra en la Figura 4.9. Los cortes longitudinales de las probetas se muestran en la Figura 4.10.

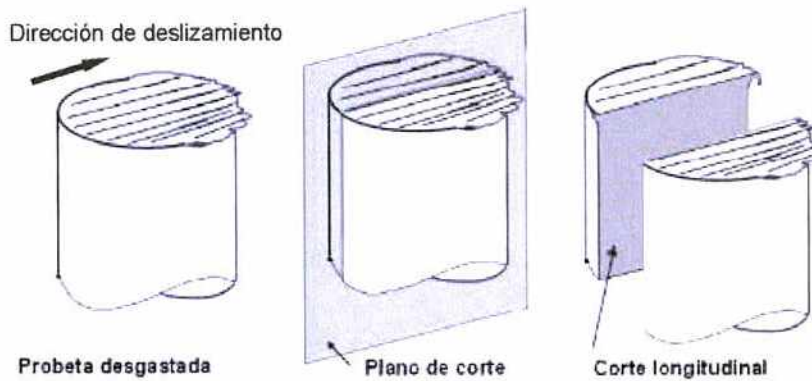


Figura 4.9: Esquema indicando la ubicación del corte longitudinal [12]

En la Figura 4.10.a y b se muestra el corte de la probeta ensayada a 4,9 N, donde se puede ver que los refuerzos cercanos a la superficie de desgaste se desplazan en la dirección de deslizamiento, señalada con línea azul. Además se

observa la MML en un color marrón destacándose sobre el color amarillo claro de la matriz del material compuesto. Similares características se observan en las Figuras 4.10.c hasta la 4.10.i perteneciendo a las probetas ensayadas a 14,9; 32,4; 52 y 71,6 N respectivamente.

Se analizó la composición mediante EDX de las zonas señaladas como MML en la Figura 4.10, se detectó hierro en todos los casos. En la Figura 4.11 se muestra un espectro de EDX tomado sobre la probeta ensayada a 71,6 N, el cual puede considerarse representativo de la MML de las otras probetas.

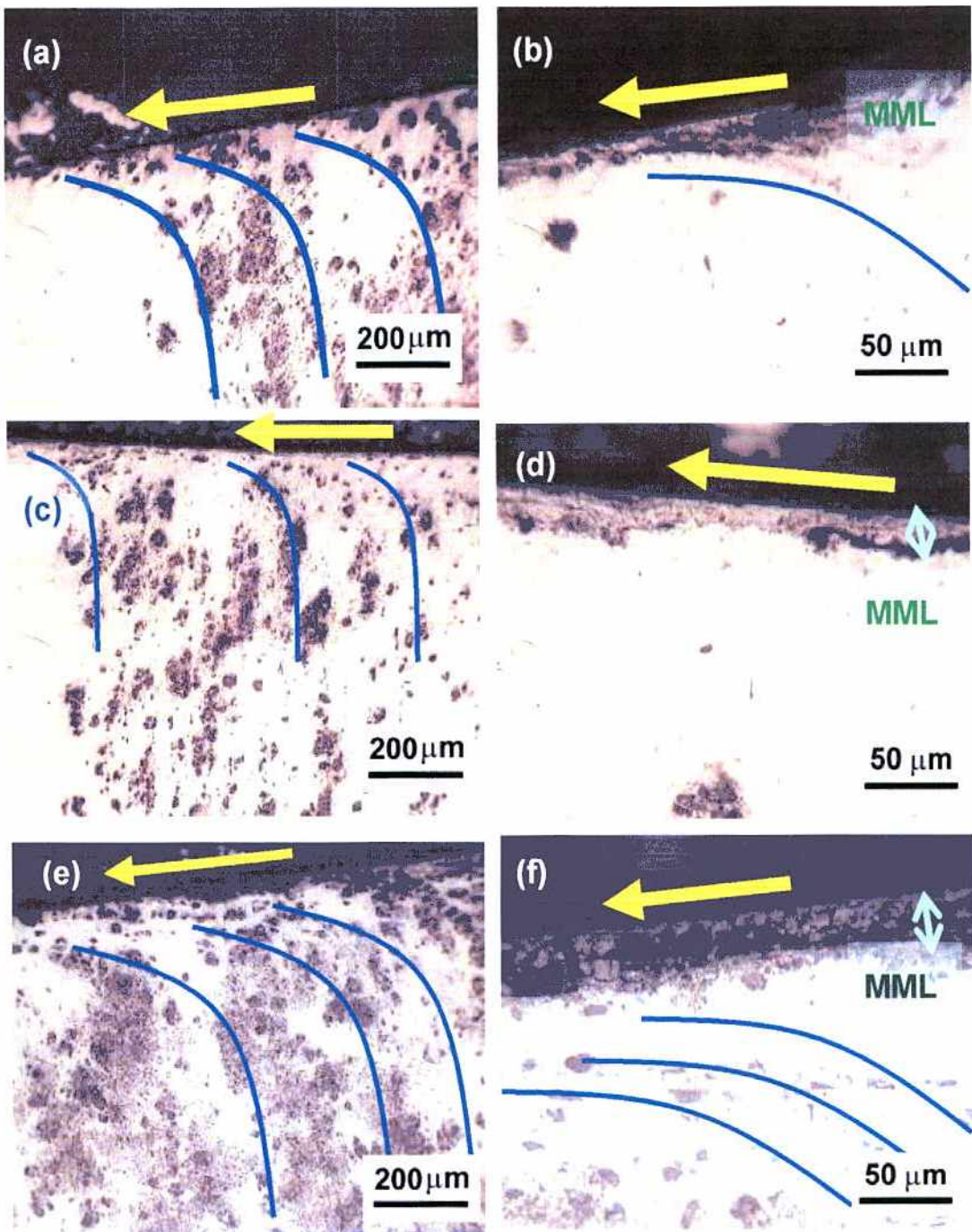


Figura 4.10: Imágenes de la subsuperficie de las probetas desgastadas. (a) y (b) probeta ensayada a 4,9 N; (c) y (d) probeta de 14,9 N; (e) y (f) probeta de 23,7 N. Las flechas indican la dirección del deslizamiento. Las líneas azules son guías para el ojo señalando el desplazamiento de los refuerzos

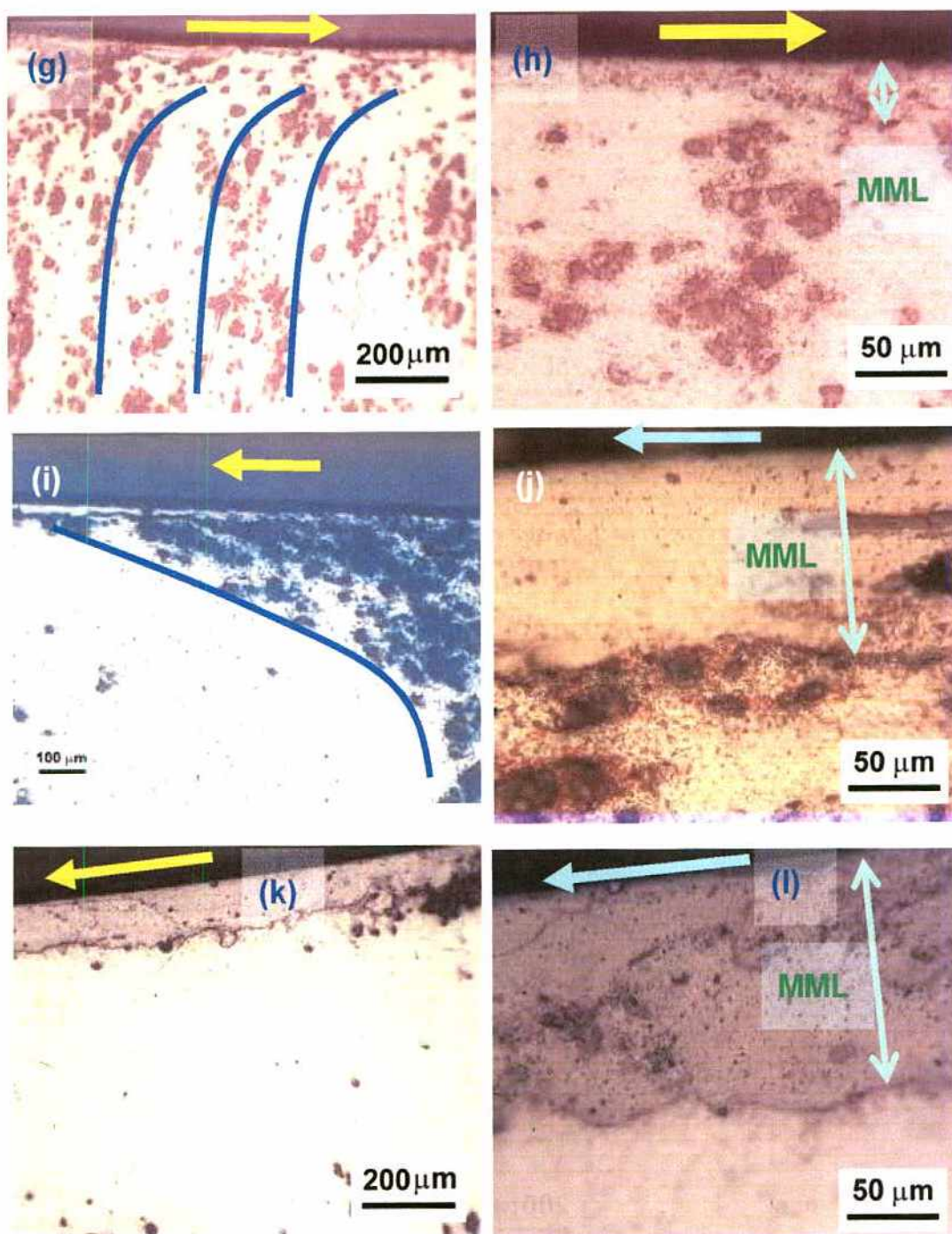


Figura 4.10: (...continuación) Imágenes de la subsuperficie (g) y (h) probeta ensayada a 32,4 N; (i) y (j) probeta de 52,0 N; (k) y (l) probeta de 71,6 N. Las flechas indican la dirección del deslizamiento. Las líneas azules son guías para el ojo señalando el desplazamiento de los refuerzos

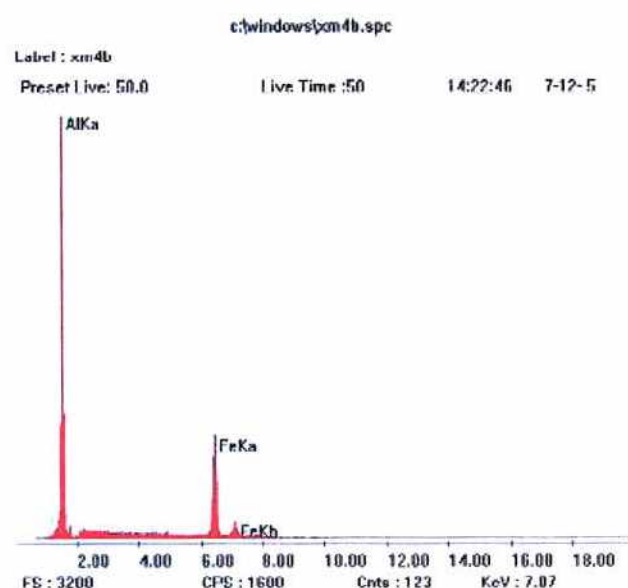


Figura 4.11: Espectro EDX tomado sobre la zona marcada como MML, en la figura 5.12.I, correspondiente a la probeta ensayada a 71,6 N.

En las Figuras 4.12.a y b se muestra el corte de la probeta ensayada a 81,4 N, en esta probeta se ha observado que el material compuesto está formando la superficie de desgaste sin observarse una capa de MML. En la Figura 4.12.a se muestra una porción de la probeta donde los refuerzos afloran en la superficie y en la Figura 4.12.b se ve una porción de material donde se expone material de la matriz, estas dos imágenes son representativas de toda la sección longitudinal estudiada.

Las Figuras 4.12.c y d muestran la sección de la probeta ensayada a 91,2 N. Se observa el desplazamiento de los refuerzos siguiendo la dirección de deslizamiento. En esta probeta no se encontró una capa de MML completa, es decir, que cubra toda la superficie de desgaste, sin embargo se encontraron porciones aisladas de material con presencia de hierro, ver la partícula marcada con "P" en la Figura 4.12.d. La Figura 4.13.a muestra el espectro de EDX de dicha partícula, donde se destaca la presencia de hierro y aluminio. En la Figura 4.13.b se muestra el espectro EDX de la región circundante a la partícula, en esta zona no se encuentra hierro. Una composición similar al espectro de la Figura 4.13.b, se observa en otras regiones del corte longitudinal de la probeta.

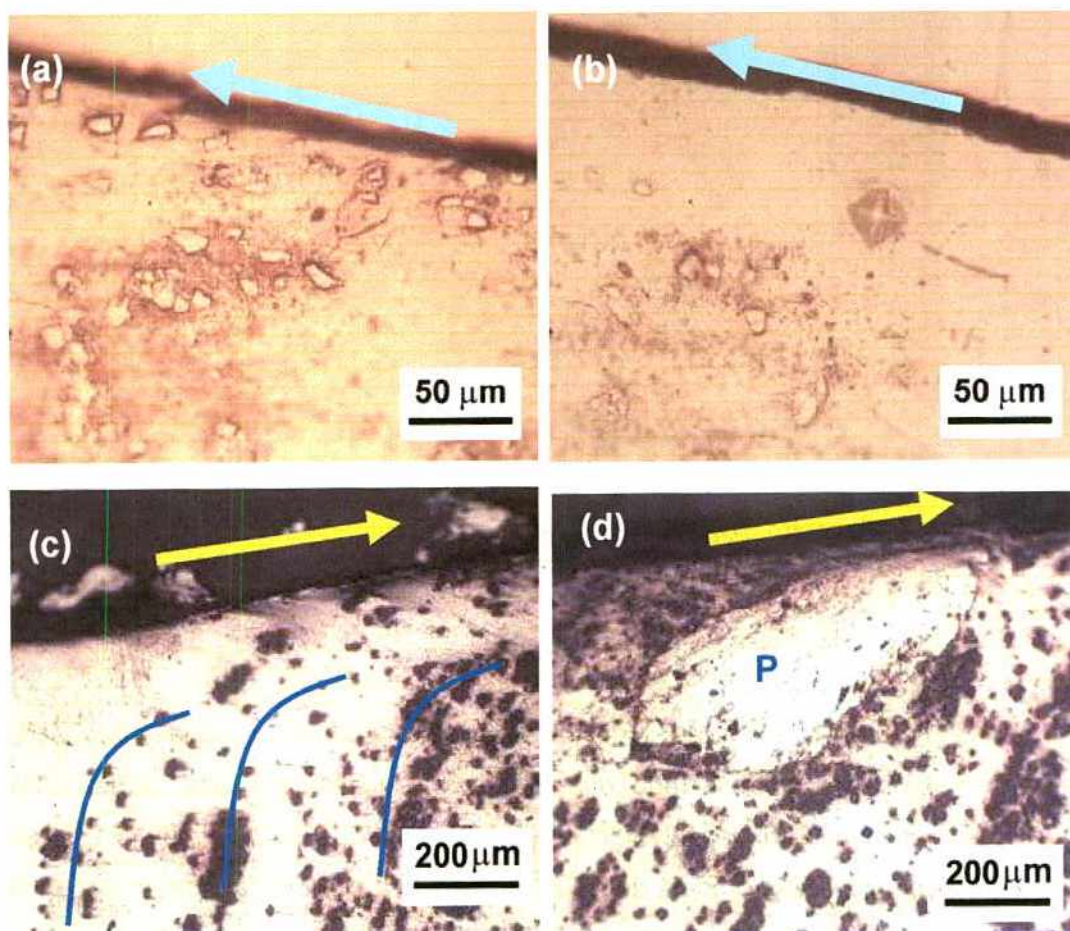


Figura 4.12: Imágenes de la subsuperficie (a) y (b) probeta ensayada a 81,4 N; (c) y (d) probeta de 91,2 N. Las flechas indican la dirección del deslizamiento. Las líneas azules son guías para el ojo señalando el desplazamiento de los refuerzos

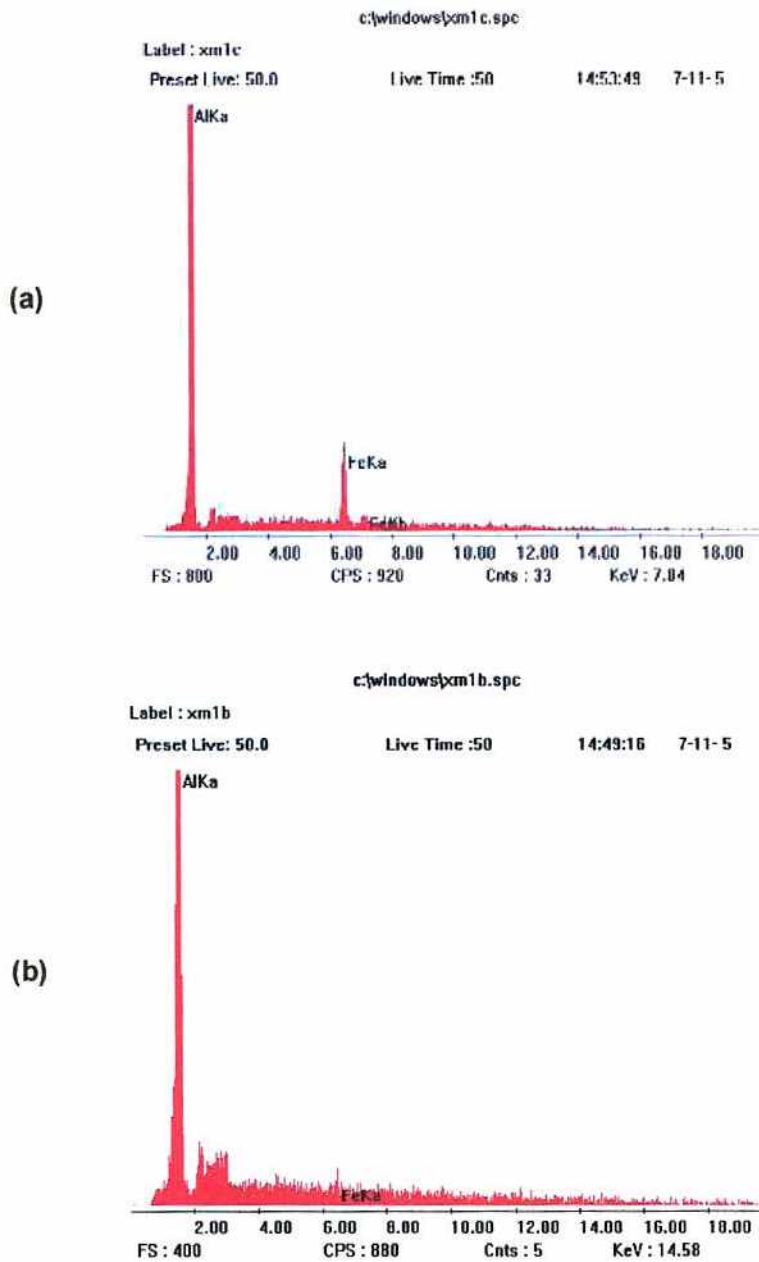


Figura 4.13: Espectro EDX correspondiente a la probeta ensayada a 91,2 N. (a) tomado sobre la zona marcada con "P" en la Figura 4.14.d; y (b) tomado sobre la zona aledaña a dicha partícula.

En cada corte longitudinal se midió la microdureza en función de la profundidad. En la Figura 4.14 se muestra el perfil de microdureza, en la escala Vickers (0,015), de las probetas desgastadas a cargas menores a 72 N. Destaca que las medidas de microdureza a mayor profundidad que la MML prácticamente presentan el mismo valor sin observarse endurecimiento por deformación. Por otro lado, el salto en dureza es

una señal clara de la presencia de MML [12], cuyo límite con el AMC se indica mediante una línea de trazo vertical en la Figura 4.14. Respecto a la microdureza de las MML se observa una dispersión muy amplia, en particular a cargas mayores aunque siempre se obtuvieron valores muy superiores a la microdureza de la matriz.

El espesor de la MML puede inferirse de las medidas de microdureza y de las observaciones visuales debido al color diferente entre MML y matriz y a través de los análisis de composición por EDX. El valor promedio del espesor de la MML determinado por los tres métodos se muestra en la Figura 4.15. Además, en la misma figura se indica el valor promedio de la microdureza de la MML en las probetas ensayadas a cargas menores a 72 N.

La microdureza de las probetas ensayadas a cargas mayores a 80 N se muestra en la Figura 4.16, en la que se observa que no hay diferencia apreciable entre las medidas de microdureza cercanas a la superficie de desgaste y las zonas más profundas de las probetas desgastadas.

La obtención de una capa MML estable y uniforme, mayor a 100 μm se obtiene alrededor de una carga de 20 N.

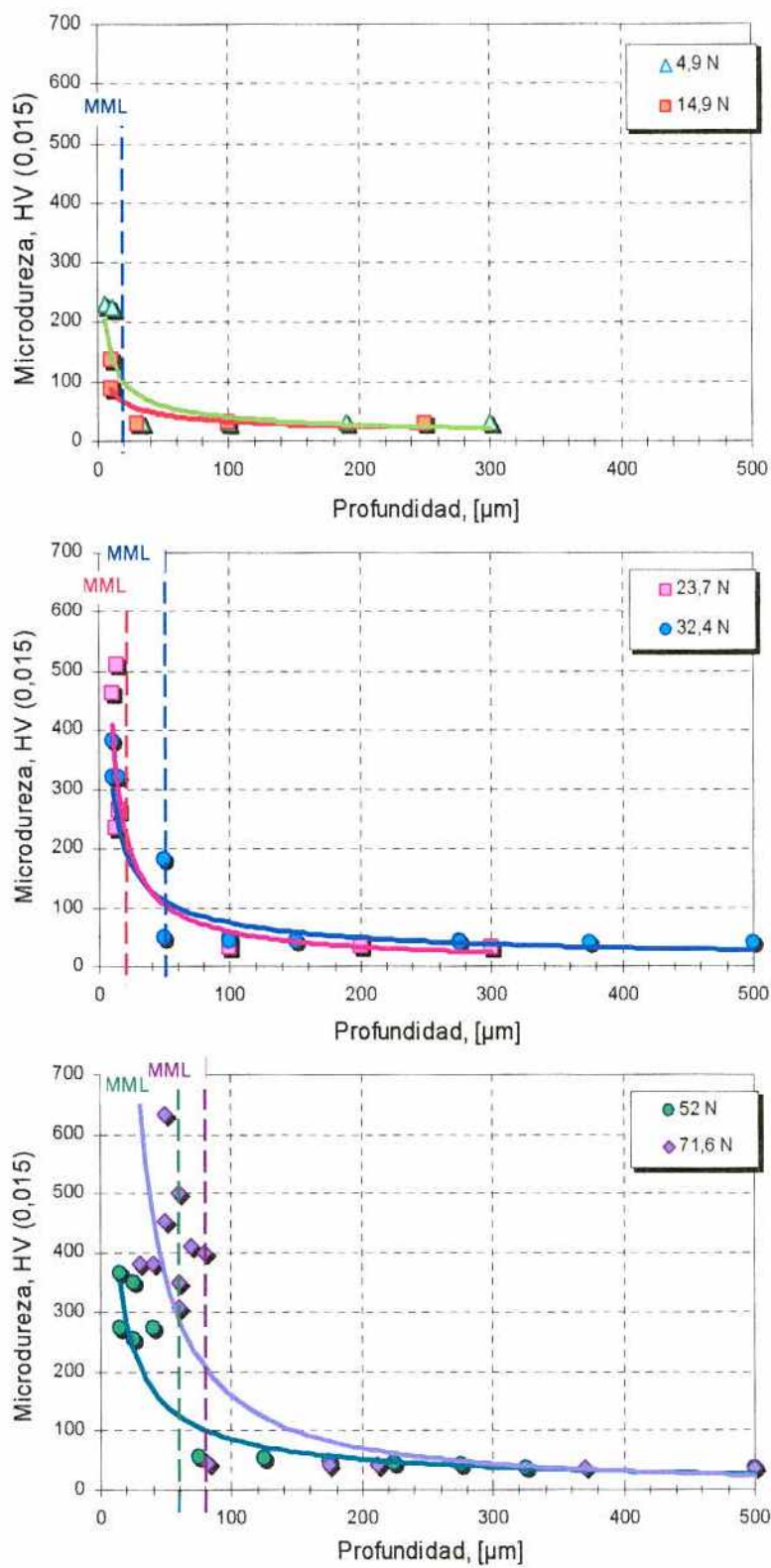


Figura 4.14: Perfil de microdureza de la subsuperficie de las probetas ensayadas a cargas menores a 72 N. Se señala con una línea de trazo la profundidad máxima de la MML. Los puntos son los valores medidos. Las líneas muestran la tendencia general de cada serie.

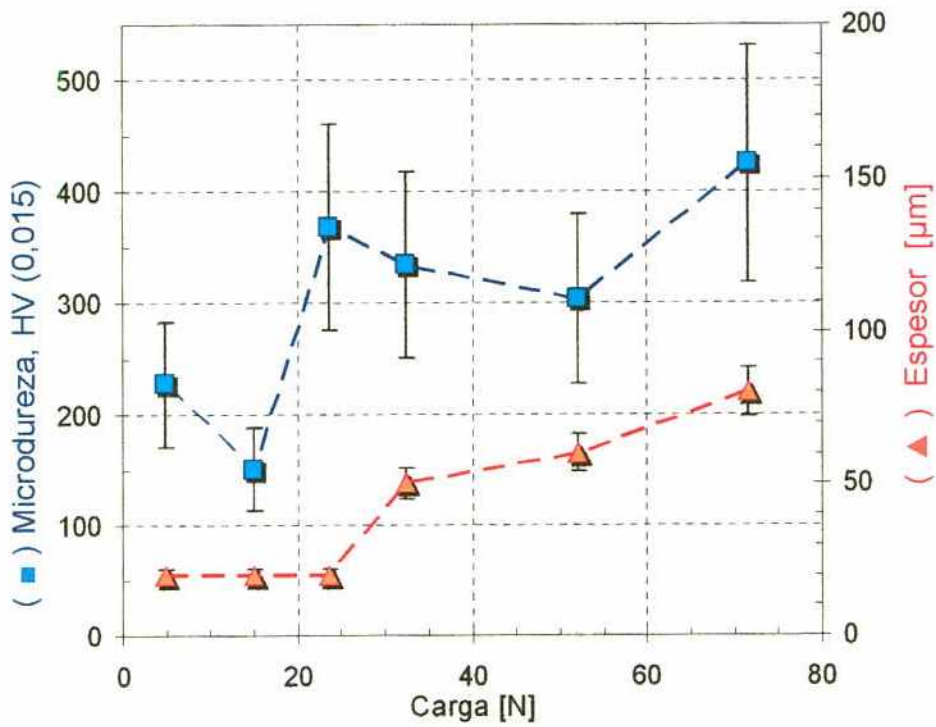


Figura 4.15: Microdureza y espesor de la Capa mezclada mecánicamente como función de la carga aplicada. Los cuadrados corresponden a la Microdureza y los triángulos corresponden al espesor.

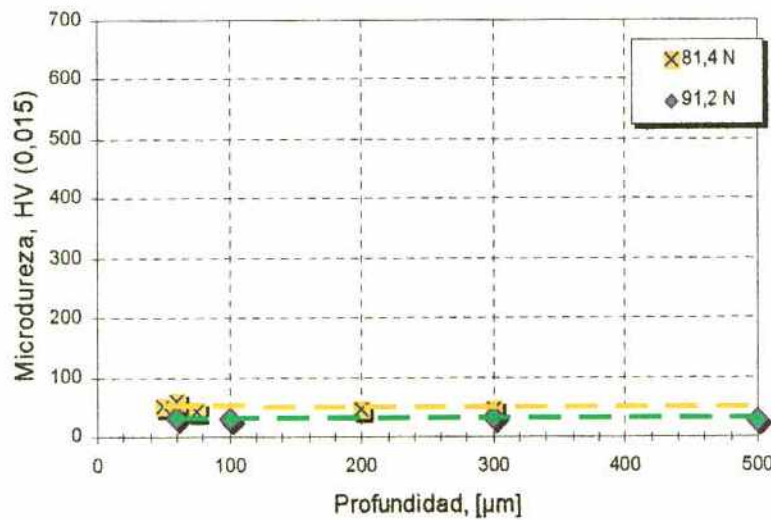


Figura 4.16: Perfil de microdureza de las probetas ensayadas a cargas mayores a 80 N

4.4. Análisis y Discusión

La tasa de desgaste de AA1060 reforzado con 15 %vol de partículas de alúmina en el rango comprendido entre 4,9 N y 115,9 N presenta los dos regímenes de desgaste ya señalados, a bajas cargas un régimen moderado y a altas cargas un régimen severo.

La carga crítica, o carga de transición moderado-severo es calculada como la intersección de las líneas de tendencia de la tasa de desgaste lineal correspondientes a ambos regímenes, ecuaciones Eq. 4.1 y Eq. 4.2. El valor calculado fue de 77,9 N.

Sí se aproxima la carga de transición a 78 N y se calcula la temperatura correspondiente a la transición, se obtiene un valor de aprox. 135 °C de acuerdo a la Figura 4.3. Este valor de temperatura crítica es del orden de los 125 °C reportados por Wilson y Alpas para una aleación de aluminio A356 [7], también está en el entorno de 100 °C y 150 °C para la transición de una aleación de Al-20% Si y Al-20% Si / SiC/ 20p [21] y cercano a los 122 °C para AA6061 [19]. Es notable la similitud en los valores a pesar de ser aleaciones de aluminio muy diferentes, esto puede explicarse debido a que las propiedades mecánicas a altas temperaturas se acercan a pesar de ser diferentes aleaciones [23].

Si se compara la morfología de la superficie desgastada con la tasa de desgaste se encuentra que hay una relación estrecha entre ambas. Así las probetas que acusan un régimen moderado de desgaste presentan una superficie suave y con surcos de abrasión nítidos, en cambio las probetas que corresponden al régimen de desgaste severo presentan una superficie más irregular y deformada con un aspecto de lenguas, con surcos de abrasión muy poco marcados. Una correspondencia similar fue reportada por otros investigadores [24].

La superficie lisa de las probetas correspondientes al régimen moderado frente a la superficie rugosa de las correspondientes a régimen severo, está indicando que la MML sufre un mecanismo de desgaste diferente al que ocurre en el régimen de desgaste severo. En el régimen moderado los cráteres y fisuras transversales observados en la superficie de la MML indican un proceso de desgaste del tipo de fatiga de contacto. Además, los surcos de abrasión al ser anchos y poco profundos indicarían una pequeña diferencia de dureza entre la MML y la contraparte.

Efectivamente, la diferencia de dureza entre la MML (de 150 a 400 HV) y la contraparte (~270 HV) es pequeña si se compara con la diferencia entre la matriz (~30

HV) y la contraparte. Por lo tanto, es razonable atribuir esas características de los surcos de abrasión en la MML a una pequeña diferencia en la dureza.

Por otro lado, las superficies desgastadas correspondientes al régimen de desgaste severo muestran en algunos casos pequeños fragmentos incrustados en la superficie con alto contenido de hierro además de aluminio. Estas partículas tienen composición y aspecto liso similar a la MML (ver la Figura 4.7). Esto indicaría que existe transferencia de materiales aún en condiciones de desgaste severo. Por lo tanto, puede pensarse que, además de la adherencia otro mecanismo se vuelve relevante y de alguna forma disminuye la transferencia y la compactación, por lo tanto, el sostenimiento, o posibilidad de regeneración de la MML en la superficie de desgaste.

Otro mecanismo importante observado como consecuencia del desgaste es la deformación de la subsuperficie, esta deformación es más pronunciada a medida que se incrementa la carga aplicada. Evidencia de esto es la mayor cantidad de rebaba que se observa en las probetas a medida que aumenta la carga, mostradas en la Figura 4.4.

La deformación plástica de la subsuperficie se puede ver en las Figuras 4.10 y 4.12 a través del desplazamiento de los refuerzos en la dirección de deslizamiento.

Puede haber dos causas vinculadas al incremento de la deformación plástica con la carga: la reducción de la resistencia mecánica con la temperatura y el incremento en la fuerza de fricción incidiendo ambas en el mismo sentido: contribuir a la deformación plástica de la subsuperficie.

La fuerza de fricción aumenta el nivel de sollicitación y a su vez incrementa la temperatura del material, lo cual produce el reblandecimiento del material de la subsuperficie y por lo tanto, reduce su resistencia mecánica.

Si bien no se han medido fuerzas de fricción se puede inferir que al superar la carga crítica, estimada en 78 N, se alcanzaron altos valores de fuerza de fricción, lo que produjo una disminución de la velocidad del disco hasta el frenado total (adherencia, engrane) en algunos casos, eso produjo que los desgastes en condiciones de régimen severo se interrumpieran a escasos metros de haber iniciado. El fenómeno de desgaste severo y el frenado total impidieron a otros autores determinar un valor confiable del coeficiente de fricción [25]. Una comparación cualitativa de los coeficientes de fricción con y sin MML a altas cargas se verá en el Capítulo 6.

Durante el desgaste de la cara plana de probetas cilíndricas, el material sufre excesiva deformación plástica y se forma rebaba en el borde de salida. Como se

mencionó en el Capítulo 1, ésta es la razón principal por la que se adoptó medir el desgaste a través del cambio de longitud de las probetas. La rebaba es un hecho observado numerosas veces principalmente en materiales muy dúctiles [13-14, 19, 22, 26-27], aunque no siempre es reportado.

Esta acumulación de material en el borde de salida hace que la medida de desgaste a través del cambio de peso sea incompleta para determinar el desgaste, ya que este material fue desplazado de la superficie de desgaste y, aunque no se desprende de la probeta, ya no participa activamente en la zona de contacto.

De todas maneras el cambio de peso de la probeta desgastada reflejaría parcialmente algunas características del desgaste. Principalmente relacionadas con las fallas superficiales: cráteres y fisuras, mostradas en la Figura 4.5. Por ejemplo, los cráteres podrían ser las cavidades dejadas por parte del material de la MML expulsado en forma de fragmentos.

Una comparación entre los resultados del desgaste determinados por estas dos formas de medir el desgaste se presentarán en el próximo capítulo, allí se analizará su relación con la distancia deslizada a diferentes cargas.

En la Figura 4.14 se puede observar que no hay un endurecimiento por deformación en la subsuperficie de ninguna probeta, a pesar de observarse esta deformación en las Figuras 4.10. y 4.12. Esto es consistente con el tipo de aleación que se utiliza como matriz, una aleación A1060 la cual es un 99,60% de Al, y los aleantes no le confieren la capacidad de endurecimiento por deformación [23]

En cambio se observa en la Figura 4.15 un cambio abrupto en las medidas de dureza, los cuales son debidos a la MML presente en las probetas. Este incremento en la dureza es característico de las MML observadas en el desgaste del sistema tribológico Al-Fe [13, 28-30.]

Al comparar la microdureza de la MML en función de la carga, como se muestra en la Figura 4.15 se observa un incremento con la carga, de mayor magnitud a bajas cargas, alcanzando un valor máximo de 350 HV aprox. Luego su valor permanece casi constante. Por otro lado, el espesor de la MML da un salto entre 23 y 32 N luego crece gradualmente al aumentar la carga.

Este comportamiento podría interpretarse considerando que la MML tiene dos mecanismos para incrementar su resistencia, uno su espesor y otro su dureza. Ambos, están vinculados a la energía entregada por fricción y a los materiales disponibles para construirla: Al, Fe y Al_2O_3 .

Además, por compactación y aleado mecánico se puede producir aleaciones Al_xFe_y : Fe_3Al (HV 250), $FeAl_3$ (HV 400), $FeAl_2$ (HV 1000), Fe_2Al_5 (HV 1000), entre otras, que otorgan la dureza a la MML [31, 32]. Una vez alcanzado el material de mayor dureza, la resistencia de la MML se puede incrementar aumentando su espesor a medida que aumenta la carga. El incremento del espesor puede darse en forma continua a diferencia de la dureza, que está condicionada por los materiales disponibles; por lo tanto, explica el aumento paulatino del espesor de 20 a 80 μm entre 32,4 y 71,6 N.

Se puede decir que la capa tribológica a bajas cargas tiene un espesor fijo y aumentaría su resistencia a través de algún mecanismo de endurecimiento del material. Al aumentar la carga también debe aumentar la resistencia de la capa frente a las sollicitaciones y eso se logra aumentando su espesor.

Entonces se podría suponer que la capa tribológica "regula" su resistencia a través del aumento de la dureza del material y de su espesor, en ese orden. En el rango de desgaste moderado la MML se organiza a medida que crece la carga.

En todos los casos la MML mostró una dureza considerable frente a la matriz del material compuesto, de 5 a 10 veces mayor y del mismo orden que la contraparte.

En este capítulo se presentaron los resultados que muestran el comportamiento en el estado estacionario de desgaste. En el próximo capítulo se analiza el estado transitorio inicial, *running in*, con el objetivo de estudiar el proceso de formación de la MML e identificar los parámetros más relevantes que afectan su origen y generación.

Capítulo 5.

La evolución del proceso de desgaste hasta alcanzar el estado estacionario

En este capítulo se analiza la etapa transitoria inicial de desgaste, llamado *running in*, focalizándose en las medidas de desgaste, las propiedades mecánicas de la MML y de la subsuperficie en función de la distancia deslizada. El análisis se centra en la identificación de los parámetros de mayor influencia que afectan el proceso de formación de la MML.

5.1. Descripción del ensayo de desgaste

Los ensayos de desgaste fueron realizados en el equipo *pin-on-ring* descrito en el Capítulo 3. El cual consta de un disco de fundición gris (Fe) de dureza 272 HB y 170 mm de diámetro, que gira a una velocidad constante de 2,7 m/s en su periferia. Sobre la superficie cilíndrica del disco se apoya la probeta del material compuesto que se desea ensayar.

La probeta cilíndrica, de material compuesto, es presionada por una carga estática ubicada en la parte superior, igual a 4,9; 32,4; 52 y 81,2 N. Los ensayos se realizan en condiciones sin lubricación.

Los ensayos fueron realizados en forma discontinua y luego los resultados comparados con los resultados de los ensayos hechos en forma continua. Los datos de los ensayos en modo continuo corresponden a ensayos que se deslizaron en forma ininterrumpida hasta distancias de 100, 200, 500, 1000 y 2000 metros. Los ensayos en modo discontinuo fueron realizados, interrumpiéndolos a intervalos de centenas de

metros, hasta alcanzar una distancia que asegure que al menos el 80% del ensayo corresponda a la situación de estado estacionario de desgaste.

El desgaste se midió de dos maneras diferentes, una a través del cambio de longitud en las probetas (acortamiento) y otra a través del cambio de peso (pesada) y se expresan como tasa de desgaste volumétrico. La tasa de desgaste volumétrico se calcula como el volumen de material perdido, en mm^3 , sobre la distancia deslizada, en metros.

5.2. Preparación de los Materiales

Las probetas de material compuesto y el disco de fundición se prepararon siguiendo el procedimiento convencional para conseguir superficies nuevas, descrito en el Capítulo 3.

5.3. Resultados

5.3.1. Ensayos en modo continuo a 32,4 N

La tasa de desgaste volumétrico se puede calcular a partir de las medidas de acortamiento y de las medidas de cambio de peso de las probetas. En la Figura 5.1.a se muestran los valores de la tasa de desgaste calculados por ambos métodos para los ensayos en modo continuo. Es preciso hacer notar que cada punto de la Figura 5.1 corresponde a una probeta diferente. Por lo tanto, puede haber alguna diferencia entre las historias de las probetas, en particular en la etapa inicial del desgaste, aunque se considera que esas diferencias están dentro de la dispersión estadística natural tanto del material como del proceso de desgaste. Esta tasa de desgaste se calcula como el volumen de material desgastado sobre la distancia total deslizada, y también suele llamarse tasa acumulada de desgaste.

Se observa que las medidas de tasa de desgaste calculadas a partir de la pérdida de peso de las probetas son menores que las calculadas a partir del acortamiento, esto se cumple para todas las probetas ensayadas.

Según se observa en la Figura 5.1.a la tasa de desgaste presenta una tendencia oscilante amortiguada. En los primeros 500 metros se observa un pico de mayor amplitud, luego la oscilación se amortigua alrededor de un valor a medida que avanza el desgaste. Este valor corresponde a la tasa de desgaste volumétrico en estado estacionario. En la Tabla 5.1 se dan los valores de tasa de desgaste en estado estacionario de los ensayos continuos y discontinuos que fueron calculados tomando el promedio de la tasa de desgaste volumétrico de los tres últimos puntos correspondientes a las mayores distancias dentro de la etapa de desgaste en estado estacionario.

Por otro lado, el desgaste volumétrico se muestra en la Figura 5.1.b, en ella se observa que hasta los 500 m hay primero un ascenso y luego un descenso del volumen desgastado, y a partir de allí la tendencia es de ascenso a una tasa constante, en concordancia con los valores de la Figura 5.1.a. Este pico inicial es plausible debido a que cada punto representa una probeta y ensayo diferente, y no debe interpretarse como una reposición de material a la probeta.

Una mayor discusión de los resultados observados aquí se hará en el Capítulo 8 en conjunto con los resultados de los Capítulos 6 y 7.

Tabla 5.1: Valor medio de tasa de desgaste en estado estacionario de ensayos continuos y discontinuos a 32,4 N.

Ensayo	Medida por acortamiento [mm ³ /m]	Medida por pesada [mm ³ /m]	Relación acortamiento / pesada
Ensayos continuos	0,00802	0,00141	5,7
Ensayo discontinuo (A)	0,00686	0,00235	2,9
Ensayo discontinuo (B)	0,00633	0,00113	5,6
Ensayo discontinuo (C)	0,00633	0,00118	5,4

Cada probeta se seccionó longitudinalmente para analizar la subsuperficie, ver Figura 4.9 del capítulo anterior. En la Figura 5.2.a, b y c se muestran tres cortes correspondientes a las probetas ensayadas hasta 100 m, 1000 m, y 2000 m, respectivamente. En todas ellas, así como en las ensayadas a 200 m y 500 m se observa MML y deformación de la subsuperficie que muestra las mismas características de las capas MML descritas en el capítulo anterior.

En la Figura 5.2 se puede observar como la capa MML completa y rellena las irregularidades de la subsuperficie, por ejemplo en la Figura 5.2.b (a 1000 m) la interfase MML subsuperficie, parece más plana que la observada en 5.2.a (a 100 m). De la misma manera, en la Figura 5.2.c, se observa una depresión pronunciada en la subsuperficie de alrededor de 50 μ m, el material perdido es reemplazado por MML. Estas irregularidades en la interfase entre la subsuperficie y la MML pueden estar relacionadas al mecanismo de transferencia de aluminio hacia la MML, lo cual se discutirá en extenso en el Capítulo 8.

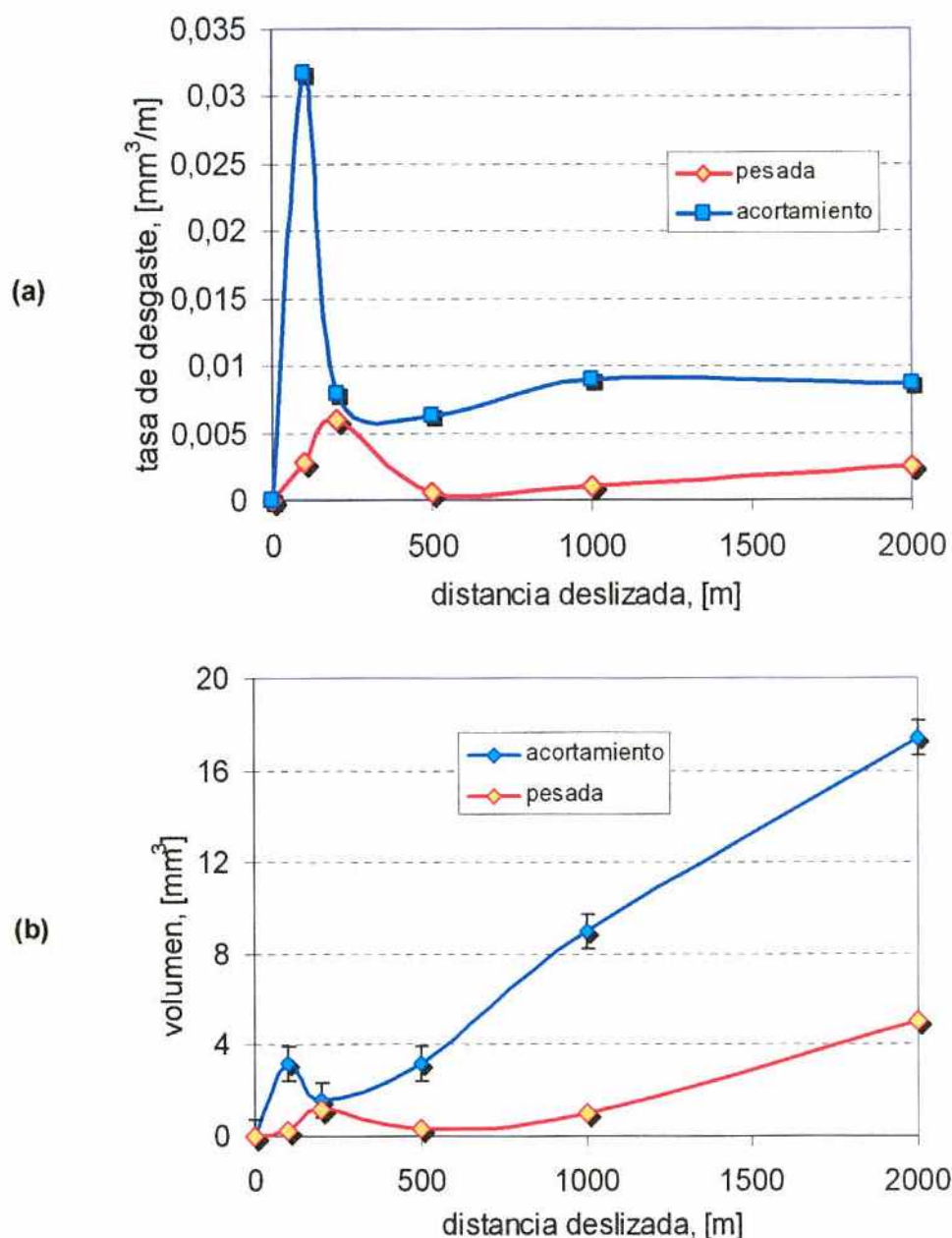
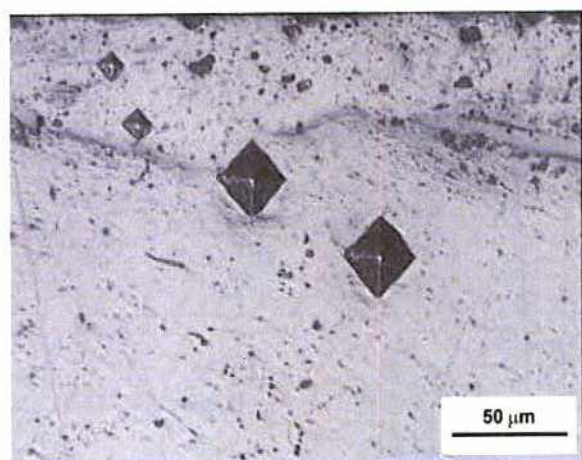


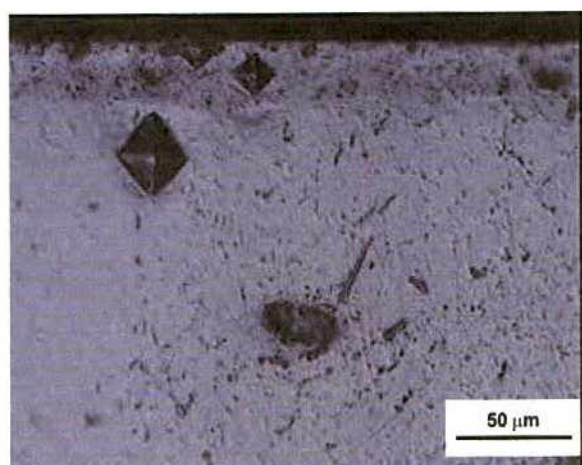
Figura 5.1: Progresión del desgaste en ensayos realizados en modo continuo, (a) tasa acumulada de desgaste y (b) volumen desgastado. Ambos calculados a partir del acortamiento y del pesado de las probetas.

Todas las capas MML encontradas fueron más duras que el material de la matriz, esto se refleja en el tamaño de las improntas del indentador Vickers mostradas en la Figura 5.2. En esta figura la MML está ubicada en la porción superior donde las improntas son más pequeñas. El límite entre MML y sustrato está bien definido, y puede ser identificado mediante la formación de una línea oscura que corresponde a la sombra de un pequeño escalón que se forma durante el pulido a causa de esta diferencia de dureza.

(a)



(b)



(c)

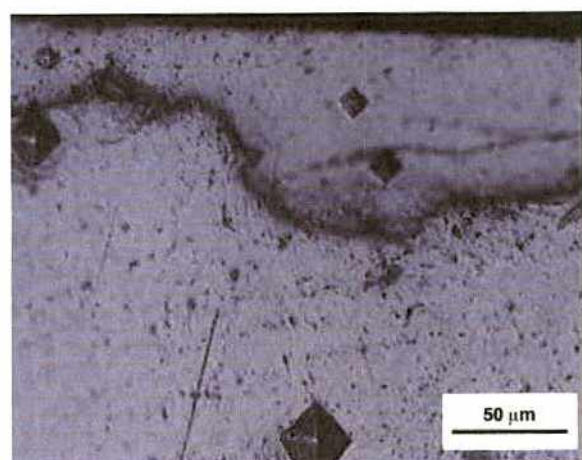


Figura 5.2: Cortes longitudinales de las probetas desgastadas a 32,4 N en modo continuo hasta (a) 100 m, (b) 1000 m y (c) 2000 m. Se muestran las improntas de microdureza Vickers, pequeñas en la zona de la MML y grandes en la matriz del material compuesto.

Los valores de microdureza de la capa MML y de la matriz, en la subsuperficie de las probetas ensayadas, se muestran en la Figura 5.3. Con las medidas efectuadas sobre la matriz en la subsuperficie, entre $\sim 30\text{ }\mu\text{m}$ y $500\text{ }\mu\text{m}$, se trazó una línea de tendencia para observar el endurecimiento de la matriz debido a la deformación. Para un análisis más claro, en la Figura 5.4 se grafican en forma separada los puntos de la subsuperficie de los puntos de la MML.

En la Figura 5.4 se observa que todas las probetas manifiestan un endurecimiento en la matriz de aluminio 1060 de la misma magnitud, independientemente de la distancia total deslizada. Se observan dos grupos de puntos uno que supera los 80 HV en las probetas ensayadas a 100 m, 200 m y 2000 m a una profundidad de $60\text{ }\mu\text{m}$, y otro en todas las probetas con un valor de aprox. 60 HV a una profundidad menor que $60\text{ }\mu\text{m}$. La diferencia entre los dos grupos se puede explicar de la siguiente manera. Por un lado, el segundo grupo de valores puede estar relacionado con el endurecimiento por deformación, ya que representa un incremento cercano al 100% respecto a la dureza de la matriz, igual a 35 HV medida a profundidades mayores. Por otro lado, el primer grupo con valores entre 80 HV y 90 HV puede deberse en primer lugar al endurecimiento por deformación y en segundo lugar a la interferencia de porciones de MML presentes debajo del plano donde se mide microdureza, e invisibles desde la superficie. En el Anexo I se muestra mediante cálculo que la presencia de partículas duras debajo de la superficie donde se mide dureza puede introducir errores en los valores de dureza incrementándolos hasta en un 75% según el tamaño relativo entre partícula e impronta y según la profundidad de la partícula. Por lo tanto, en el caso de haber una porción de MML no visible estaría actuando de la misma forma que una partícula de refuerzo, incrementando el valor de la lectura de dureza por encima de su valor real.

Por otro lado, las medidas de dureza de la capa MML presentan valores promedios elevados aunque tienen gran dispersión, ver Figura 5.3. El menor valor de dureza medido sobre una MML fue de aprox. 100 HV en la probeta ensayada a 500 m y el mayor valor 950 HV en la probeta de 200 m. Aún así, la mayor densidad de puntos de las medidas de dureza correspondientes a las probetas están entre 200 y 400 HV por lo que puede considerarse a esos valores como el entorno del valor medio de la capa MML.

Los valores promedio de microdureza de la MML se muestran en la Figura 5.5, graficados como columnas azules; el segmento negro indica el rango de los valores medidos y da información de la dispersión de los valores de dureza. Se observa que la probeta de 200 m tiene el valor promedio más elevado de aprox. 500 HV. Por otro

lado, la probeta de 500 m muestra el menor valor promedio de aprox. 250 HV. A partir de la probeta de 500 m el valor de microdureza promedio aumenta gradualmente hasta la probeta de 2000 m, en todos los casos se observa una dispersión muy alta.

La dispersión en los valores de dureza de la MML posiblemente se deba a una mayor concentración de hierro y un mayor tiempo de reacción, lo que puede dar compuestos Fe-Al de mayor dureza y además por trabajado mecánico se obtiene endurecimiento de la MML.

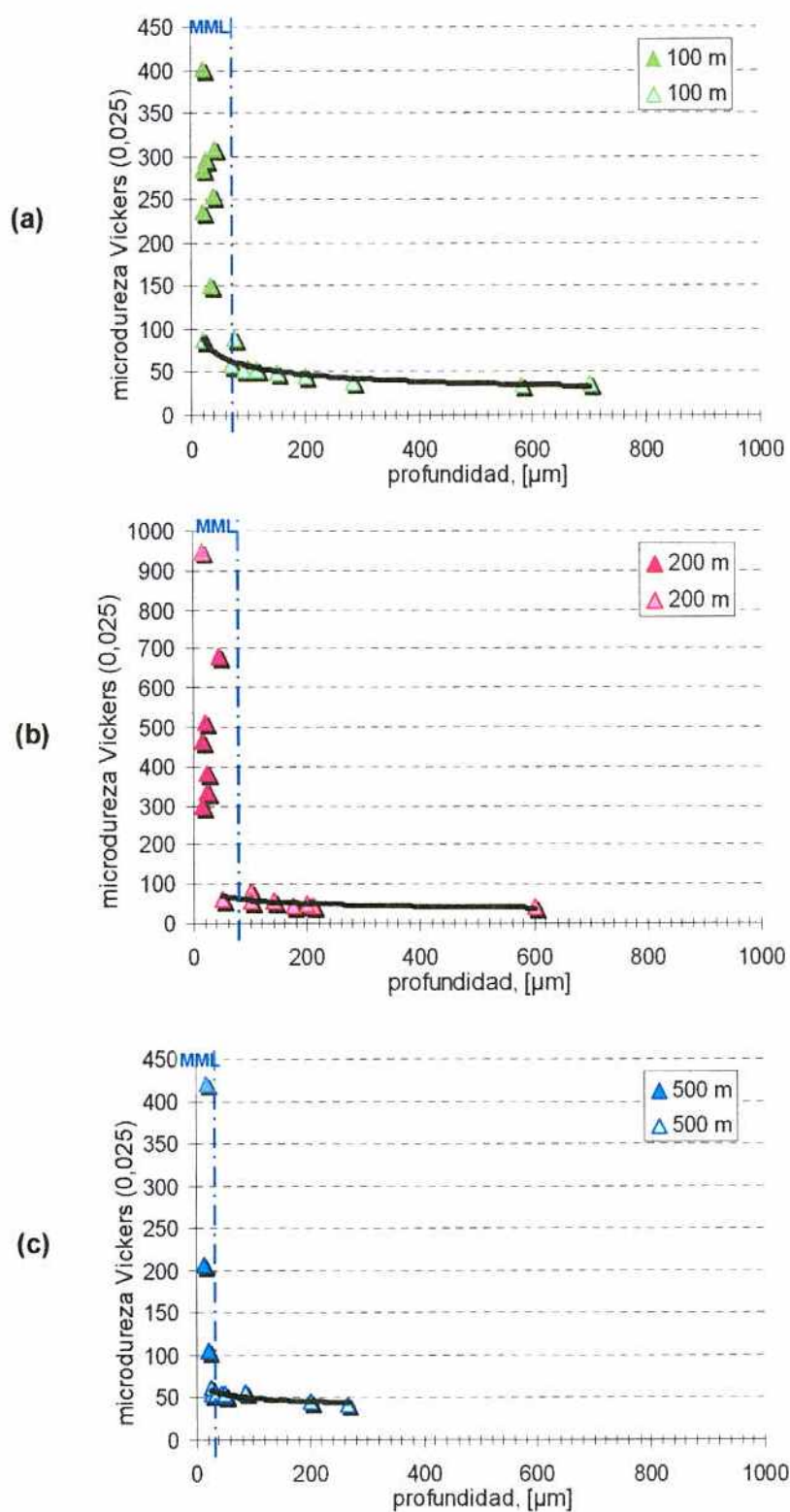


Figura 5.3: Microdureza de la subsuperficie de las probetas ensayadas a 32,4 N en modo continuo hasta (a) 100 m, (b) 200 m y (c) 500 m. Se señala la profundidad máxima de la capa MML con la línea vertical punteada.

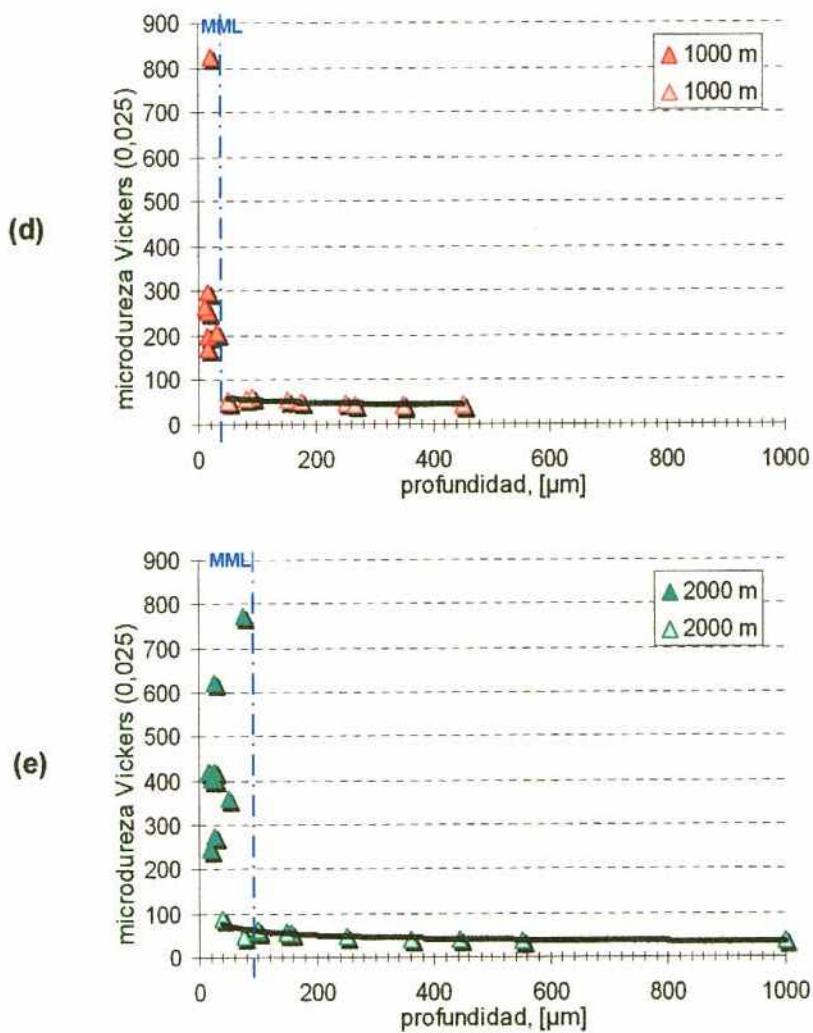


Figura 5.3: (... continuación) Microdureza de la subsuperficie de las probetas ensayadas a 32,4 N en modo continuo hasta (d) 1000 m y (e) 2000 m. Se señala la profundidad máxima de la capa MML con la línea vertical punteada.

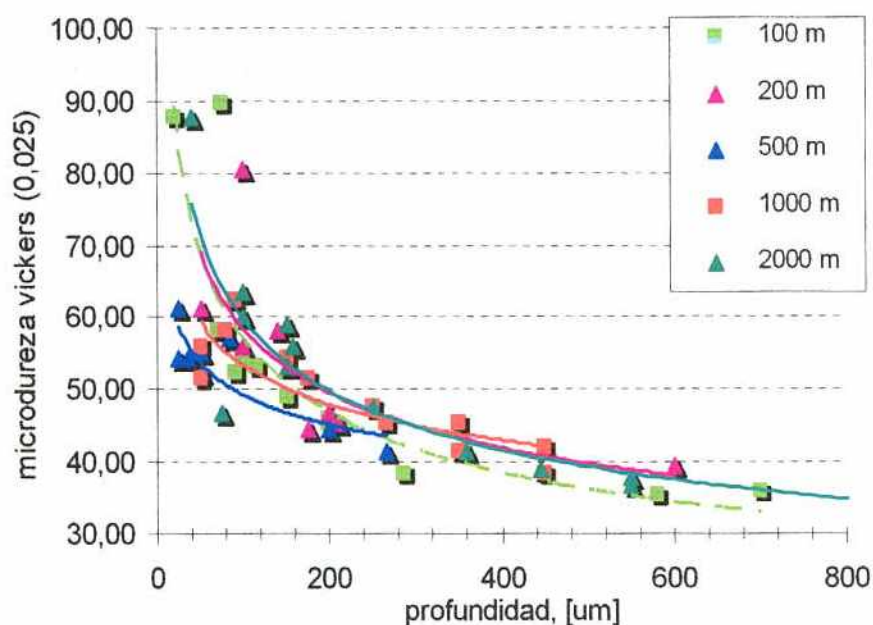


Figura 5.4: Microdureza de la subsuperficie como función de la profundidad, de las probetas ensayadas a 32,4 N en modo continuo, medida sobre la matriz del material compuesto

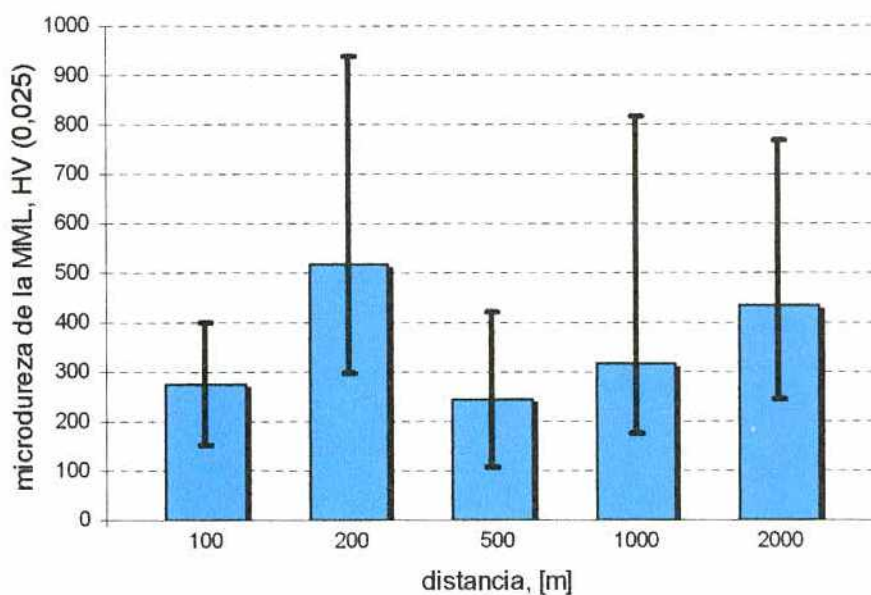


Figura 5.5: Microdureza de la MML de las probetas ensayadas a 32,4 N en modo continuo. Las columnas señalan el valor promedio y las líneas de error los valores extremos

En la Figura 5.6 se muestra el espesor de la MML en las probetas ensayadas en modo continuo, representadas por columnas anaranjadas y los segmentos negros indican la dispersión de los valores. Se observa en las probetas de 100 m y 200 m valores promedios elevados y mucha dispersión. El espesor es menor en la probeta desgastada hasta 500 m y a partir de allí aumenta gradualmente con el incremento de la distancia desgastada.

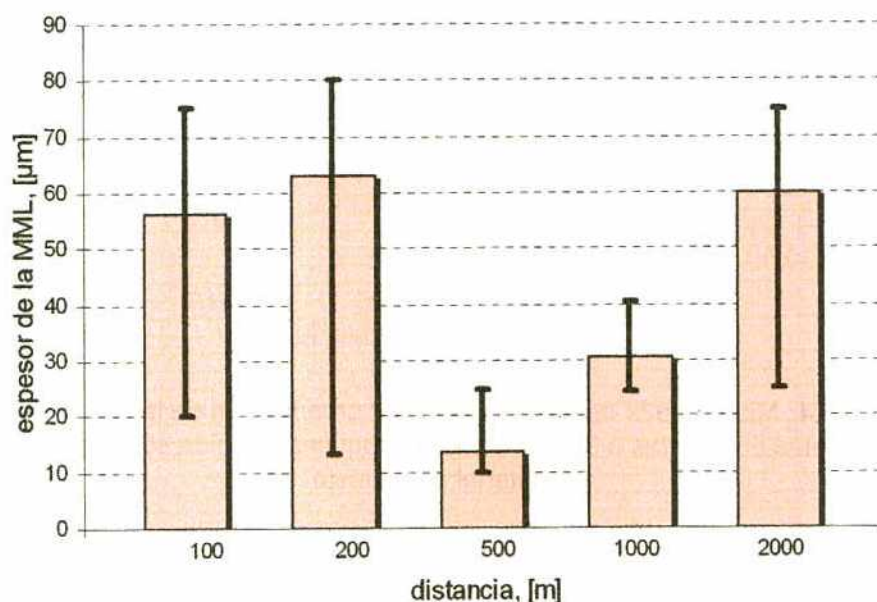


Figura 5.6: Espesor de la MML de las probetas ensayadas a 32,4 N en modo continuo. Las columnas señalan el valor promedio y los segmentos la dispersión de los valores.

5.3.2. Discusión de los resultados de ensayos continuos a 32,4 N

Al analizar la evolución del desgaste de los ensayos continuos debe tenerse en cuenta que los ensayos corresponden a probetas diferentes y cada una pudo haber tenido comportamientos transitorios distintos, en particular en los primeros instantes del ensayo.

La discusión se realiza teniendo en cuenta esas limitaciones, y considerando que se sabe que el desgaste medido por acortamiento involucra material extruido que forma rebaba, material eliminado como fragmentos y material transferido hacia y desde el disco; por otro lado, el desgaste medido por pesada involucra al material eliminado como fragmentos que se transfiere hacia y desde el disco. Por lo tanto, una diferencia entre la tasa de desgaste por acortamiento y por pesada es una medida de la generación de rebaba en la probeta.

Se obtiene una diferencia ($TD_{ACORTAMIENTO} - TD_{PESADA}$) = 0,00661 mm³/m en estado estacionario.

Se destaca el alto valor de la tasa de desgaste inicial por acortamiento en la probeta de 100 m, ver la Figura 5.1, superior al valor de la tasa calculada por pesada que indica gran cantidad de material deformado plásticamente y adherido a los bordes de la probeta formando la rebaba. La probeta ensayada a 200 m muestra valores similares de tasa de desgaste por acortamiento y por pesada, esto puede interpretarse considerando que todo el desgaste se pierde como fragmentos o por transferencia lo que no implica ausencia de rebaba sino que el material de la rebaba se va desprendiendo como fragmentos paulatinamente.

La secuencia de desgaste podría plantearse de la siguiente manera:

1º). de 0 a 100 m:

i.- Principalmente generación de rebaba;

ii.- Alta transferencia de material entre disco y pin.

Ambos, favorecidos por la baja resistencia a la deformación del aluminio y a la afinidad entre el aluminio del pin y el hierro del disco. Estos dos procesos producen la formación de la primer MML

2º). de 100 a 200 m:

- i.- Mayor transferencia de material hacia el pin que hacia el disco, lo que va consolidando la MML;
- ii.- Disminuye la deformación plástica a raíz de la presencia de la MML;
- iii.- Mayor volumen de fragmentos, ahora desde la MML.

El material inicialmente transferido al disco vuelve al pin junto a hierro fresco, durante este proceso se remueve material del pin en forma de fragmentos. La rebaba formada en las etapas iniciales, con escaso contenido en hierro es más débil, se desprende y es reemplazada por rebaba consistente de capas de aluminio y MML.

3º). a los 500 m se obtiene una capa de MML dinámicamente estabilizada, donde se observa que:

- i.- Los fragmentos se originan de la MML;
- ii.- La velocidad de rotura y desprendimiento de rebaba es bajo;
- iii.- La transferencia de material entre la MML del pin y disco está en equilibrio dinámico;
- iv.- Hay una velocidad de aporte de aluminio nuevo relativamente constante desde la matriz del pin a la MML .

Al considerar el espesor y la dureza de las MML y las micrografías de la Figura 5.2 se ve que ya se ha formado una MML a los 100 m.

Esta capa MML del transitorio inicial ya es dura y gruesa pero no está bien asentada ya que a los 500 m se reduce su dureza y espesor. Esto podría explicarse considerando una baja adherencia a la matriz de aluminio o que la MML formada sobre el disco aún no se haya establecido completamente.

A partir de los 500 m se encontró una tasa de desgaste constante, ver la Figura 5.1, y a partir de allí se observó un aumento gradual del espesor y dureza de la MML. Por lo que puede considerarse que a los 500 m se tiene el final de la etapa transitoria inicial o *running in*.

5.3.3. Ensayos en modo discontinuo a 32,4 N

En las Figuras 5.7, 5.8 y 5.9 se muestra la progresión del desgaste de 3 probetas ensayadas en modo discontinuo, A, B y C, determinado a partir del acortamiento y del pesado de las probetas.

Las Figuras 5.7.a, 5.8.a y 5.9.a muestran la **tasa de desgaste instantánea (TDI)** calculada como la variación de volumen sobre la distancia deslizada desde el punto anterior. Por lo tanto, refleja lo que ocurrió en el intervalo y no tiene en cuenta la evolución desde el inicio del ensayo. La variación de volumen se calcula a través del acortamiento y del pesado de las probetas. Puede observarse en las tres figuras que la curva calculada por acortamiento es la de mayor magnitud. Además, se observa un mayor valor en la etapa inicial del ensayo de desgaste, dentro de los primeros 500 m, éste alcanza el valor de $0,12 \text{ mm}^3/\text{m}$, $0,024 \text{ mm}^3/\text{m}$ y $0,0475 \text{ mm}^3/\text{m}$ en los ensayos A, B y C, respectivamente. Luego del pico inicial los valores caen en forma oscilante prácticamente al valor de estado estacionario.

En las mismas figuras (Figura 5.7.a, 5.8.a y 5.9.a), la curva correspondiente a la TDI calculada por pesada presenta un comportamiento oscilante alrededor del valor en estado estacionario, con un pico inicial que toma los valores $0,0033 \text{ mm}^3/\text{m}$, $0,0079 \text{ mm}^3/\text{m}$ y $0,0025 \text{ mm}^3/\text{m}$ en los ensayos A, B y C, respectivamente.

No hay coincidencia entre la distancia a la que están los picos de TDI calculado por acortamiento con los calculados por pesada.

La apreciación de estado estacionario se ve como una tendencia horizontal de la curva TDI. En la Tabla 5.1 se dan los valores de la tasa de desgaste instantáneo en estado estacionario para los tres ensayos en modo discontinuo y la tasa de desgaste acumulado en los ensayos en modo continuo. Los valores tabulados de la tasa de desgaste instantánea se calcularon tomando los últimos 1000 m de cada ensayo discontinuo de desgaste. Además, en la Tabla 5.1 se muestra la relación entre los valores de TDI por acortamiento y de TDI por pesada siendo de aprox. 5,5 excepto para el ensayo A (discontinuo) donde tiene un valor de 2,9. Por otro lado, se obtiene una diferencia $(TDI_{\text{ACORTAMIENTO}} - TDI_{\text{PESADA}})$ iguales $0,00451$; $0,00520$ y $0,00515 \text{ mm}^3/\text{m}$ en estado estacionario, para los ensayos A, B y C, respectivamente. En la Tabla 5.2 se resumen los valores de la TDI medidas por acortamiento, para los ensayos A, B y C.

Las Figuras 5.7.b, 5.8.b y 5.9.b muestran la **tasa de desgaste acumulado** (TDA), es decir, calculada con el volumen desgastado y la distancia, acumulados desde el inicio del ensayo al punto de cálculo. Este valor es el que normalmente se indica como tasa de desgaste en la literatura. En las tres figuras se observa el pico inicial tanto en la TDA calculada por acortamiento como por pesado. El estado estacionario de desgaste es más difícil de determinar utilizando esta curva, pues los elevados valores de TDA durante el transitorio inicial se acarrean a los puntos posteriores, produciendo un cambio gradual en la pendiente de la curva, lo que hace difícil determinar el punto de pendiente igual a cero (Estado estacionario). Eso puede verse en la Figura 5.7.b, donde se observa que la curva TDA por acortamiento decae lentamente hasta un valor estacionario, indicada por una disminución gradual de la pendiente de la curva. Esto llevaría a suponer que la probeta no alcanza el estado estacionario, aunque analizando la TDI por acortamiento, ver Figura 5.7.a, se observan oscilaciones en la curva, estas oscilaciones no modifican apreciablemente la curva de la Figura 5.7.b debido la elevada magnitud del desgaste inicial. Por otro lado, en la Figura 5.7.b se observa que la TDA por pesada alcanza el estado estacionario en forma oscilante. En la Tabla 5.2 se resumen los valores de la TDA medidas por acortamiento, para los ensayos A, B y C.

Tabla 5.2: Tasa de desgaste en estado estacionario, ensayos discontinuos a 32,4 N.

Ensayo	TDI [mm ³ /m]	TDA [mm ³ /m]
Ensayo discontinuo (A)	0,00686	0,019
Ensayo discontinuo (B)	0,00633	0,0093
Ensayo discontinuo (C)	0,00633	0,013

El error en las determinaciones es del 5 %.

Con los valores de la Tabla 5.2 se puede calcular un valor promedio de TDI igual a 0,0065 mm³/m con un coeficiente de variación de 4,7% y un valor promedio de TDA igual a 0,0137 mm³/m con un coeficiente de variación de 35,6% por lo que la tasa acumulada acusa un error más grande que la tasa instantánea. Este error se debe fundamentalmente a que la tasa acumulada cuantifica el valor del pico durante el transitorio inicial y el ensayo A presenta un pico más elevado que los ensayos B y C.

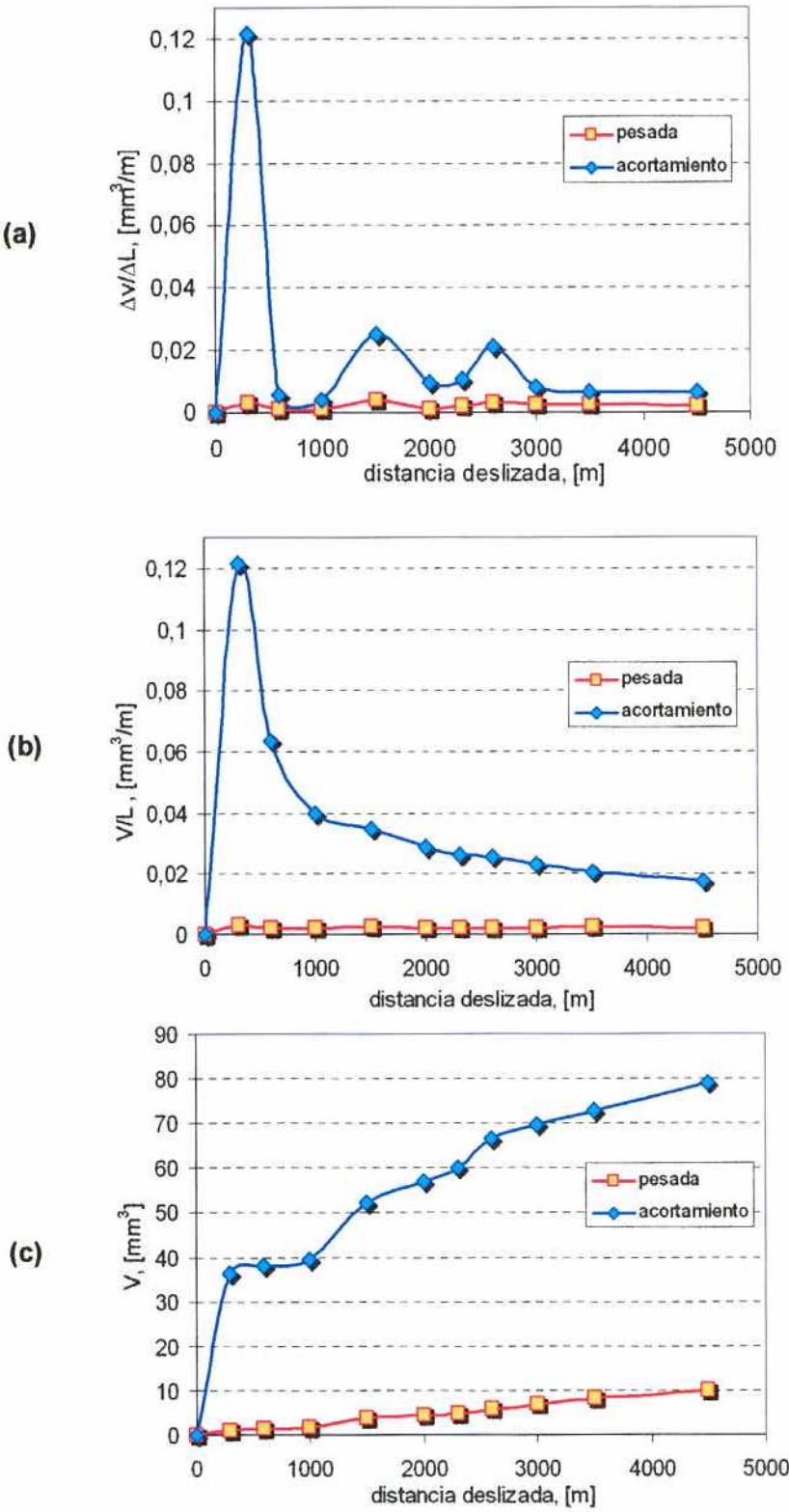


Figura 5.7: Progresión del desgaste para ensayos en modo discontinuo
Ensayo A, (a) tasa de desgaste instantánea, (b) tasa acumulada de desgaste y
(c) volumen desgastado, calculados del acortamiento y del pesado de las
probetas. Carga 32,4 N.

V: volumen; Δv : delta de volumen desde el punto anterior; *L*: distancia recorrida; ΔL :
delta de distancia recorrida desde el punto anterior

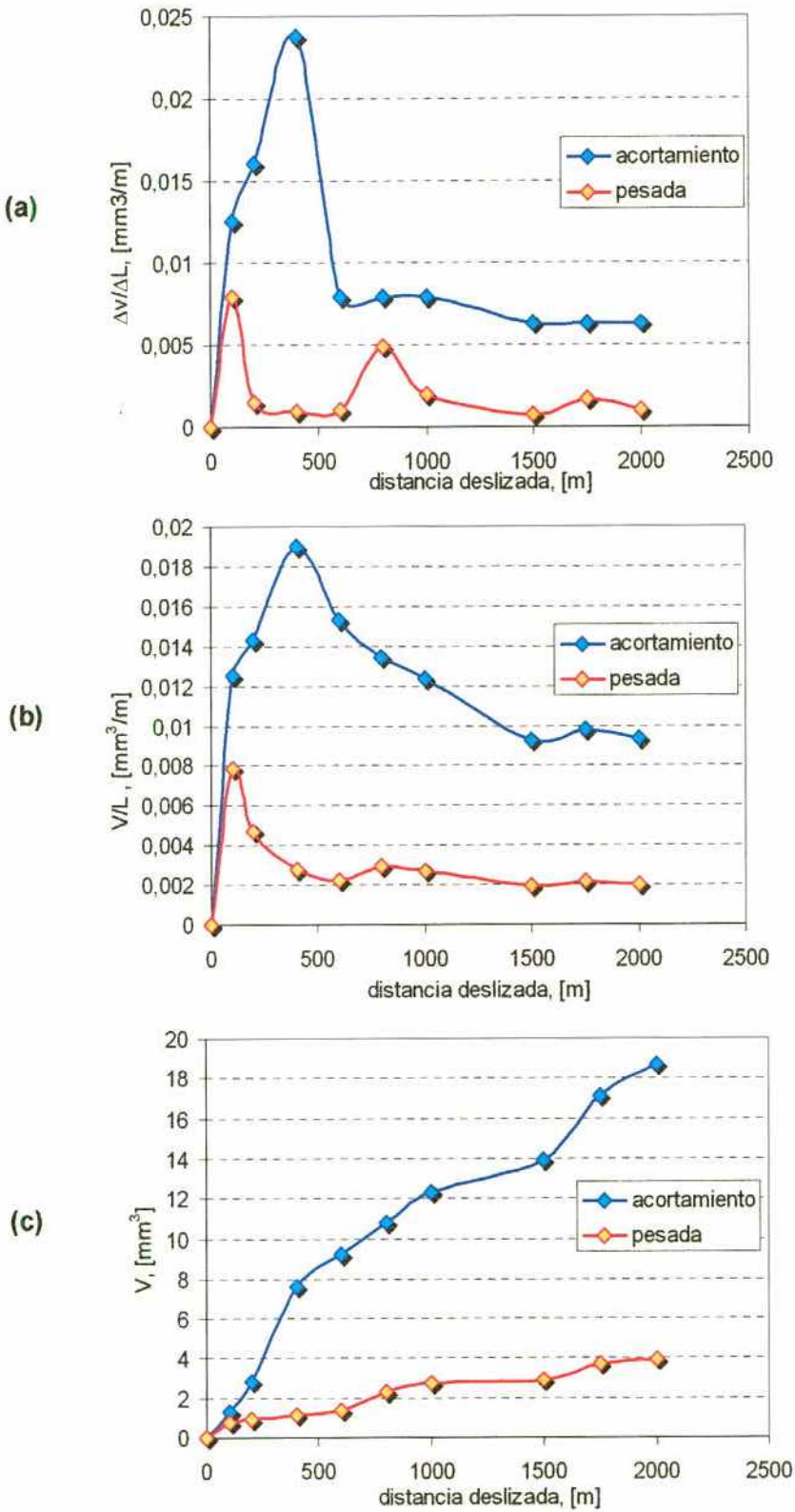


Figura 5.8: Progresión del desgaste para ensayos en modo discontinuo Ensayo B, (a) tasa de desgaste instantánea, (b) tasa acumulada de desgaste y (c) volumen desgastado, calculados del acortamiento y del pesado de las probetas. Carga 32,4 N

V: volumen; Δv : delta de volumen desde el punto anterior; L: distancia recorrida; ΔL : delta de distancia recorrida desde el punto anterior

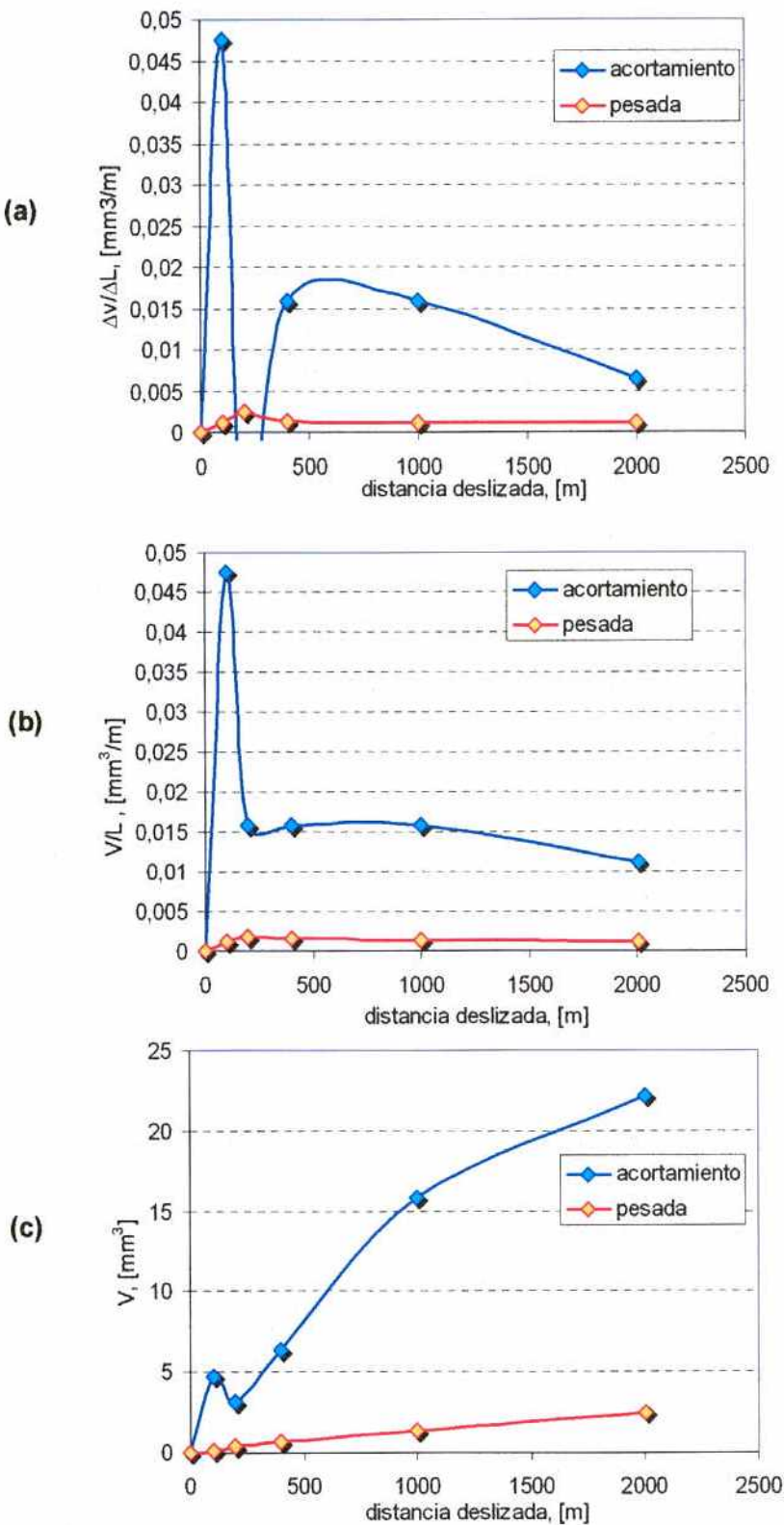


Figura 5.9: Progresión del desgaste para ensayos en modo discontinuo
Ensayo C, (a) tasa de desgaste instantánea, (b) tasa acumulada de desgaste y
(c) volumen desgastado, calculados del acortamiento y del pesado de las
probetas. Carga 32,4 N

V : volumen; Δv : delta de volumen desde el punto anterior; L : distancia recorrida; ΔL :
delta de distancia recorrida desde el punto anterior

Las Figuras 5.7.c, 5.8.c y 5.9.c muestran el volumen desgastado en función de la distancia. En las figuras se observa que se alcanza el estado estacionario en la porción de la curva donde la pendiente varía alrededor de un valor constante. Este comportamiento se observa en el volumen calculado por acortamiento y por pesada. En la Figura 5.7.c es notable el salto inicial en el volumen calculado por acortamiento, graficado como un pico en las Figuras 5.7.a y b.

En la Figura 5.8.c, correspondiente al ensayo B, el comportamiento inicial del desgaste calculado por acortamiento no está muy marcado en el cambio de pendiente, que sí es claro en la Figura 5.8.a a través del pico inicial.

La Figura 5.9.c, correspondiente al ensayo C, muestra un transitorio peculiar, donde la probeta acusó una inversión del flujo de material durante el ensayo, en el intervalo de 100 a 200 m. Este aporte produjo que el volumen desgastado disminuyera, en vez de aumentar como es el caso normal. A partir de allí el volumen desgastado aumentó invariablemente. Este fenómeno se ve en la Figura 5.9.a como un valor negativo de la TDI calculada por acortamiento.

En los tres casos el volumen desgastado calculado por pesada tuvo valores menores que el medido por acortamiento y en la escala usada no se percibe un salto inicial abrupto, aunque es posible esperarlos de acuerdo a los picos en la zona inicial observados en las Figuras 5.7.a, 5.8.a y 5.9.a.

5.3.4. Comparación de ensayos discontinuos a 32,4 N

La razón de la escasa coincidencia de los picos de la TDI medida por acortamiento con el medido por pesada puede deberse a que, la mayor eliminación de material (medido por pesada) no ocurre en el mismo momento en que se desplaza el material (medido por acortamiento)

Notar que el ensayo A se realizó hasta 4500 m y se obtuvo el mismo valor estacionario que los ensayos realizados hasta 2000 m. El ensayo A presenta algunas perturbaciones a 1500 y 2500 m luego de alcanzar el valor estacionario, lo que puede indicar que el desgaste sufre cambios bruscos y vuelve a la condición de estado estacionario. Esta es una característica de un proceso estable ya que las

perturbaciones aleatorias en el sistema no afectan el régimen de estado estacionario. La causa de estas perturbaciones puede ser alguna destrucción, o desprendimiento, de una porción grande de MML, o bien alteraciones intrínsecas al proceso como ser la regeneración dinámica de la MML. Los comportamientos oscilatorios de la TDI y la TDA pueden deberse a transferencias de material en distintos sentidos. La tendencia al incremento de volumen en las 3 probetas muestra que lo que denominamos tasa estacionaria de desgaste, es dinámica o sea, implica flujo constante de material saliendo del sistema.

Las medidas de TDI son más confiables para medir el desgaste en estado estacionario frente a las medidas de TDA o de volumen absoluto desgastado ya que, no refleja los eventos que ocurren en el transitorio inicial.

5.3.5. Ensayo a 4,9 N en modo discontinuo

Con el mismo procedimiento de ensayos discontinuos se ensayó el material a una carga de 4,9 N que fue presentado en el Capítulo 4. Los resultados del desgaste en función de la distancia se muestran en la Figura 5.10.

La Figura 5.10.a muestra la TDI calculada por acortamiento y por pesada. La TDI por acortamiento muestra un pico inicial a los 600 m con un valor de $0,0052 \text{ mm}^3/\text{m}$ decayendo en forma oscilante sin observar, hasta los 5000 m, un amortiguamiento completo de la TDI con un valor medio de $0,0005 \text{ mm}^3/\text{m}$. En cambio, la TDI por pesado muestra una oscilación desde el inicio con baja amplitud alrededor de un valor medio de $0,0004 \text{ mm}^3/\text{m}$. En la Figura 5.10.b se muestra la TDA donde se refleja el pico inicial de gran amplitud en la medida por acortamiento. Se tiene una diferencia $(TDI_{\text{ACORTAMIENTO}} - TDI_{\text{PESADA}}) = 0,0001 \text{ mm}^3/\text{m}$ en estado estacionario.

La Figura 5.10.c muestra el volumen desgastado, se observa claramente la tendencia estacionaria en la medida por pesado, en cambio el estacionario se alcanza en forma oscilante en la medida por acortamiento.

El pico inicial visto en la Figura 5.10.a en la medida por acortamiento que no se observa en la medida de pesada indica una generación de rebaba en la etapa inicial y luego la oscilación de ambas medidas, acortamiento y pesada, alrededor de un mismo valor indica que en esa etapa el desgaste es principalmente debido a la generación de fragmentos de la MML y poco a la generación de rebaba.

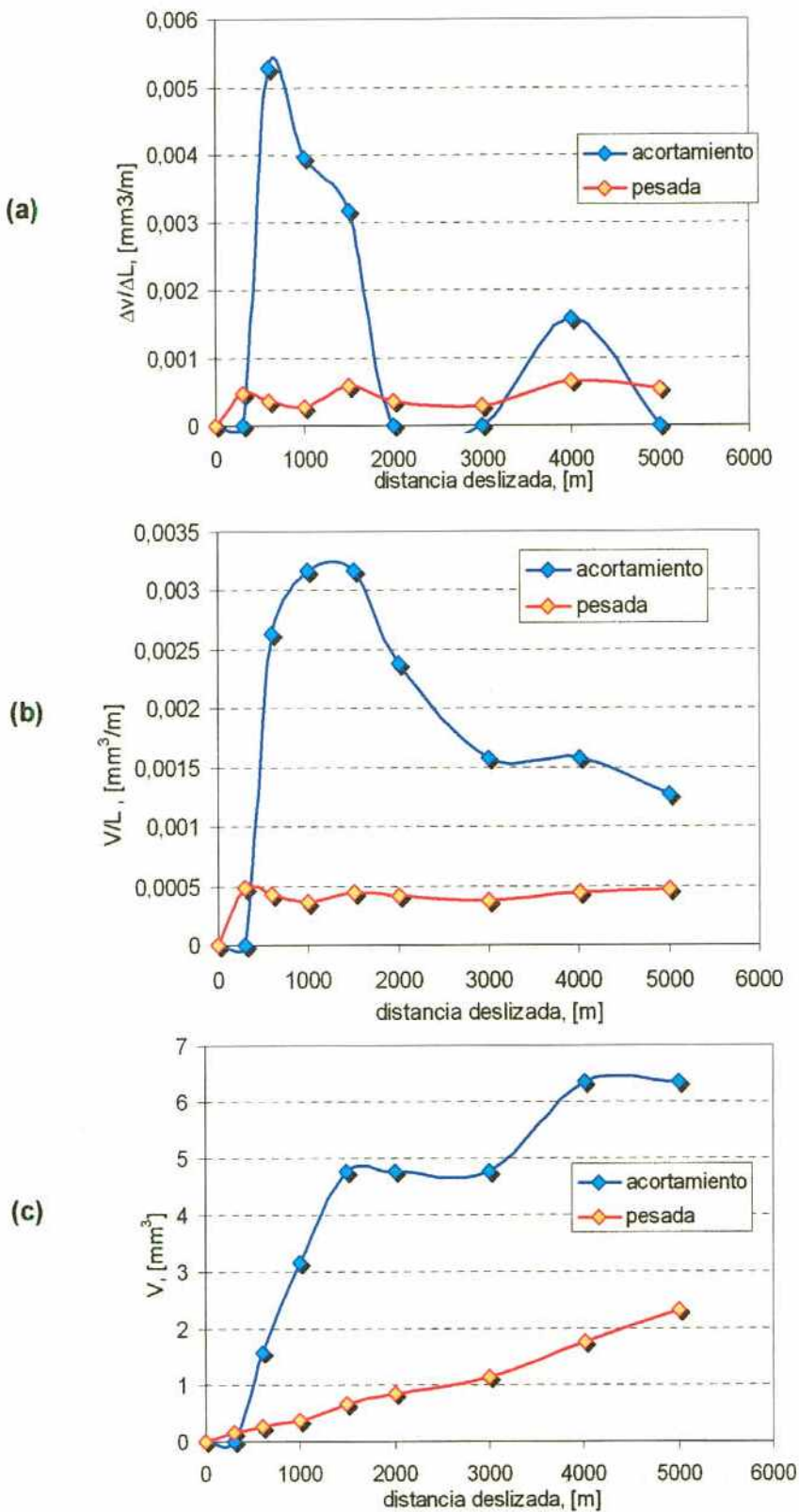


Figura 5.10: Progresión del desgaste para ensayos en modo discontinuo, ensayo a 4,9 N, (a) tasa de desgaste instantánea, (b) tasa acumulada de desgaste y (c) volumen desgastado, calculados del acortamiento y del pesado de las probetas.

V : volumen; Δv : delta de volumen desde el punto anterior; L : distancia recorrida; ΔL : delta de distancia recorrida desde el punto anterior

5.3.6. Ensayo a 52 N en modo discontinuo

El desgaste en función de la distancia del ensayo en modo discontinuo a una carga de 52 N, que fue presentado en el Capítulo 4, se muestra en la Figura 5.11.

En la Figura 5.11.a se observa que la TDI calculada por acortamiento muestra un pico inicial que alcanza un valor de aprox. $0,3 \text{ mm}^3/\text{m}$ que decae abruptamente antes de los 700 m de iniciado el ensayo, alcanzando un valor estacionario de $0,016 \text{ mm}^3/\text{m}$. La TDI medida por pesado muestra un pico en la misma región, aunque de menor magnitud igual a $0,0066 \text{ mm}^3/\text{m}$, decayendo a un valor estacionario de $0,002 \text{ mm}^3/\text{m}$. Se tiene una diferencia $(TDI_{\text{ACORTAMIENTO}} - TDI_{\text{PESADA}}) = 0,0094 \text{ mm}^3/\text{m}$ en estado estacionario.

La Figura 5.11.b muestra la TDA, donde el valor calculado por acortamiento acusa el pico inicial mencionado más arriba y luego baja lentamente debido a los valores reducidos de la TDI durante el estado estacionario.

La Figura 5.11.c muestra el volumen desgastado y se puede observar que se alcanza el estado estacionario a partir de los 500 m. La tasa de desgaste alcanzada por acortamiento es mayor que por pesada.

El pico inicial en la TDI por acortamiento que no se registra al mismo tiempo que el calculado por pesada indica una generación inicial de rebaba. Luego en el estado estacionario se alcanza un valor de $TDI_{\text{ACORTAMIENTO}} = 0,016 \text{ mm}^3/\text{m}$ y $TDI_{\text{PESADA}} = 0,002 \text{ mm}^3/\text{m}$ esto indica que en el estado estacionario se pierde material como fragmentos y en una cantidad 8 veces mayor que la desplazada como rebaba.

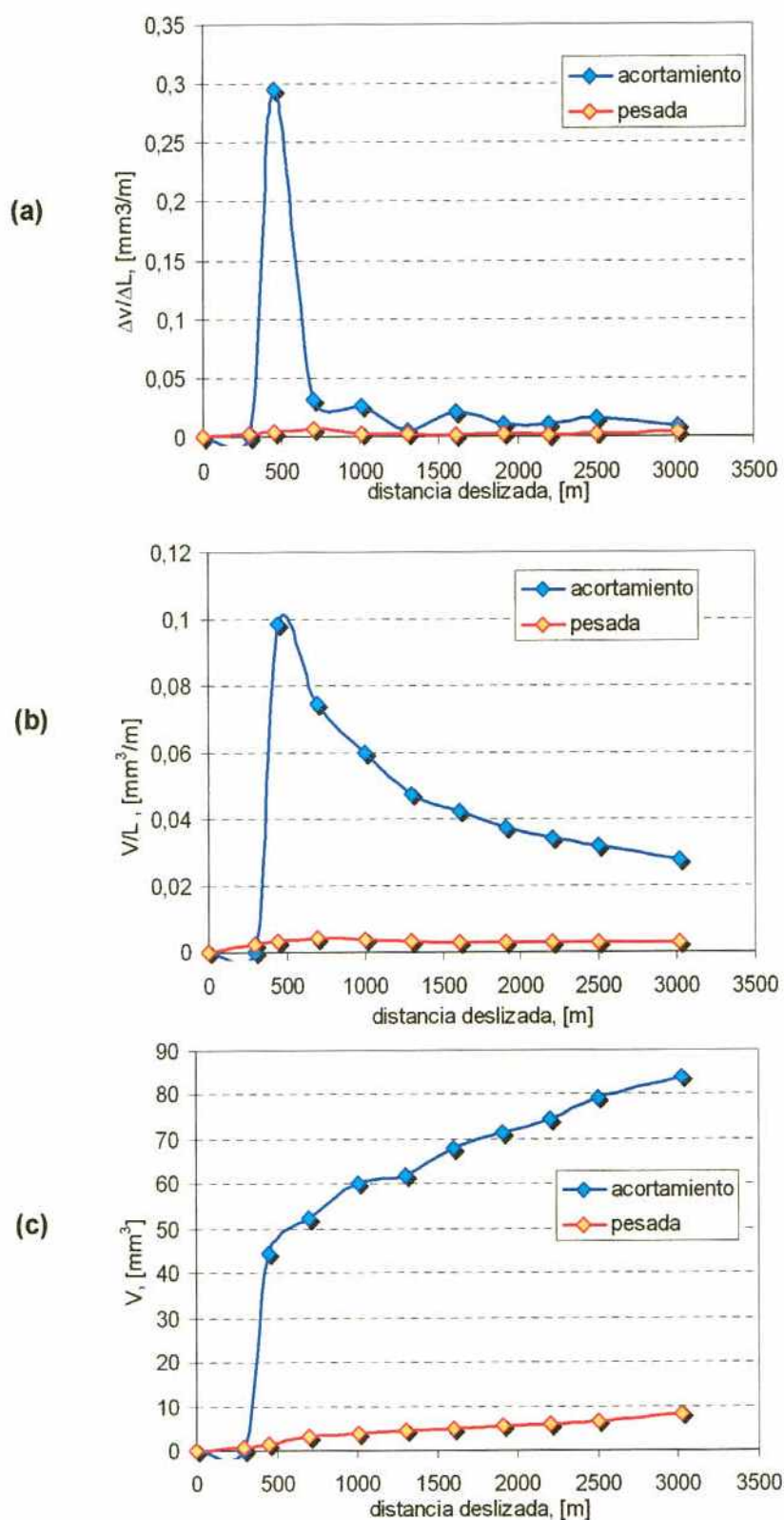


Figura 5.11: Progresión del desgaste para ensayos en modo discontinuo, ensayo a 52,0 N, (a) tasa de desgaste instantánea, (b) tasa acumulada de desgaste y (c) volumen desgastado, calculados del acortamiento y del pesado de las probetas.

V : volumen; Δv : delta de volumen desde el punto anterior; L : distancia recorrida; ΔL : delta de distancia recorrida desde el punto anterior

5.3.7. Ensayo a 81,4 N en modo discontinuo

El desgaste como función de la distancia del ensayo en modo discontinuo del material a una carga de 81,4 N que fue presentado en el Capítulo 4 se muestra en la Figura 5.12.

En la Figura 5.12.a se observa que la TDI calculada por acortamiento muestra un aumento gradual hasta los 200 m y luego se mantiene constante hasta finalizar el ensayo con un valor de $0,15 \text{ mm}^3/\text{m}$. La medida por pesado, no permite identificar un valor estacionario, se observa que oscila ligeramente, aunque no supera los $0,03 \text{ mm}^3/\text{m}$. Ambas tendencias se reflejan en la TDA, ver la Figura 5.12.b. Se obtiene una diferencia ($\text{TDI}_{\text{ACORTAMIENTO}} - \text{TDI}_{\text{PESADA}} = 0,12 \text{ mm}^3/\text{m}$).

La Figura 5.12.c muestra el volumen desgastado, se ve que a partir de los 100 m de iniciado el ensayo se alcanza el estado estacionario de desgaste, aunque no está bien claro en las medidas por pesado.

Se observa en la Figura 5.12.c que el desgaste por acortamiento crece con una pendiente más pronunciada que el desgaste por pesada, esto indica que la generación de rebaba es cada vez mayor y el material eliminado de esta forma representa una cantidad 5 veces mayor que el eliminado en forma de fragmentos.

En el Capítulo 4 se ha visto que a esta carga no se observa MML, y el desgaste entra en el régimen severo.

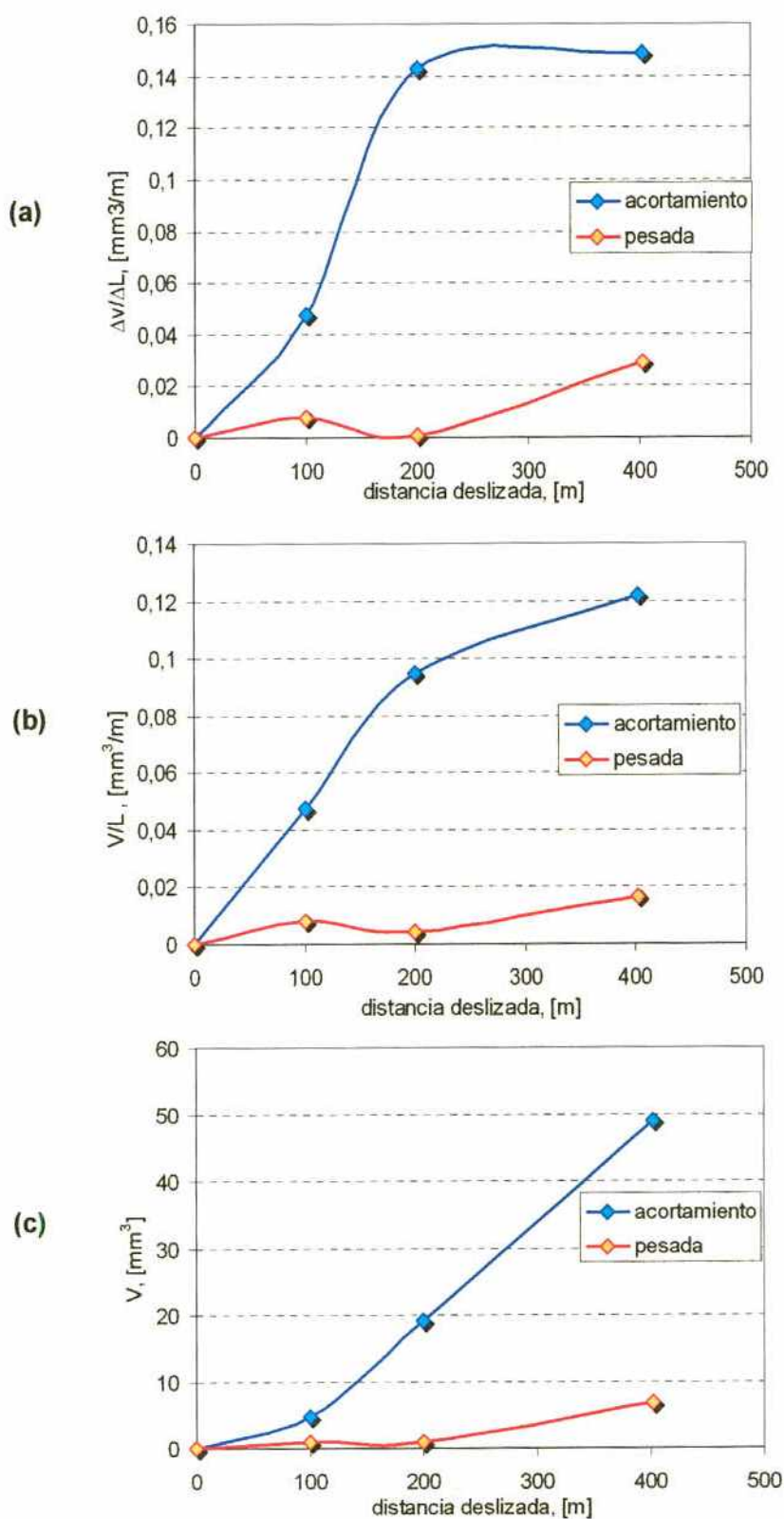


Figura 5.12: Progresión del desgaste para ensayos en modo discontinuo, ensayo a 81,4 N, (a) tasa de desgaste instantánea, (b) tasa acumulada de desgaste y (c) volumen desgastado, calculados del acortamiento y del pesado de las probetas.

V : volumen; Δv : delta de volumen desde el punto anterior; L : distancia recorrida; ΔL : delta de distancia recorrida desde el punto anterior

5.4. Discusión

5.4.1. Comparación de ensayos continuos con discontinuos a 32,4 N

Comparando los valores de tasa de desgaste de los ensayos continuos, que se muestran en la Figura 5.1.a con los valores de la tasa de desgaste instantánea de los ensayos discontinuos mostrados en las Figuras 5.7.a, 5.8.a, 5.9.a. se observa indistintamente del proceso, continuo o discontinuo, un pico inicial antes de los 500 m y luego se llega a un estado estacionario donde el valor medido por acortamiento es aprox. 5 veces mayor que el valor calculado por pesada.

Esto indica que ambos tipos de ensayo dan resultados similares y ocurren los mismos fenómenos durante el desgaste.

Para una carga de 32,4 N se forma MML y las observaciones indican que esto se formó dentro de los primeros 100 m, luego de una transferencia de material inicial y una gran cantidad de rebaba. Este pico inicial puede relacionarse con la cantidad de material que debe recubrir el disco y llegar a establecer una capa MML bien asentada sobre el pin, con la dureza suficiente para resistir cualquier irregularidad del disco.

Durante esta primera etapa la carga se concentra en la subsuperficie y esto produce abundante deformación plástica que luego por la evolución del proceso modifica las condiciones de forma tal que la carga se distribuye de manera más uniforme e incluso se reduce debido a una disminución del coeficiente de fricción a raíz de los nuevos materiales, léase MML, que conforman el sistema tribológico.

5.4.2. Comparación de ensayos discontinuos a diferentes cargas

En los ensayos a 4,9; 32,4 y 52 N se manifiesta desgaste moderado debido a la formación de la MML y en todos también ellos se observaron un pico inicial en la tasa de desgaste instantáneo, que indicaría un desgaste excesivo.

Capítulo 5. La evolución del proceso de desgaste hasta ... el estado estacionario

Este pico inicial se corresponde con el momento de transferencia de material del pin al disco, hecho que ocurre en todos los ensayos.

Una vez transferido aluminio al disco, este vuelve mezclado con hierro para formar y mantener la MML. Por lo tanto, esta transferencia inicial parece necesaria para formarla. Para estudiar este proceso se diseñaron experimentos especiales que se presentan en el próximo capítulo.

Capítulo 6.

Influencia de las condiciones iniciales sobre la capa Tribológica

En el Capítulo 4 se determinó la carga crítica que señala la transición entre los regímenes de desgaste moderado y severo, y se encontró un valor de aprox. 80 N. Esos ensayos fueron realizados partiendo de situaciones ideales donde la superficie de las probetas son planas, pulidas hasta #1500 y terminadas con una suspensión de alúmina de 1/4 μm .

En el Capítulo 5 se analizó la evolución del desgaste y se vio que en las instancias iniciales, en los primeros 500 m, el pin se desgasta a tasas mayores que en las condiciones de estado estacionario. En un proceso en el que parte del material desgastado en la etapa inicial se transfiere al disco y parte se deforma y permanece sujeta a los bordes de la probeta.

En este capítulo se estudia la influencia de la superficie inicial para formar la MML y la estabilidad de la MML sometiéndola a condiciones de carga superiores a la crítica donde normalmente no se forma.

La influencia de la superficie inicial se estudia ensayando las probetas en condiciones de régimen moderado y partiendo de probetas y discos con superficies de contacto de diferentes rugosidades y composiciones.

La estabilidad se estudia ensayando las probetas en condiciones de régimen severo partiendo de una MML formada previamente, desgastando las probetas contra un disco con superficies de contacto de diferentes rugosidades y composiciones.

Estos ensayos implicaron una serie de combinaciones entre superficies de pin y disco que se describen a continuación.

6.1. Descripción del ensayo de desgaste

Los ensayos de desgaste fueron realizados en el equipo pin-on-ring descrito en el Capítulo 3. El cual consta de un disco de fundición de dureza 272 HB, de 170 mm de diámetro, que gira a una velocidad de 2,7 m/s en su periferia. La probeta de material compuesto se apoya sobre la superficie cilíndrica del disco, y es presionada por una carga estática ubicada en la parte superior.

Dos cargas, alejadas de la carga crítica, fueron elegidas convenientemente una en la región del régimen moderado de 32,4 N y otra en la región del régimen severo de 115,9 N.

El desgaste se midió a través del cambio de longitud en las probetas, luego de someterlas al proceso de desgaste y se expresan como tasa de desgaste lineal. La tasa de desgaste lineal se calcula como el acortamiento de la probeta, en milímetros, sobre la distancia deslizada, en metros.

Se realizaron dos repeticiones en cada probeta para cada condición. Para medir el desgaste y seguir la evolución del proceso se realizaron interrupciones intermedias en el ensayo según el modo discontinuo descrito en el Capítulo 5.

La distancia total deslizada por cada probeta fue variable dependiendo del nivel de desgaste acusado por las probetas, cuidando de alcanzar un estado estacionario de desgaste.

6.2. Preparación de los Materiales

Cuatro clases de superficie iniciales fueron preparadas: "Superficies nuevas", "Superficies rugosas" (# 220 en pin y # 600 en disco), "Superficies con capa tribológica MML", y "Superficies severas" (rugosidad visible a simple vista).

En la Tabla 6.1 se describen los procedimientos seguidos en la preparación de cada una de las superficies utilizadas en el pin y en el disco.

Tabla 6.1: Procedimientos seguidos en la preparación de las superficies de contacto

Superficies nuevas	pin: superficie plana, desbastada con papel abrasivo #220, 320, 400, 600, 1000, 1500 y pulida con emulsión de alúmina de 0,25 μm .
	disco: desbaste y pulido con la misma secuencia que el pin.
Superficies rugosas	pin #220: superficie plana, desbastada únicamente con papel abrasivo #220.
	disco #600: superficie desbastada en la secuencia: #220, 320, 400 y 600.
Superficie CT	pin: pin proveniente de un ensayo a 32,4 N, de pin y disco nuevos, que origina un pin con capa tribológica de MML y tasa de desgaste en régimen moderado, ver la Figura 6.1.a. La superficie fue generada luego de deslizar una distancia de 3000 m.
	disco: disco proveniente de un ensayo que dio origen a un pin con CT, ver la Figura 6.1.a.
Superficie severa	pin: pin proveniente de un ensayo a 115,9 N, de pin y disco nuevos, que origina un pin con superficie de desgaste severa, ver Figura 6.2.b. La superficie fue generada luego de deslizar una distancia de entre 50 y 200 m.
	disco: proveniente de un ensayo que dio origen a un pin severo, ver la Figura 6.2.b.

La Figura 6.1.a muestra una probeta proveniente de un ensayo en régimen moderado, que es tomada como superficie inicial para los ensayos de estabilidad de la MML. Esta superficie tiene las características morfológicas de la superficie con MML, (ver las Figuras 4.5.a hasta 4.5.e del Capítulo 4).

La Figura 6.1.b muestra una probeta proveniente de un ensayo en condiciones de desgaste severo (ver las Figuras 4.5.f hasta la 4.5.g) que es tomada como superficie inicial para los ensayos de influencia de rugosidad en la formación de la MML.

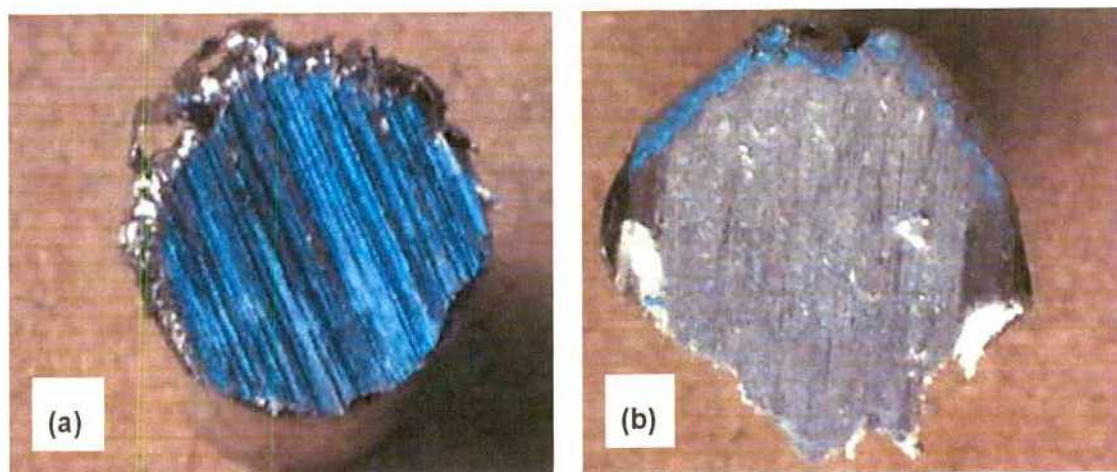


Figura 6.1: Superficies iniciales del pin, (a) Superficie con Capa Tribológica; (b) Superficie severa.

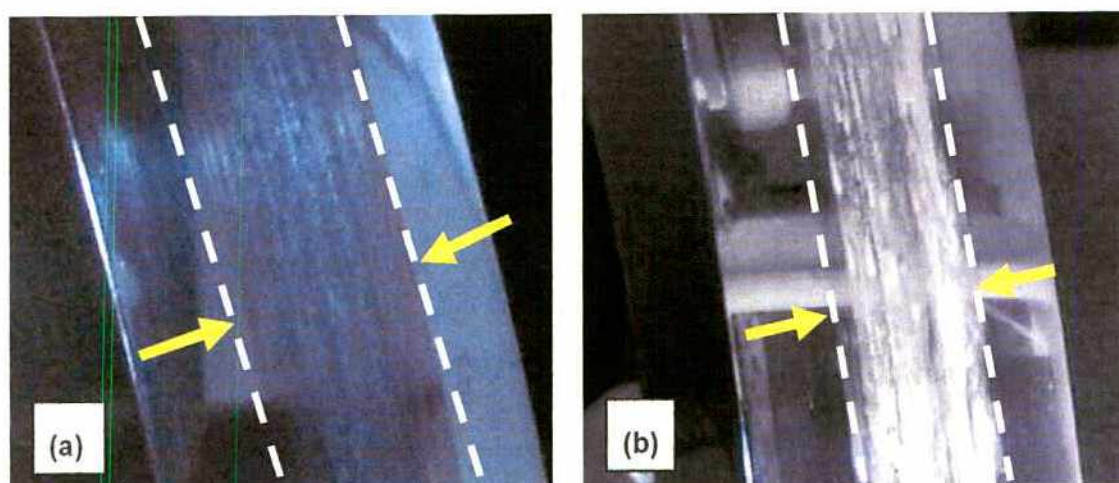


Figura 6.2: Superficies iniciales del disco usado como contraparte: (a) "Superficie CT", originada de un ensayo que generó una Capa Tribológica en el pin; (b) "Superficie severa", originada de un ensayo que generó un desgaste severo en el pin. La zona desgastada se señala delimitada por las líneas de trazo entre flechas.

En la Figura 6.2.a se observa una superficie del disco generada en condiciones de desgaste moderado, donde la superficie muestra una capa tribológica con

presencia de hierro y aluminio. Esta superficie es tomada como superficie inicial para los ensayos de influencia de rugosidad en la formación y estabilidad de la MML.

En la Figura 6.2.b se observa una superficie del disco generada en condiciones de desgaste severo, donde la superficie presenta una capa tribológica con presencia mayoritaria de aluminio que se distingue por su color gris claro. Esta superficie es tomada como superficie inicial para los ensayos de influencia de rugosidad en la formación y estabilidad de la MML.

La superficie nueva del pin se muestra en la Figura 3.1 y la superficie nueva del disco en la Figura 3.3, ambas en el Capítulo 3.

Las combinaciones de superficies de la probeta y del disco que fueron ensayadas se detallan en la Tabla 6.2. Cada combinación fue ensayada con al menos dos probetas.

Tabla 6.2: Combinación de superficies empleadas en los ensayos

Código del ensayo	Superficie del PIN	Superficie del DISCO
R1	Nueva	Nueva
R2	Nueva	CT
R3	Nueva	Severa
R4	CT	Nueva
R5	CT	CT
R6	Severa	Severa
R7	Severa	Nueva
R8	#220	#600

6.3. Resultados

Los resultados de los ensayos de desgaste a 32,4 N y 115,9 N con las combinaciones de superficies estudiadas se detallan en la Tabla 6.3. En dicha tabla se indica el tipo de desgaste, moderado o severo, alcanzado en estado estacionario; la presencia o no de Capa Tribológica (CT); la distancia a partir de la cual se supera el

proceso transitorio inicial y comienza el estado estacionario de desgaste, y la distancia final del ensayo.

La identificación de un desgaste moderado o severo se realizó midiendo la tasa de desgaste en cada ensayo y comparando con los resultados mostrados en el Capítulo 4, ver el mapa de desgaste de la Figura 4.1. En la Figura 6.3 se superponen los valores de tasa de desgaste, correspondientes a los ensayos R1 hasta el R8, con diferentes condiciones iniciales con el mapa de desgaste de la Figura 4.3. En dicha figura se observa que los valores obtenidos a 32,4 N se agrupan mayoritariamente en torno al valor predicho por el mapa de desgaste excepto un punto que dio un valor de 0,005 mm/m. En cambio, los valores obtenidos a 115,9 N muestran una mayor dispersión comprendiendo dos órdenes de magnitud, desde 2×10^{-3} hasta 1×10^{-1} mm/m.

Tabla 6.3. Características del desgaste resultante de los ensayos a partir de diferentes condiciones iniciales superficiales

Tipo de superficies			Carga				
Ensayo	PIN	DISCO	32,4 N			115,9 N	
			Régimen	CT	Distancia [m] *	Régimen	CT
R1	Nueva	Nueva	moderado	Si	100 // 3000	severo	No
R2	Nueva	CT	moderado	Si	100 // 3000	severo	No
R3	Nueva	Severa	moderado	Si	2000 // 3000	severo	No
R4	CT	Nueva	No se ensayó	-	-	Severo	No
						Mod. / Sev.	Si/No
R5	CT	CT	moderado	Si	0 // 3000	Severo	No
						Moderado	Si
R6	Severa	Severa	Severo	No	0 // 400	severo	No
R7	Severa	Nueva	moderado	Si	2000 // 6000	No se ensayó	-
R8	#220	#600	moderado	Si	900 // 4000	severo	No

Observaciones:

* Se dan dos valores, el primero es la distancia inicial a partir de la cual se observa el régimen de desgaste nombrado; el segundo es la distancia de finalización del ensayo.

* de 0 a 700 m corresponde a régimen estacionario con CT y régimen moderado, de 700 a 750 m corresponde a régimen severo sin CT.

En los ensayos a 32,4 N, el criterio usado para distinguir si un ensayo es moderado o severo fue determinar cuan alejado está el valor de la tasa de desgaste del valor predicho por la Eq. 4.1, que se corresponde a la línea de trazos negros de la Figura 6.3 y señala la tendencia en régimen moderado, que para una carga de 32,4 N es igual a 0,000477 mm/m.

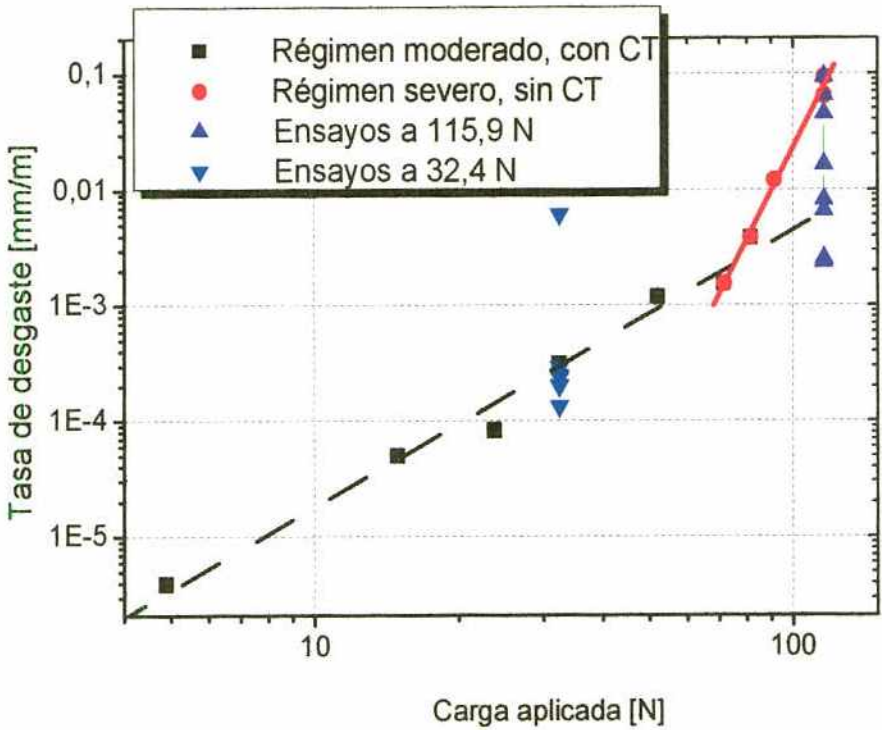


Figura 6.3. Valores de la tasa de desgaste como función de la carga donde se señala los regímenes de desgaste. El error en las lecturas de la tasa de desgaste es del 15 %.

En los ensayos a 115,9 N, se determinó que un ensayo manifiesta un régimen severo cuando el valor de la tasa de desgaste supera el valor predicho para un régimen moderado, dado por la Eq. 4.1 y representado en la Figura 6.3 por la línea de trazos negros, que para una carga de 115,9 N es igual a 0,0053 mm/m.

Los valores de tasa de desgaste en función de los tipos de superficies mencionadas en la Tabla 6.1 se muestran en la Figura 6.4, separadas por cargas, donde se grafican en puntos de color rosado los valores correspondientes a los ensayos de 32,4 N y en color verde los correspondientes a 115,9 N. Además, se

dibujaron en línea de trazos rosados el límite superior la tasa de desgaste para un régimen moderado con una carga de 32,4 N que es igual a 0,00048 mm/m y en línea de trazos verdes el límite superior de la tasa de desgaste para un régimen moderado con una carga de 115,9 N que es igual a 0,0053 mm/m.

En la Figura 6.4 se destacan tres puntos que dan resultados fuera de lo esperado: el punto R6 (a 32,4 N) y los puntos R4m y R5m (a 115,9 N).

El ensayo, R6, realizado en condiciones de carga de régimen moderado, 32,4 N, manifestó una tasa de desgaste severa cuando se esperaban valores dentro del régimen moderado. Esto pone en evidencia la importancia de la rugosidad inicial de las superficies en contacto.

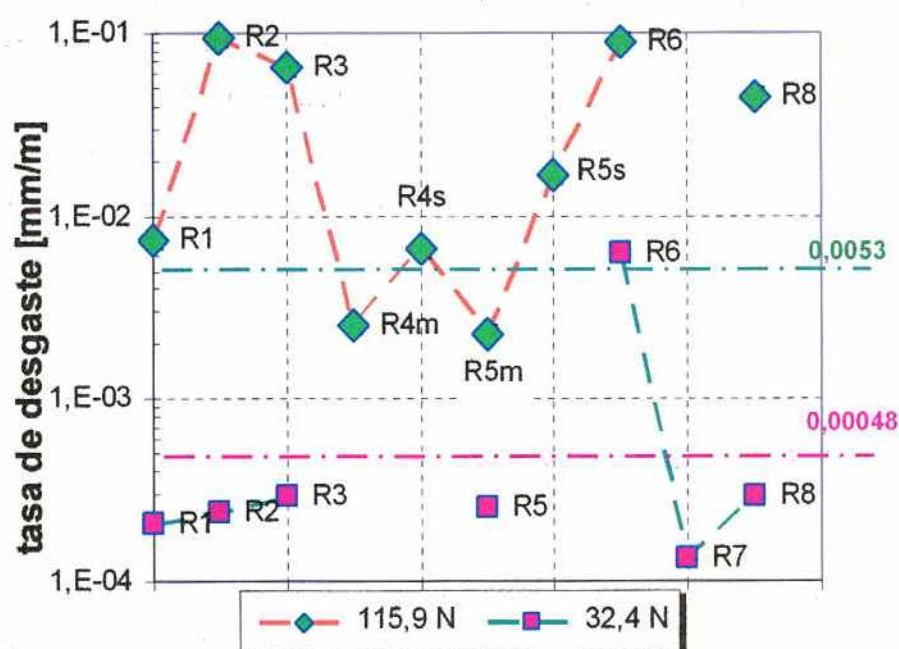


Figura 6.4: Valores de la tasa de desgaste en relación a las combinaciones de superficies iniciales agrupados como función de la carga aplicada. El error en las lecturas de la tasa de desgaste es del 15 %.

Los ensayos R4m y R5m en condiciones de carga severa (115,9 N) presentaron una capa tribológica y régimen moderado por al menos 700 m de deslizamiento cuando se esperaba la destrucción de la MML, no así sus duplicados, los ensayos R4s y R5s (a 115,9 N), que presentaron desgaste en régimen severo.

En los ensayos realizados a 32,4 N, una carga donde normalmente el régimen es moderado, se observó CT excepto en el ensayo R6, que fue el caso donde se inició

con el disco y el pin formado por superficies iniciales de tipo severo. El resultado del ensayo R6 (a 32,4N), que parte de superficies de pin y disco severas, se considera en régimen severo ya que la tasa de desgaste supera el límite de 0,00048 mm/m, ver la Figura 6.4. Este valor fue confirmado con la duplicación del ensayo encontrándose una diferencia menor al 5% en la tasa de desgaste.

En los ensayos realizados a 115,9 N, una carga donde normalmente el régimen es severo, se observó desgaste severo identificado por la tasa de desgaste, excepto los ensayos R4 (a 115,9N) y R5 (a 115,9N). El ensayo R4 (a 115,9N), que parte de superficies de disco nuevo y pin con CT, mostró en un caso características de régimen moderado durante los primeros 700 m donde se observó MML, y luego cambió abruptamente a régimen severo; y su duplicado manifestó régimen severo desde un principio. El ensayo R5 (a 115,9N), que parte de superficies de disco con CT y pin con CT manifestó en un primer caso un desgaste con características de régimen moderado, identificado por la tasa de desgaste, durante 700 m, distancia a la que fue interrumpido el ensayo a causa de la escasa longitud de la probeta, y su duplicado manifestó régimen severo desde un principio, ver la Tabla 6.3 que resume de los resultados.

6.4. Análisis y discusión

Analizando los resultados de la Tabla 6.2 se observa que cuando hay CT sobre la superficie de contacto inicial del pin el proceso de desgaste se manifiesta en algunos casos con características moderadas, aún cuando la carga aplicada está situada dentro del intervalo de desgaste severo (ensayos R4 y R5). Esto podría indicar que la presencia de CT en el pin, condiciona el mecanismo de desgaste durante el proceso transitorio inicial (*running-in*) forzando un proceso con características moderadas para luego llegar a un proceso severo.

Los resultados de la condición R5 (a 115,9N) pueden interpretarse considerando que, si bien los parámetros del ensayo son tales que el régimen de desgaste es de carácter severo, como lo ponen en evidencia los demás ensayos, la presencia de la CT en el disco y en el pin pueden provocar, en algunos casos, una condición de desgaste moderado, probablemente debida a la gran cantidad de material mezclado adherido al pin y al disco. Es posible considerar que durante algunos cientos de

metros éste material de la CT del disco se transfiera al pin, reconstruyendo la CT sobre él a medida que se va desgastando y, una vez que se elimine parte de la CT del disco, en forma de fragmentos, el desgaste devendrá en un régimen severo. Cabe mencionar que en estas condiciones de ensayo no fue visto el cambio a severo durante un ensayo de 700 m, el cual fue interrumpido por la escasa longitud de la probeta.

Este comportamiento podría explicarse como la manifestación de una suerte de inercia cuando se pasa de régimen moderado a severo.

Los resultados de R4 y R5, a 115,9 N, pueden tomarse como prueba de que la capa tribológica MML tiene el efecto de reducir el desgaste incluso en condiciones de cargas donde normalmente no se formaría (intervalo de cargas de régimen severo). En los primeros 700 m de R4 se acortó 1,78 mm lo que implica una regeneración de la MML, que según resultados del Capítulo 5, no suele ser mayor a 0,050 mm, o bien que la MML inicial se mantuvo y se fue acortando debido a deformación de la subsuperficie formando rebaba. Entre ambas posibilidades la primera es más probable ya que la deformación de la subsuperficie implica el desplazamiento de la MML y la única forma de reponer MML es que ocurra la regeneración de nueva MML.

Por otro lado, el comportamiento de las probetas sometidas al cambio de severo a condiciones moderadas, se ha estudiado en los ensayos R6 y R7. Aunque, en el ensayo R6 (a 32,4N), disco severo y pin severo, se encontró que no se construye una CT al ensayarla a 32,4 N, una carga donde normalmente se forma CT y el desgaste es moderado. Por otro lado, en el ensayo R7 (a 32,4 N), disco nuevo y pin severo, se forma una CT luego de recorrer 2000 m y una vez establecida el desgaste continua en régimen moderado. Además, en el ensayo R3 (a 32,4 N), disco severo y pin nuevo, se observa una CT en formación gradual, alcanzándose una CT completa al llegar a los 2000 m y evolucionando desde allí en régimen moderado.

Los resultados de R3 y R7 (a 32 N) muestran que la presencia una superficie con rugosidad severa necesitan 2000 m para construir una MML dinámicamente estable. Sin embargo R8 muestra que dos superficies rugosas pero con la composición de óxidos y surcos equidistantes originados durante el proceso de preparación con papeles abrasivos, necesitan sólo 900 m para establecer una MML protectora.

Si se analiza el ensayo R3 (a 32,4 N) puede observarse que para la construcción de una CT desde una superficie inicial muy rugosa, propia de un régimen severo, se demanda mayor tiempo y distancia de desgaste que comenzando de un pin

y un disco nuevos. Esto estaría indicando que en estas condiciones de velocidad y carga el régimen es moderado, independientemente de la superficie inicial del pin.

A partir del análisis de la Tabla 6.3 se observan que los regímenes moderado y severo están definidos principalmente por la carga aplicada, y respecto a la influencia de las condiciones iniciales de las probetas y la contraparte, excepto para el caso R6, no se observa influencia en el régimen de desgaste en estado estacionario, pero sí tiene influencia en el modo de desgaste durante el transitorio inicial. Incluso, el caso R6 puede explicarse en vista de que la distancia a la que se interrumpió el ensayo es de 400 m y pudo ser insuficiente para alcanzar un régimen estacionario, ya que:

1. una superficie nueva, ensayo R1, la alcanza en 100 metros;
2. una superficie levemente rugosa, ensayo R8, la alcanza a los 900 m;
3. una superficie aun más rugosa, ensayo R7, la alcanza a los 2000 m.

Una posible explicación del ensayo R6 es que en esas condiciones no se haya superado el transitorio inicial durante los 400 m recorridos.

Comparando la morfología de las probetas desgastadas que presentaron régimen severo se observan similitudes tales como: ausencia de surcos de abrasión nítidos, ausencia de cráteres y fisuras, superficie de contacto muy irregular con aspecto de haber sufrido desgarramiento. Además, las probetas presentan abundante rebaba y mucho material insertado y acumulado en el borde de entrada. El color de la superficie desgastada es gris blanquecino.

Por otro lado, las probetas desgastadas que acusaron régimen moderado presentaron surcos de abrasión nítidos, anchos y de poca profundidad, material adherido y extrudido sobre la superficie y pequeños cráteres y fisuras transversales a la dirección de deslizamiento. Además, se observó material adherido en los bordes de salida formando una rebaba escamada. El color típico de la superficie desgastada es gris oscuro.

Capítulo 7.

Modelado de la deformación de un cilindro de aluminio cuando se aplica un esfuerzo de corte en su cara superior. Efecto de la temperatura

Se ha visto en los Capítulos 4 y 5 que a medida que aumenta la carga aplicada, aumenta el desgaste medido tanto por acortamiento como por pesada. Además, el volumen de desgaste medido por acortamiento es de 1,25 a 8 veces mayor que el medido por pesada en el rango de cargas comprendido entre 4,9 y 81,4 N, tanto en régimen moderado como severo.

El acortamiento de la probeta puede producirse mediante los siguientes mecanismos:

- i.- eliminación de material como fragmentos,
- ii.- desplazamiento de material por deformación plástica a los bordes de salida (rebaba), y
- iii.- transferencia de material entre la probeta y el disco.

Este último proceso puede, incluso, provocar el aumento de la longitud de la probeta, debido a una mayor transferencia de material desde el disco.

Se ha visto que el desgaste de los materiales compuestos de matriz de aluminio ensayados está asociado a una abundante generación de rebaba. Esta rebaba se genera desde el inicio del ensayo y permanece hasta el final del mismo, y en ella se ven porciones de la Capa tribológica generada en diferentes momentos.

Entre los tres procesos que explican el acortamiento de la probeta el segundo es el que explica satisfactoriamente la generación de rebaba. Por lo tanto, se propone a este proceso como el principal mecanismo que ocurre durante el desgaste.

Además, durante el desgaste se ha verificado el aumento de la temperatura de la probeta hasta valores cercanos a los 200°C, debido a su rozamiento con el disco, ver la Figura 4.3. Por lo tanto, es de esperar que la alta temperatura influya en la resistencia del material haciéndolo menos resistente a medida que aumenta la temperatura [1].

Se plantea en este capítulo un modelo de desgaste centrado en la deformación de la subsuperficie que se ve acentuado por el aumento de temperatura. Los resultados de la simulación se comparan con los experimentos presentados en los Capítulos anteriores.

Para abordar el modelo se ha desacoplado el proceso de generación de calor por fricción del proceso de deformación plástica del material. Así, se modela primero, y por separado, la transferencia de calor ajustando iterativamente el valor de la temperatura en la superficie de contacto y comparando el perfil de temperaturas con las medidas experimentales realizadas en un punto. Con estos resultados se estiman las condiciones de contorno a aplicar en el modelo de deformación plástica de la probeta. En segundo lugar, se modela el proceso de desgaste asimilándolo a un proceso quasi-estático, donde, se calcula la deformación de la probeta en función de la carga y la temperatura.

Para resolver el problema se emplea el método de elementos finitos, tanto para el cálculo del campo de temperaturas como para el campo de deformación de la probeta. Para ello se realizan algunas simplificaciones como se detalla a continuación:

- i.- Se considera que el material de la probeta responde a las propiedades de la aleación AA1100 sin ningún tratamiento térmico, nada más que un recocido para la eliminación de tensiones internas.
- ii.- Hay un acoplamiento perfecto, sin deslizamiento, entre el disco y la superficie de la probeta en contacto.
- iii.- La temperatura de la zona de desgaste es uniforme y constante.

7.1. Modelo de transferencia de calor durante el desgaste

Se midió la temperatura durante los ensayos a una distancia igual a 6 mm de la superficie de contacto, ya que no fue posible medir la temperatura directamente pues

la disipación era muy elevada para una medida *a posteriori* y, para una medida *in situ*, la presencia del material de la termocupla puede interferir con el proceso de desgaste.

Sin embargo, para poder realizar el modelo de desgaste en función de la temperatura es necesario conocer la temperatura en la superficie de contacto. Por lo que, con las limitaciones mencionadas, se ha resuelto obtener este dato mediante cálculo teniendo en cuenta la capacidad de disipación de calor del equipo.

Se realiza el cálculo de la disipación de calor generado por el desgaste para correlacionar con los valores experimentales y estimar la temperatura de la zona de contacto durante el proceso de desgaste.

Para eso se planteó un modelo por elementos finitos, empleando el programa Abaqus Student 6.4®. El sistema a modelar es el mostrado en la Figura 7.1 y representa un esquema simplificado de la probeta de aluminio y el vástago del equipo de desgaste. La probeta está indicada en celeste y en color verde el vástago de acero, que constituye el soporte de la probeta. Se considera que ambos constituyen los medios principales para la disipación de calor. Las dimensiones y la posición de la termocupla en los experimentos se indican en la figura.

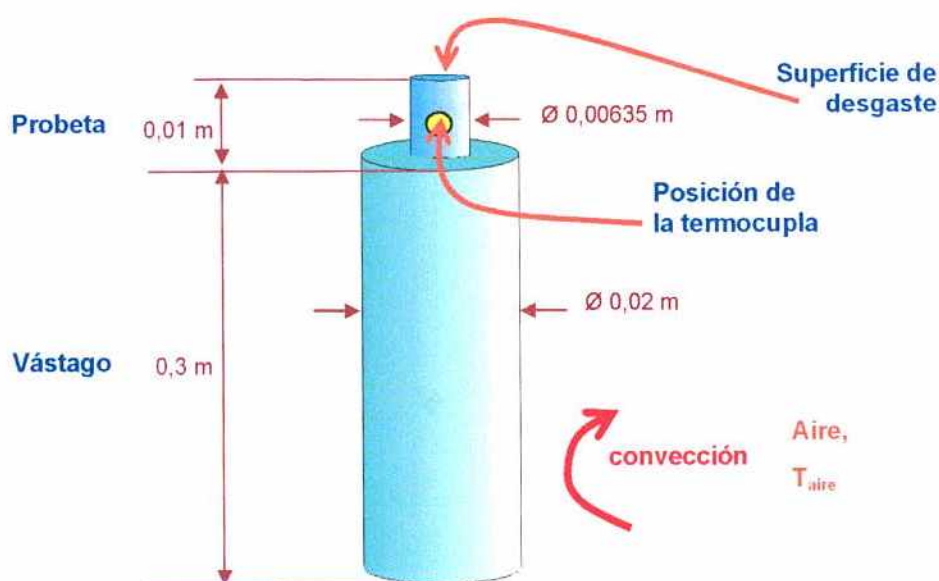


Figura 7.1: Esquema del sistema usado para calcular la temperatura de la superficie de contacto, (no está en escala).

Para las propiedades físicas de la probeta de aluminio se utilizaron los siguientes valores [2]:

conductividad térmica, $k_{Al} = 273 \text{ W/(m.K)}$

calor específico, $cp_{Al} = 902 \text{ J/(kg. K)}$

densidad, $\rho_{Al} = 2700 \text{ kg/m}^3$

Para el vástago de acero se utilizaron los siguientes valores [2]:

conductividad térmica, $k_{Fe} = 80 \text{ W/(m.K)}$

calor específico, $cp_{Fe} = 450 \text{ J/(kg. K)}$

densidad, $\rho_{Fe} = 7860 \text{ kg/m}^3$

Se resolvió el problema imponiendo un rango de temperaturas entre 100 y 300°C a la superficie de contacto, los cuales son valores que pueden alcanzarse durante los experimentos y se leyó la temperatura, en el modelo, en una posición equivalente a la de la termocupla para compararla con los datos experimentales de la Figura 4.5.

Todas las caras externas del sistema están sometidas a convección en aire. Se adoptó un rango de coeficientes de transferencia de calor por convección, h , sugeridos por la literatura. Así el coeficiente h toma valores entre 6 y 30 $\text{W/(m}^2.\text{K)}$ para convección libre, y entre 30 y 300 $\text{W/(m}^2.\text{K)}$ para convección forzada en aire [3].

En la unión entre los cilindros de aluminio y acero se consideró contacto perfecto. Se dibujó un dominio tridimensional y una malla de elementos hexaédricos con funciones de interpolación de primer orden para la temperatura.

La solución se calculó hasta obtener los valores de estado estacionario de la

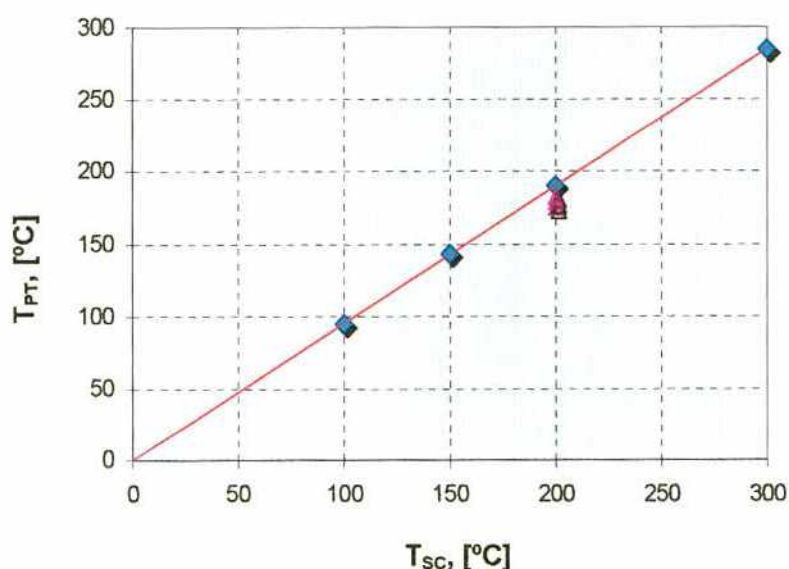


Figura 7.2: Temperatura calculada por la simulación en la posición de la termocupla (T_{PT}) versus la temperatura en la superficie de contacto (T_{SC}).

Para $h = 10 \text{ W/(m}^2.\text{K)}$. $T_{aire} = 20 \text{ }^\circ\text{C}$.

temperatura en la probeta y el vástago considerando un rango de temperaturas del aire de entre 10 y 30 °C.

En la Figura 7.2, se muestra la temperatura en la posición de la termocupla T_{PT} en función de la temperatura impuesta en la superficie de contacto T_{SC} , para el intervalo de T_{SC} de 100 a 300°C, con un coeficiente $h = 10 \text{ W/(m}^2\text{.K)}$, y una temperatura ambiente de 20 °C. En esas condiciones la diferencia de temperatura entre la superficie de contacto y la termocupla ($T_{SC} - T_{PT}$) esta dada por la siguiente función:

$$(T_{SC} - T_{PT}) = 0,0509 * T_{SC} - 0,2857 \quad (\text{Eq. 7.1})$$

Lo que representa una diferencia de 5 grados cuando la temperatura en la superficie de contacto, T_{SC} es 100 °C y de 15 grados cuando la T_{SC} es 300 °C.

En la Figura 7.3 se muestra el efecto del coeficiente de transferencia de calor por convección, h , sobre la T_{PT} obtenida de la simulación. Se puede observar que cuando $T_{SC} = 200 \text{ °C}$ la temperatura T_{PT} puede ser hasta 25 °C menor si se considera un coeficiente $h = 40 \text{ W/(m}^2\text{.K)}$, el cual es una cota superior para convección libre en aire [2].

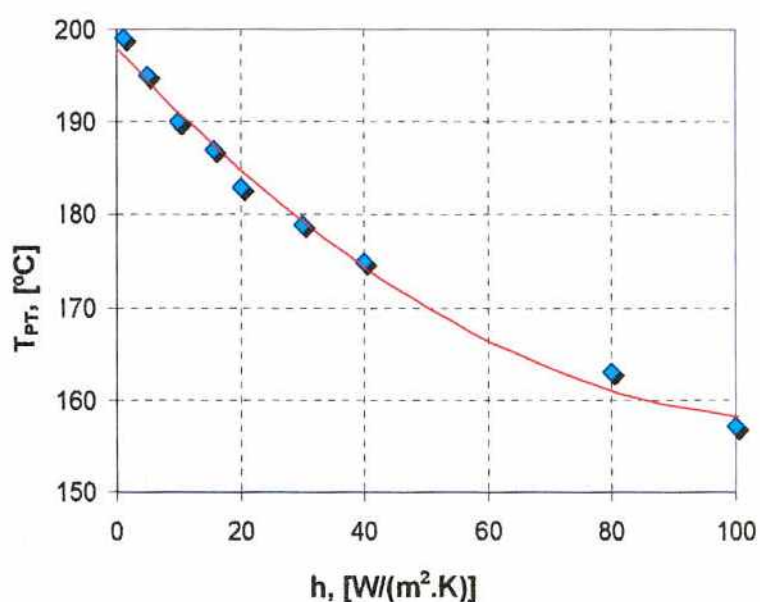


Figura 7.3: Temperatura en la posición de la termocupla (T_{PT}) versus el coeficiente de transferencia por convección (h). Imponiendo:

$$T_{SC} = 200 \text{ °C y } T_{\text{aire}} = 20 \text{ °C.}$$

En la Figura 7.4 se muestra la influencia de la temperatura del aire sobre la temperatura en la posición de la termocupla (T_{PT}) donde se observa que su influencia es mínima, ya que la diferencia de temperatura entre la superficie de contacto y la posición de la termocupla ($T_{SC} - T_{PT}$) varía entre 8 y 10 °C cuando $h = 10 \text{ W}/(\text{m}^2.\text{K})$ y entre 24 y 27 °C cuando $h = 40 \text{ W}/(\text{m}^2.\text{K})$, para valores de temperatura del aire entre 10 y 30 °C.

Por lo tanto, cuando se registra una temperatura de 200 °C en la posición de la termocupla se tendría en la superficie de desgaste a una temperatura comprendida entre 208 y 225 °C. En cambio, cuando la temperatura registrada es de 70 °C se tendría una temperatura en la superficie entre 75 y 83 °C.

A partir de estos resultados se infiere, que a una distancia de 6 mm se tendría una diferencia de temperatura de 16 °C en promedio, entre la superficie de contacto y la posición de la termocupla, cuando las temperaturas en la superficie de contacto son del orden de los 200 °C Este valor se utilizará para calcular los valores de contorno de temperatura en el modelo de desgaste por deformación de la subsuperficie que se presenta a continuación.

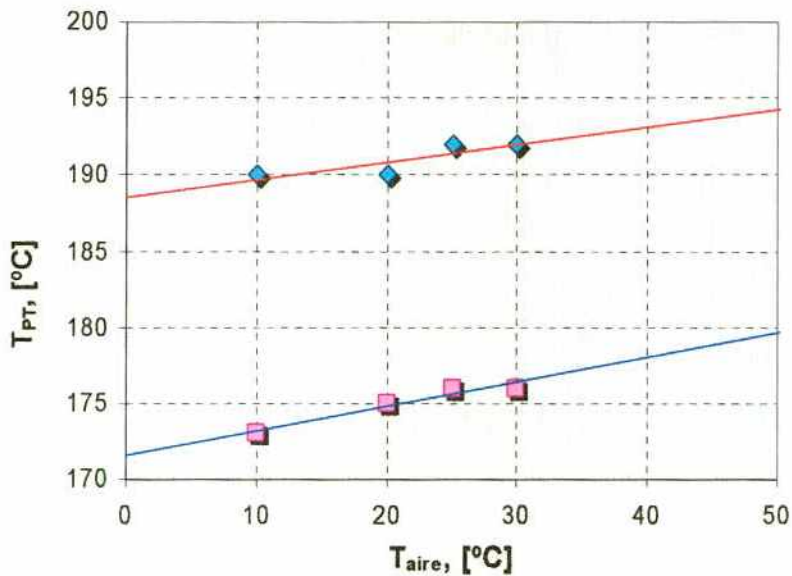


Figura 7.4: Temperatura en la posición de la termocupla (T_{PT}) versus la temperatura del aire. Imponiendo: $T_{SC} = 200 \text{ }^{\circ}\text{C}$. Los puntos azules corresponden a $h = 10 \text{ W}/(\text{m}^2.\text{K})$ y los puntos rosados a $h = 40 \text{ W}/(\text{m}^2.\text{K})$.

Por otro lado, se adopta una diferencia de temperatura promedio de 8 °C en el caso de tener una temperatura en la superficie de contacto igual a 70 °C.

Considerando una variación lineal entre la T_{sc} y la diferencia de temperaturas ($T_{sc} - T_{PT}$), se propone la siguiente ecuación para relacionar ambas:

$$(T_{sc} - T_{PT}) = 0,0615 * T_{sc} + 3,6923 \quad (\text{Eq. 7.2})$$

donde T se expresa en [°C], $T_{sc} > T_{PT}$ y $T_{sc} > 26^\circ\text{C}$

Esta ecuación se utilizará más adelante para evaluar los resultados del modelo de desgaste presentado en la próxima sección.

7.2. Modelo de deformación de la subsuperficie de la probeta

El proceso de desgaste se aproxima con un modelo que consiste en aplicar una carga normal y otra tangencial en la superficie de contacto y calcular la reducción de la longitud de la probeta como función de la carga y la temperatura.

Este modelo se basa en las observaciones de que el acortamiento de la probeta se debe a una deformación plástica de la subsuperficie. El sistema a modelar que se esquematiza en la Figura 7.5, consta de un pin cilíndrico que representa únicamente la probeta de aluminio cuya base está fija y cuya cara superior representa

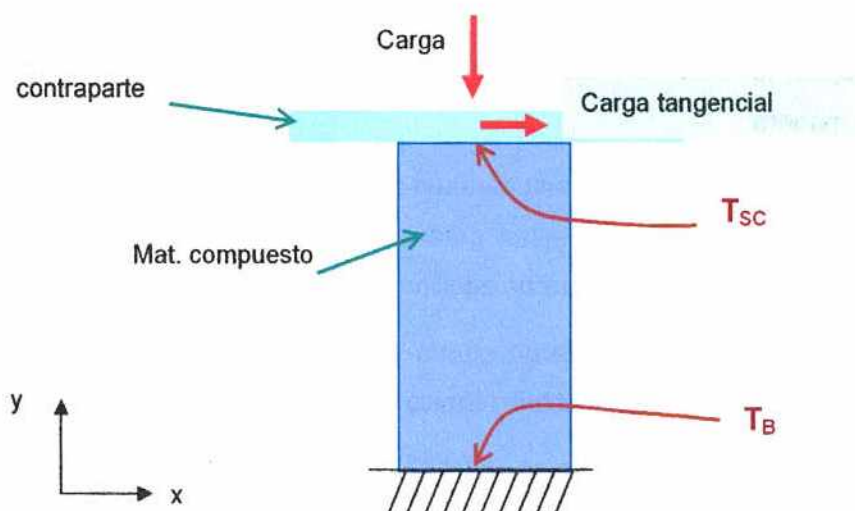


Figura 7.5: Esquema del sistema a modelar para determinar el acortamiento de la probeta debida a la deformación plástica de su subsuperficie.

la superficie de contacto, sobre esa cara se aplica una carga normal homogéneamente distribuida y una carga tangencial de igual magnitud.

El modelo considera la variación de las propiedades del material con la temperatura, por lo que se impone una temperatura en la parte superior de la probeta que simula la temperatura generada por fricción de la superficie de contacto (T_{sc}) y una temperatura en la parte inferior (T_B) cuyos valores se calculan de la simulación presentada en la sección anterior, como se explica más abajo.

El problema se resuelve en función del tiempo, de tal manera que se pueda comparar con los resultados de los experimentos de desgaste. La simulación representaría un instante del proceso en el estado estacionario de desgaste mientras se forma rebaba.

Asumiendo que con un proceso de deformación quasi-estacionario puede componerse el proceso completo como la suma de etapas infinitesimales. La hipótesis fundamental del modelo es que se puede acoplar linealmente en el tiempo, los procesos que ocurren simultáneamente en la realidad y llegar a resultados comparables con el experimento, superponiéndolos durante un recorrido de un metro.

Para compatibilizar el modelo y el experimento se iguala el tiempo " t " de aplicación de la carga tangencial con el tiempo que demanda en recorrer 1 metro en los experimentos considerando que la velocidad relativa entre el pin y el disco es de 2,7 m/s. Eso da como resultado un tiempo $t = 1 \text{ m} / 2,7 \text{ m.s}^{-1} = 0,37 \text{ s}$. Por lo tanto, ese es el tiempo en que se aplica la carga tangencial en el modelo.

Las condiciones de contorno dependen del tiempo y se ajustan a un proceso en cuatro etapas, tal como se muestra en la Figura 7.6. Las etapas se definieron de la siguiente manera:

Etapa 1: Se aplican las temperaturas a la cara superior (superficie de contacto) y a la cara inferior, y se aumentan gradualmente. Se resuelve el problema hasta alcanzar el campo de temperatura de equilibrio.

Etapa 2: Se aplica la carga normal gradualmente; se resuelve el problema hasta alcanzar el estado de equilibrio térmico y mecánico.

Etapa 3: Se aplica la carga tangencial gradualmente hasta alcanzar el valor máximo.

Etapa 4: Se mantiene la carga tangencial durante 0,37 s y se interrumpe el cálculo. En esta etapa se producirá la deformación de la probeta imitando el proceso de desgaste y es la etapa que genera los datos para calcular el acortamiento.

Se impusieron distintos valores de temperatura en la superficie de contacto, cubriendo un intervalo amplio que comprende a los valores experimentales. Se emplearon valores de T_{sc} iguales a 24, 150, 200, 250, 300 y 350 °C. El valor de T_B se calculó considerando que a 10 mm por debajo de la superficie se tiene una temperatura 20 °C menor que la T_{sc} , este valor se determinó a partir de los resultados de la sección anterior.

Los valores de la carga normal se tomaron entre 32 y 270 N, de manera tal, de comprender los valores usados en los experimentos.

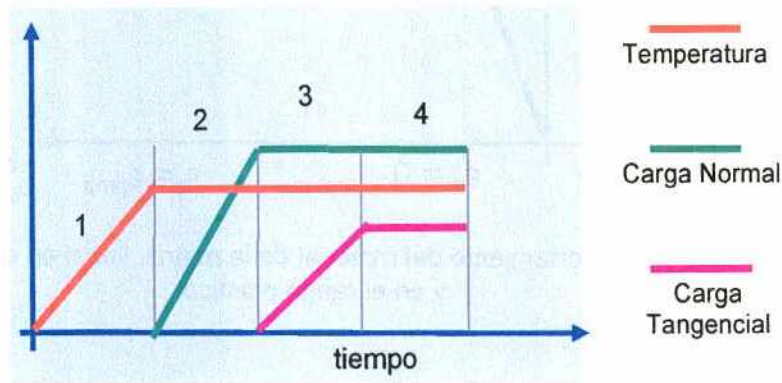


Figura 7.6: Secuencia de aplicación de la temperatura y las cargas en el modelo.

Los valores de la carga tangencial se adoptaron considerando, a priori, que el valor del coeficiente de fricción (COF) es igual a uno, por lo tanto, se adoptó un valor numérico igual a la carga normal, entre 32 y 270 N. Más adelante, en el parágrafo 7.3 y las Figuras 7.16, 7.17, 7.18 y 7.19 se analizan valores del COF $\neq 1$, en función de su ajuste a los resultados experimentales de desgaste.

Para tener en cuenta la variación de la resistencia mecánica del material con la temperatura se definen los datos de tensión de fluencia (σ_s), tensión máxima a la rotura ($\sigma_{\max}$) y elongación a la rotura (ϵ_{pma}) en función de la temperatura, los cuales se detallan en la Tabla 7.1.

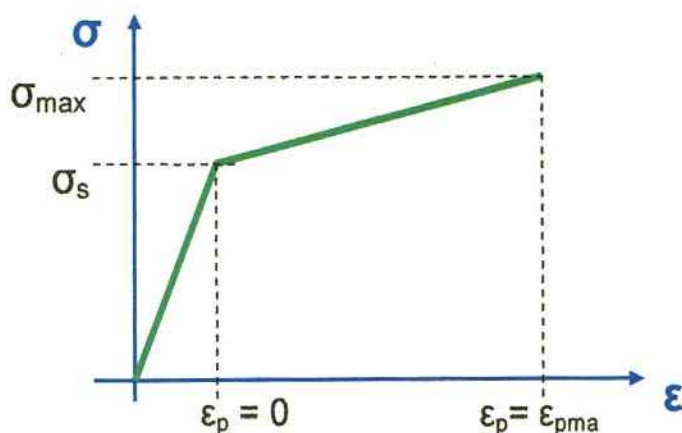


Figura 7.7: Comportamiento del material de la matriz, lineal en el rango elástico y en el rango plástico.

Se adopta un modelo lineal para el comportamiento elástico y plástico del material, los parámetros que determinan el modelo están indicados en la Figura 7.7.

Tabla 7.1: Propiedades mecánicas del material de la probeta en función de la temperatura. Correspondientes a AA1100-O. [1]

Temperatura [°C]	Tensión de fluencia [MPa]	Tensión máxima [MPa]	Elongación, [%]
0	35	97	40
24	35	90	40
100	32	70	45
150	29	55	55
205	24	40	65
260	18	28	75
315	14	20	80
370	11	14	85

En la Figura 7.8.a se muestra el dominio y la malla utilizada para simular la probeta. Se usaron un diámetro de 6,35 mm y una altura de 10 mm que son las dimensiones exactas de las probetas utilizadas en los experimentos. Aprovechando la simetría se dibujó la mitad de la probeta, imponiendo las condiciones de contorno en el plano de simetría para representar matemáticamente la otra mitad.

Se calculan las simulaciones aplicando los rangos de cargas y temperaturas detallados más arriba. Los resultados de la simulación son presentados como el desplazamiento vertical y horizontal de un elemento de la cara superior de la probeta en función de la carga y la temperatura aplicadas.

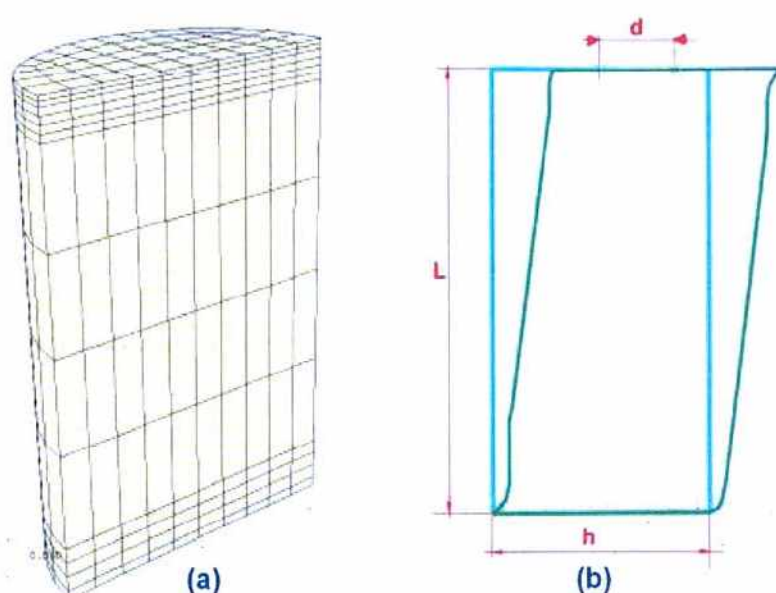


Figura 7.8: Dominio del sistema, (a) malla empleada en la discretización del pin; (b) esquema representando la deformación observada como resultado de las simulaciones. En celeste el pin sin deformar, en verde el pin deformado. Se señalan las dimensiones utilizadas en el análisis de los resultados.

7.2.1. Resultados de la simulación en el desplazamiento horizontal de la superficie de contacto

El desplazamiento horizontal de la superficie de contacto como función de las cargas aplicadas, calculado a 6 temperaturas diferentes de la superficie de contacto se muestra en la Figura 7.9.

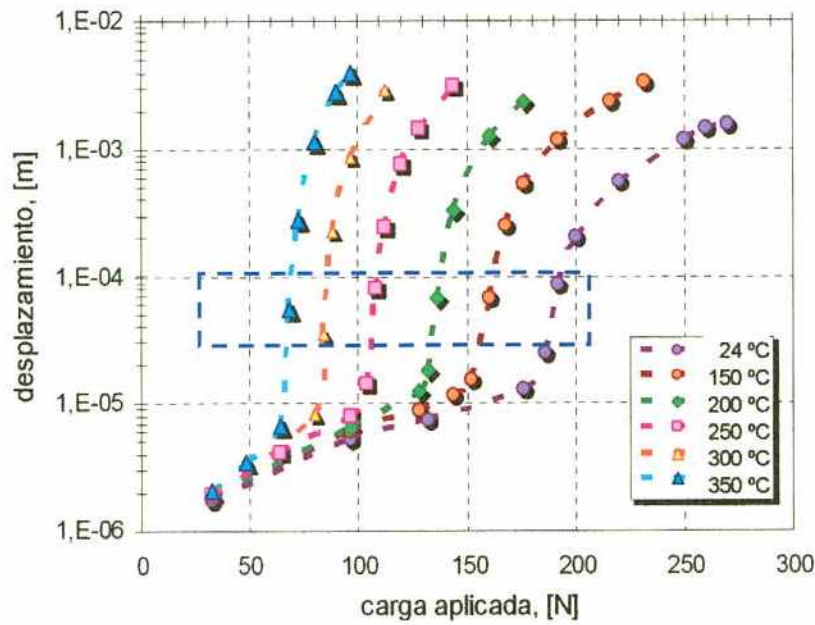


Figura 7.9: Desplazamiento de la cara superior versus la carga aplicada, valores agrupados por la temperatura de la cara superior de la probeta. El recuadro azul encierra las simulaciones que mostraron gran deformación localizada en la subsuperficie, formando una rebaba del orden de 20 a 100 μm .

Se observa que las curvas de la Figura 7.9 siguen un patrón sigmoideo, en el cual hay un comportamiento quasi-lineal a bajas cargas y un cambio repentino en la pendiente a una carga bien definida, que se puede relacionar con la carga crítica, en la cual el desplazamiento se incrementa rápidamente con un mínimo incremento en la carga aplicada.

Con respecto a la primera sección, a bajas cargas, se observa que la pendiente se incrementa con la temperatura. Esta parte de la deformación puede ser asociada a la deformación elástica de la flexión del pin. El comportamiento quasi-lineal (elástico) continúa hasta que se alcanza la carga crítica.

El valor de esta carga crítica del modelo disminuye con la temperatura reforzando el punto de vista de un comportamiento previo elástico. Esta carga crítica se grafica en función de la temperatura en la Figura 7.10.

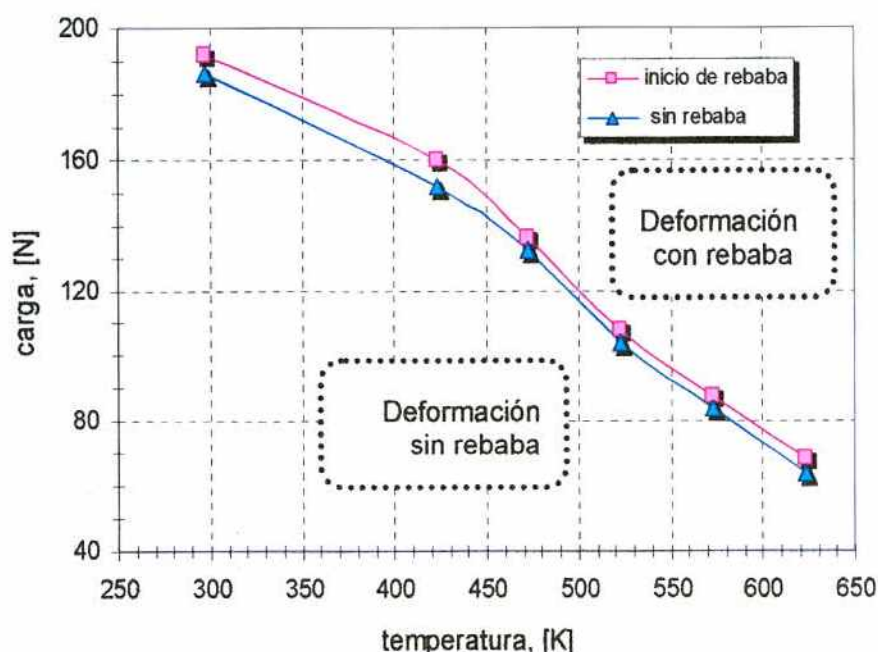


Figura 7.10: Cargas críticas en función de la temperatura. La curva separa la región en una zona con rebaba y otra sin rebaba.

Cuando la carga crítica del modelo es calculada y graficada como una función de la temperatura, ver la Figura 7.10, se separa el campo *carga-temperatura* en dos regiones, en una de las cuales el proceso de desgaste produce rebaba cuando la carga es superior a la carga crítica y en otra no se forma rebaba cuando la carga es menor a la carga crítica. Esta deformación de la subsuperficie de la probeta se muestra en la Figura 7.11 y 7.12 correspondientes a un punto a la izquierda y a la derecha de la carga crítica, respectivamente.

En la Figura 7.11 se muestra el campo de deformación obtenido con el modelo aplicando una carga de 132 N, la cual es menor a la carga crítica, a una temperatura de 200 °C. La Figura 7.11.a y b muestran el borde de entrada y de salida del pin, respectivamente. En primer lugar, se observa que en ambos casos el pin mantiene su forma cilíndrica, en segundo lugar que la deformación está distribuida en toda la superficie, aunque, en los bordes de salida y entrada se alcanzan valores más elevados que en el centro de la superficie de contacto, con valores picos de 0,193 mm y cero, respectivamente.

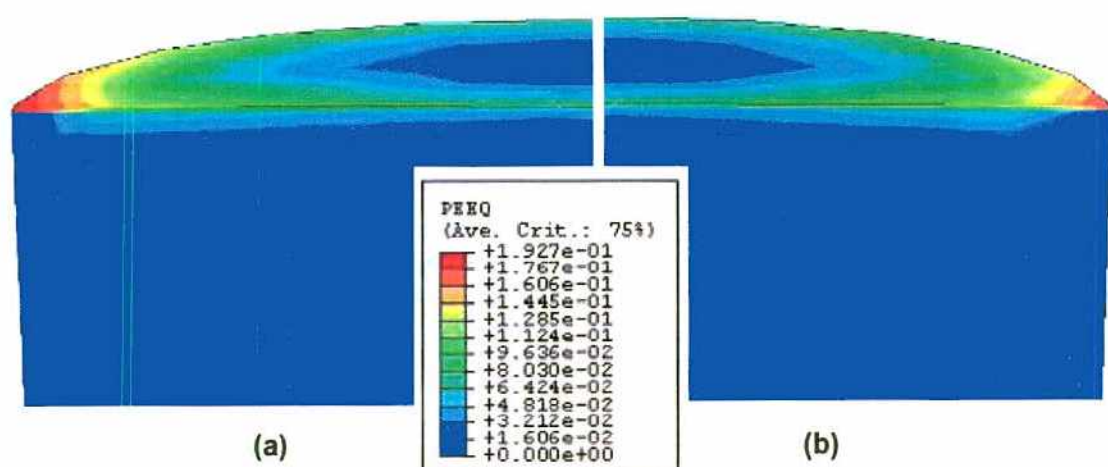


Figura 7.11: Probeta deformada en la condición de máxima carga aplicada igual a 132 N, a una temperatura de 200 °C. La deformación es simétrica, no se observa rebaba en el borde de salida, pero las deformaciones son máximas; (a) borde de entrada (b) borde de salida

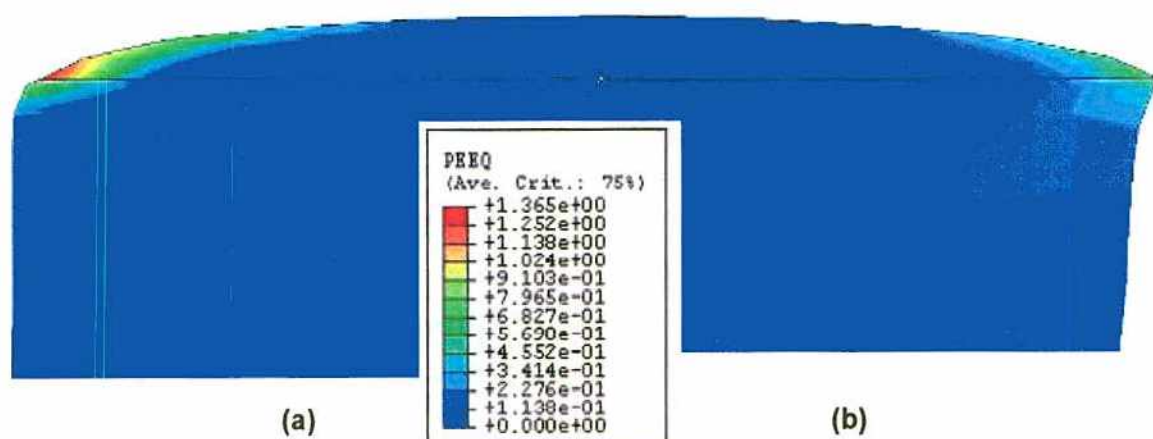


Figura 7.12: Probeta deformada en la condición de máxima carga aplicada igual a 144 N, a una temperatura de 200 °C. La distribución es asimétrica y se observa rebaba en el borde de salida; (a) borde de entrada (b) borde de salida

Un campo de deformación completamente diferente se obtuvo para cargas superiores a la carga crítica, como se observa en la Figura 7.12. La Figura 7.12.a y b corresponden a la entrada y la salida del pin, respectivamente, para una carga de

144N y una temperatura de 200 °C. En este caso la deformación general no está simétricamente distribuida como en la Figura 7.11 y se concentra en los bordes de entrada y salida, con un valor máximo de 1,365 mm, con un gran desplazamiento del volumen conduciendo a la formación de rebaba en el borde de salida. La formación de rebaba fue observada, a todas las temperaturas para las cargas superiores a la carga crítica e inmediatamente después que el desplazamiento del centro de la superficie de contacto alcanza un valor de $3,0 \times 10^{-5}$ m.

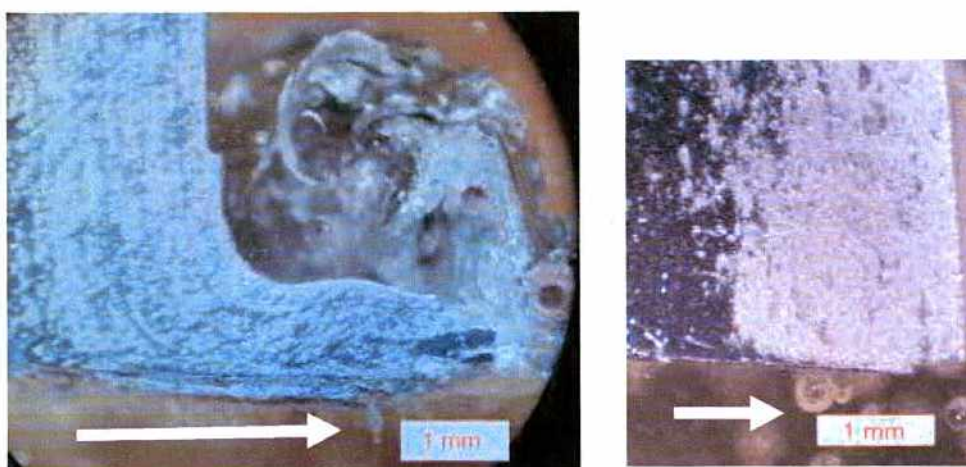


Figura 7.13: Bordes de salida de probetas de A1060/Al₂O₃/15p (a) borde con rebaba desgastada con 92,4 N hasta 20 m; y (b) borde sin rebaba desgastada con 32,4 N hasta 100 m. La flecha señala la dirección de deslizamiento

Estos resultados de la simulación se pueden comparar con los experimentos, por ejemplo una rebaba de grandes dimensiones se muestra en la Figura 7.13.a en la aleación de aluminio A1060 reforzado con 15% en volumen de partículas de Al₂O₃ desgastada una distancia de 20 m a una carga normal aplicada de 91,2 N. Rebabas similares se observan frecuentemente y sus dimensiones dependen de la carga y duración total del ensayo de desgaste, ver las Figura 4.4 del Capítulo 4.

De estos experimentos se ve que a cargas mayores que la carga crítica el desplazamiento de la superficie de contacto produce rebaba. Si estas condiciones no se alcanzan y la distancia deslizada es reducida, la probeta desgastada mantendrá su forma cilíndrica como se muestra en la Figura 7.13.b, donde se observa una probeta del mismo material desgastada una distancia de 100 m con una carga aplicada de 32,4 N. A pesar de la diferencia de materiales empleados en los experimentos y el modelo ambos resultados muestran un acuerdo cualitativo.

7.2.2. Resultados de la simulación en el desplazamiento vertical de la superficie de contacto de la probeta

El desplazamiento vertical de la superficie de contacto en función de la carga aplicada, calculado a 6 temperaturas diferentes de la superficie de contacto se muestra en la Figura 7.14. El desplazamiento vertical de la superficie de contacto tiene el mismo valor numérico que el acortamiento de la probeta. Por lo tanto, se puede relacionar el acortamiento con la deformación plástica de la subsuperficie. El acortamiento de la probeta se calculó para un desplazamiento de la contraparte igual a 1 metro, por lo tanto el acortamiento se expresa en milímetros acortados de la probeta sobre los metros de distancia recorrida.

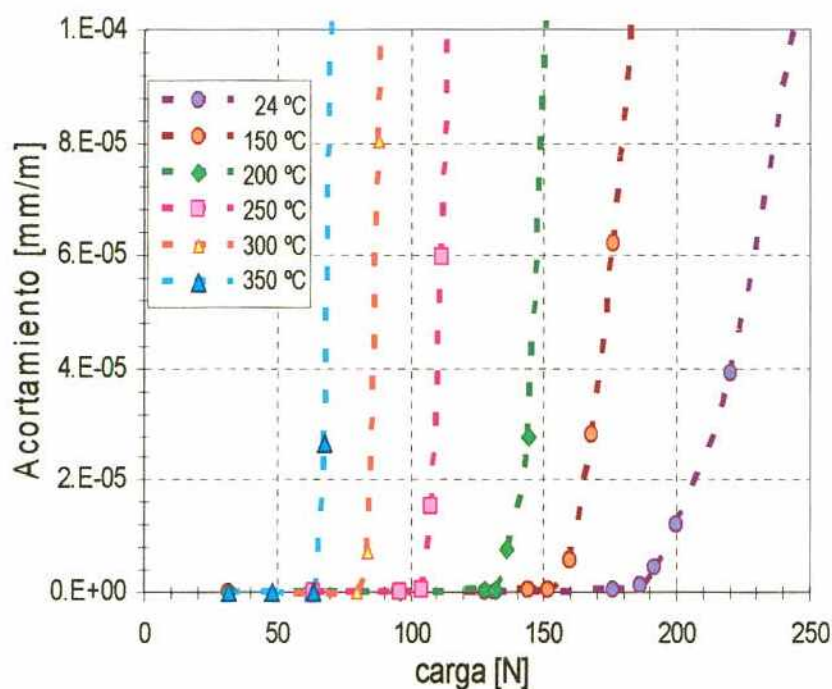


Figura 7.14: Acortamiento calculado debido a la deformación plástica de la subsuperficie, como función de la carga aplicada; para diferentes temperaturas.

Se observa que a medida que aumenta la carga, a una misma temperatura, la reducción en longitud se incrementa paulatinamente hasta alcanzar la carga crítica, luego el incremento aumenta repentinamente. En la Figura 7.14 se aplica el mismo concepto de carga crítica como el punto donde se observa el cambio en la pendiente

de la curva, y se encuentra una completa coincidencia con los valores de carga crítica observados en la Figura 7.9 al leer el desplazamiento horizontal.

7.3. Análisis y discusión

Se observa que el efecto de la carga sobre el acortamiento es más catastrófico a valores más elevados de temperatura. Sin embargo, los resultados del modelo son obtenidos para una temperatura constante en la superficie de contacto, el cual no es el caso en un experimento real, ya que, en realidad, cuando la carga se incrementa la temperatura también se incrementa. En el Capítulo 4 (Figura 4.3) se midió experimentalmente la temperatura en función de la carga y esa relación se reproduce en la Figura 7.15, donde se grafica la temperatura medida a 6 mm de la superficie de contacto versus carga aplicada.

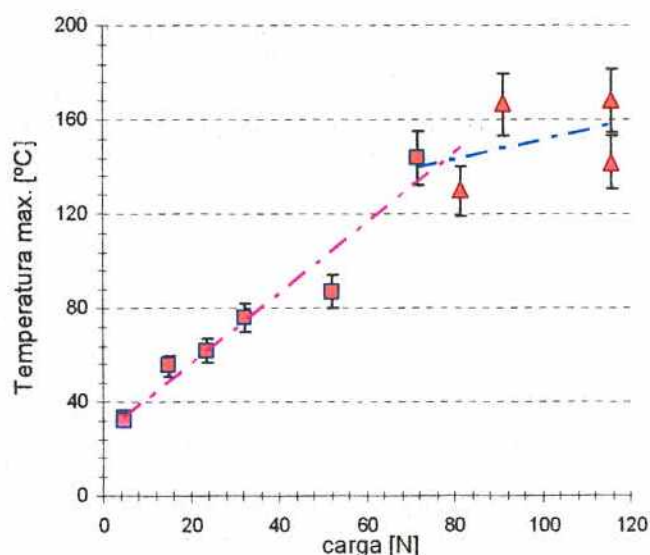


Figura 7.15: Temperatura máxima alcanzada en los experimentos de desgaste en un punto situado a 6 mm de la superficie de contacto.

Para utilizar los resultados del modelo de desgaste, dibujado en la Figura 7.14, y compararlo con los experimentos presentados en el Capítulo 4, es necesario tener en cuenta la temperatura del experimento y la fuerza de fricción. El coeficiente de

fricción (COF) se necesita para conocer el valor de la fuerza de fricción (carga tangencial en el modelo). El procedimiento sería el siguiente: con el valor de la carga tangencial se ingresa, en la Figura 7.14, por el eje de abscisas hasta cortar la curva correspondiente a la temperatura, la intersección se corresponde con el valor del acortamiento calculado por el modelo para las condiciones experimentales. Realizando este procedimiento para todos los puntos experimentales se obtiene al final una serie de puntos que se pueden comparar con el acortamiento (Tasa lineal de desgaste) de la probeta medida en los experimentos realizados en el Capítulo 4 y que se vuelven a reproducir en la Figura 7.16.

El valor de la temperatura de la superficie de contacto se obtiene a partir del valor medido en los experimentos con la corrección obtenida en la sección anterior (ecuación Eq. 7.2):

$$(T_{SC} - T_{PT}) = 0,0615 * T_{SC} + 3,6923 \quad (\text{Eq. 7.2})$$

para tener en cuenta la menor temperatura medida por la termocupla respecto a la temperatura de la superficie de contacto, los valores corregidos se dan en la Tabla 7.2.

Tabla 7.2: Temperatura de la superficie de contacto en los ensayos corregida según el modelo de la Ecuación Eq. 7.2.

Carga aplicada en los experimentos [N]	Temperatura en la posición de la termocupla, (T_{PT}), del ajuste de la Figura 8.15. [°C]	Temperatura en la superficie de contacto (T_{SC}) corregida [°C]
4,9	31,0	36,6
14,9	50,0	56,8
23,7	65,0	72,7
32,4	79,0	87,5
52,0	106,0	116,2
71,6	129,0	140,6
81,4	138,2	150,4
91,2	146,0	158,7
115,9	159,7	173,2

El valor del coeficiente de fricción no se midió en los experimentos y al no disponer de este dato se debe resolver el problema de otra manera. Una posibilidad es suponer un valor de COF y verificar el ajuste sobre los puntos del modelo. Este valor del COF debe tomarse constante en todo el rango del ensayo, y aunque esta

suposición es poco natural puede servir como punto de partida para el análisis. Se proponen dos maneras de estimar el COF, una relacionando la carga de transición entre los experimentos y el modelo a la misma temperatura, y otra relacionando el comportamiento del desgaste en el régimen severo entre los experimentos y el modelo. Ambas, se analizan a continuación.

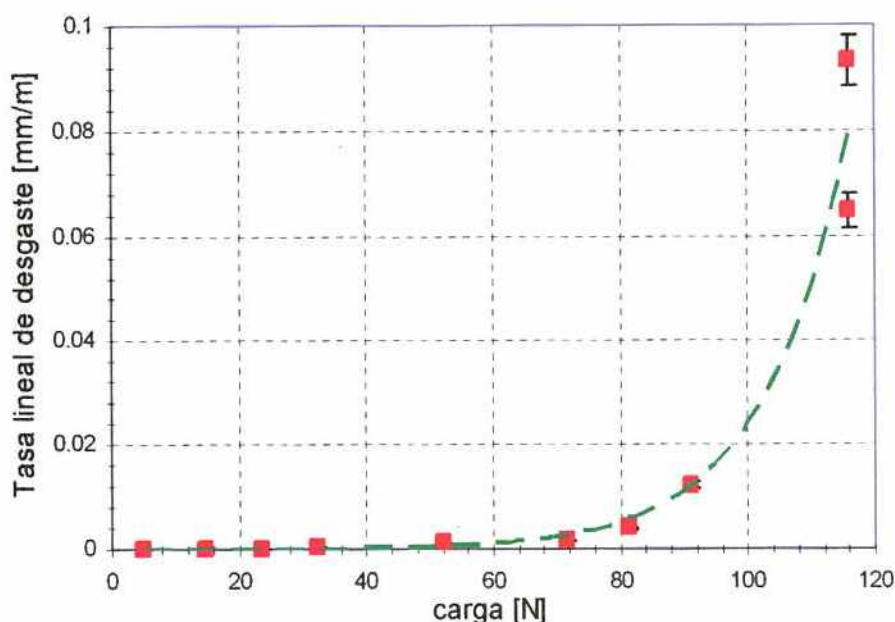


Figura 7.16: Tasa de desgaste en función de la carga aplicada. Los puntos corresponden a los experimentos. Se corresponde con la Figura 4.1, del Capítulo 4.

Los resultados experimentales presentados en el Capítulo 4 indican que la carga crítica de transición de régimen moderado a severo es cercana a los 80 N. A esa carga le corresponde una temperatura en la superficie de contacto igual a 149 °C, de acuerdo a lo tabulado en la Tabla 7.2. Por lo tanto, se puede utilizar la curva del modelo (Figura 7.14) para la temperatura de 150 °C sin incurrir en un error apreciable, para ajustar a los valores experimentales. Una superposición directa de los resultados experimentales con la curva del modelo a 150 °C, se muestra en la Figura 7.17, la comparación corresponde al caso donde COF = 1, y se observa que la curva del modelo comienza a crecer a valores de carga mayores que los experimentales.

La fuerza de fricción de los experimentos se puede ajustar con la carga tangencial del modelo adaptando la ecuación de Coulomb a través de la siguiente expresión:

$$F_{T(mod)} = COF * F_{N l(exp.)} \quad (Eq. 7.3)$$

donde F_T es la fuerza tangencial del modelo y el miembro derecho es la expresión de cálculo de la fuerza de fricción en los experimentos, donde F_N es la fuerza normal aplicada.

Para la carga crítica, $F_T = 152$ N y $F_N = 80$ N, por lo tanto el COF es igual a:

$$\text{COF} = 152 / 80 = 1,9$$

En la Figura 7.18, se muestra la comparación del modelo con un COF igual a 1,9 frente a los resultados experimentales. Se puede ver el ajuste de ambas curvas en las cercanías de la carga crítica, debido a la imposición de un COF igual a 1,9; pero se observa que el modelo pasa a la izquierda de los valores experimentales, es decir, predice valores de tasa de desgaste mayores que los experimentos a la misma carga.

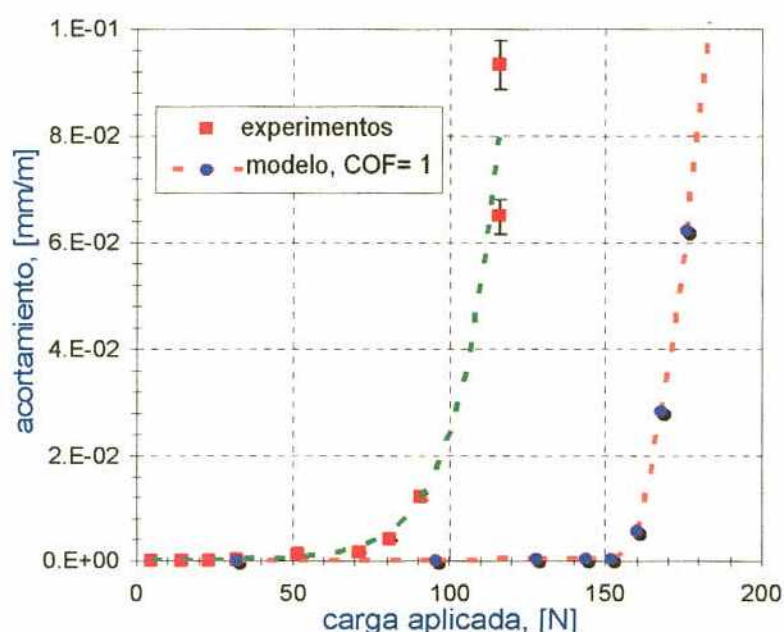


Figura 7.17: Comparación entre acortamiento del modelo a 150 °C, y datos experimentales, considerando un COF = 1.

Un valor de $\text{COF} = 1,9$ esta de acuerdo a los valores informados en la literatura, donde se ha encontrado valores de COF comprendidos entre 0,6 y 2,0 para régimen moderado [4-13], su valor asciende con la temperatura [11]. Los valores inferiores 0.4 a 0.9 se observan para las configuraciones *pin-on-disk* (con el disco horizontal) que mantienen los fragmentos sueltos en la zona de desgaste lo que reduce su valor [4-9, 13]; y valores de 0.8 a 2 se observan en configuraciones *block-*

on-ring y *ball-on flat* que eliminan constantemente los fragmentos sueltos fuera de la zona de contacto [10-12]. Los valores del COF son superiores a 2 para régimen severo [10, 11]. Por lo tanto, los COF más ajustados a este estudio son los valores más elevados, ya que la configuración usada (*pin-on-ring*) elimina de la superficie de contacto a los fragmentos sueltos y, por otro lado, el modelo tampoco contempla la participación de fragmentos sueltos [14, 15].

Otra forma de ajustar la fuerza de fricción de los experimentos es mediante la superposición de la porción de las curvas que describen el comportamiento en régimen severo, en ese caso se obtiene un $\text{COF} = 1,55$; ver el ajuste de ambas curvas en la Figura 7.19. Cabe destacar que la carga crítica predicha por el modelo es superior a la observada experimentalmente y se origina en la suposición de un $\text{COF} = 1$, probablemente menor que el real.

En las Figuras 7.18 y 7.19 se comparan los resultados experimentales con una curva del modelo a la misma temperatura; una comparación más exacta debe tener en cuenta que cada punto del experimento tiene una temperatura diferente, por lo tanto, los puntos del modelo deben ser coincidentes con ese valor de temperatura. Para ello se interpolaron los valores de la Figura 7.14 para calcular los valores del acortamiento entre las curvas a diferentes temperaturas. Se consideró una distribución lineal de las

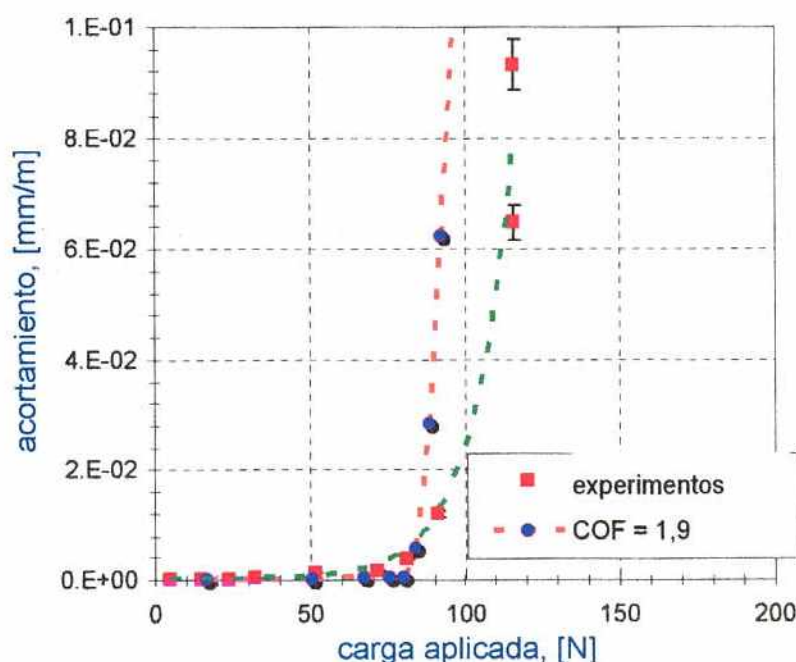


Figura 7.18: Comparación entre los experimentos y el acortamiento del modelo a 150 °C con un $\text{COF} = 1,9$ calculado por el ajuste de la carga de transición.

curvas. En la Figura 7.20 se comparan los experimentos con los resultados del modelo incorporando la temperatura, detallada en la Tabla 7.2. En dicha figura se corrigió el caso con $\text{COF} = 1,9$, ver la Figura 8.20.a y se corrigió el caso con $\text{COF} = 1,45$, ver la Figura 7.20.b. En el primer caso, $\text{COF} = 1,9$; la corrección por temperatura produjo leves diferencias con lo mostrado en la Figura 7.18. En el segundo caso, Figura 7.20.b, se ajustó la pendiente en el régimen severo, para lo cual se debió cambiar el valor del COF a 1,45 el cual se obtiene utilizando una curva de temperatura igual a $173\text{ }^{\circ}\text{C}$, comparar el resultado con la Figura 7.19.

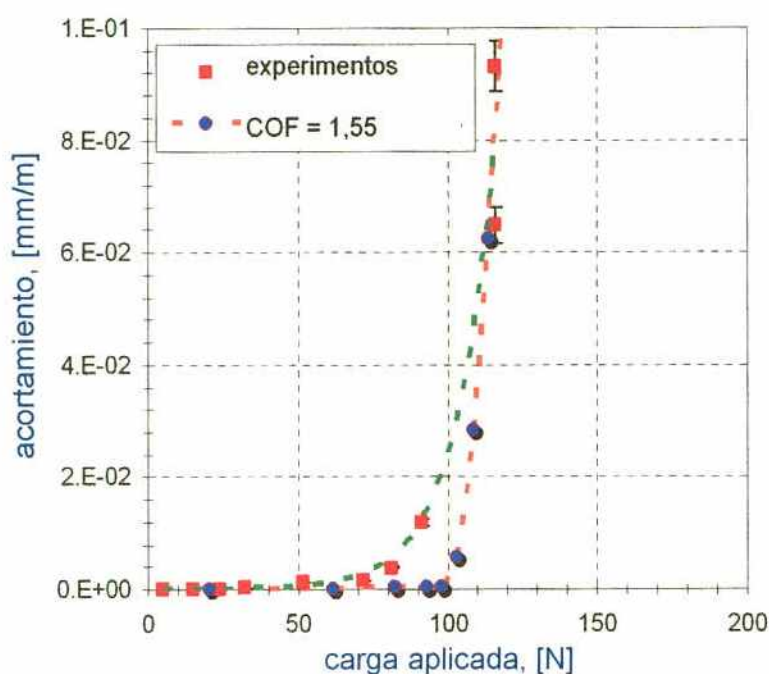


Figura 7.19: Comparación entre los experimentos y el acortamiento del modelo a $150\text{ }^{\circ}\text{C}$ con un $\text{COF} = 1,55$ calculado mediante el ajuste de los valores en la zona de régimen severo.

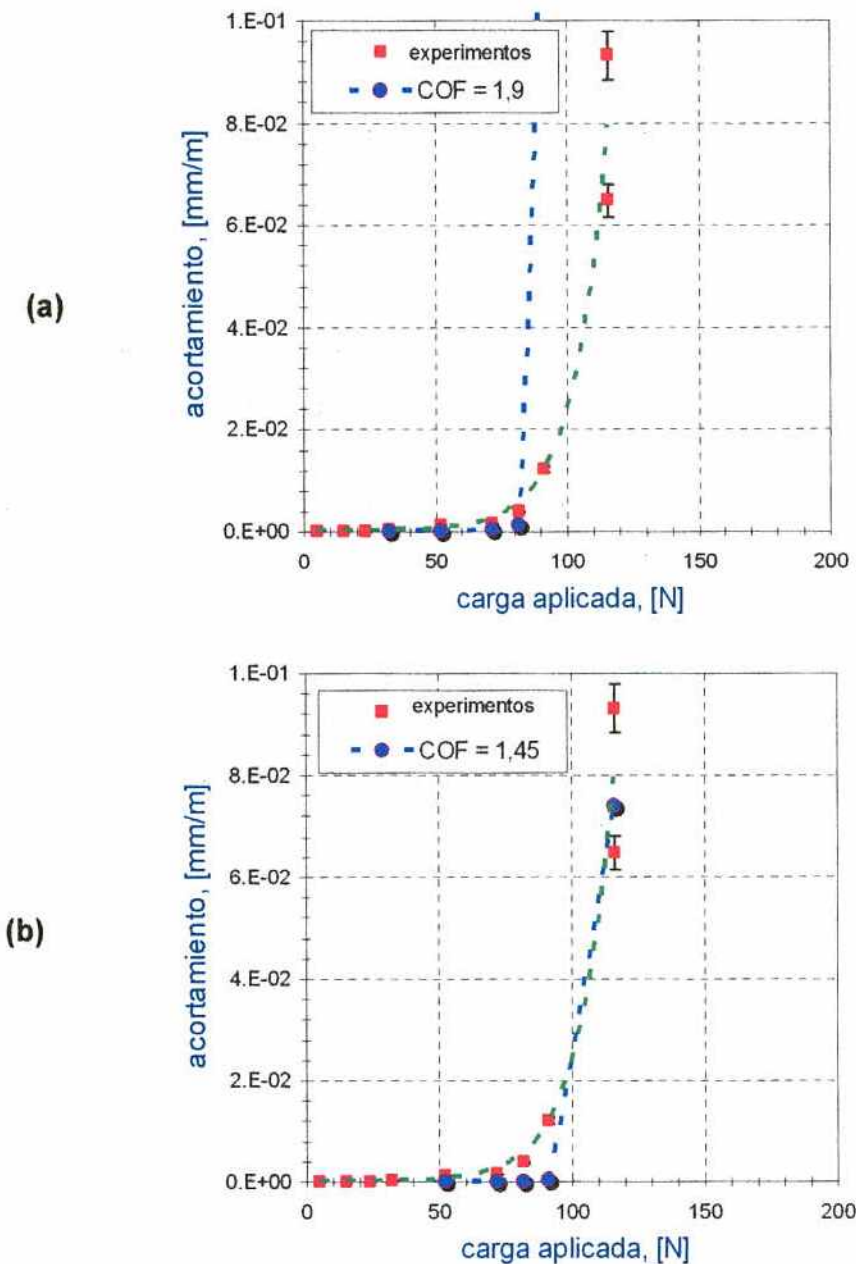


Figura 7.20: Comparación entre los experimentos y el acortamiento calculado a partir del modelo con temperatura variable ajustada en cada carga a los valores experimentales, (a) COF = 1,9 y (b) COF = 1,45

Puede verse que el modelo reproduce cualitativamente el comportamiento del material al comparar el acortamiento de la probeta con los experimentos. Una comparación cualitativa exige del conocimiento del COF, esto se ve en el análisis

anterior dada la dificultad de ajustar cuantitativamente los experimentos con el modelo usando un COF constante en todo el intervalo de cargas.

Este análisis indica, por un lado, que hay un cambio en el COF relacionado con el cambio de régimen de desgaste, esta relación debe incorporarse en el modelo para tener una representación más satisfactoria de la deformación plástica por desgaste. Por otro lado, la suposición de un COF constante dentro de un régimen puede ser satisfactoria ya que el análisis anterior permite ajustar cuantitativamente los valores experimentales al modelo.

También, los valores de COF obtenidos mediante el ajuste están comprendidos en el rango informado en la literatura [11]. Para un modelo dinámico, más complejo que el planteado aquí sería necesario incluso tener en cuenta la oscilación, normalmente observada en el COF, como así también, el cambio en el COF de acuerdo al régimen de desgaste mencionado anteriormente.

Otros fenómenos que pueden influir en el desgaste en régimen severo no fueron considerados, tales como: mayor relevancia de la transferencia de material entre las partes, fusión del material debida a excesiva generación de calor, o distribuciones inhomogéneas de la temperatura en la superficie cuando la superficie es extremadamente rugosa como la que se observa en las superficies de contacto severa, ver Figura 4.7.

Capítulo 8.

Discusión sobre los mecanismos de desgaste en un sistema tribológico con MML

8.1. Etapas iniciales del desgaste

Los resultados mostrados en el Capítulo 6 indican que en las etapas iniciales del ensayo hay gran desgaste del material de la probeta, una parte forma la rebaba y otra sale de la probeta. A su vez, el material que sale de la probeta puede ser clasificado según su destino, por un lado, se transfiere al disco y otra parte es eliminada del sistema en forma de fragmentos.

En las condiciones de ensayo con superficies nuevas, es decir plana y pulida hasta acabado con suspensión de alúmina, puede verse que el desgaste dentro de los primeros 500 metros alcanza valores típicos de los casos de régimen severo. Esto es plausible, ya que en un principio solamente hay material del AMC desgastando contra el disco de fundición. Por lo tanto, puede decirse que en las etapas iniciales hay un régimen de desgaste severo que a una distancia menor a 500 metros cambia a régimen moderado (en los casos donde se genera MML). Esta transición está influenciada por la rugosidad de la superficie inicial de la probeta, como se vio en el Capítulo 7. Cuando la rugosidad de la probeta es mayor, la distancia (o el tiempo) necesaria para alcanzar el régimen moderado de desgaste (relacionado con el estado estacionario de desgaste) es mayor.

De manera similar, cuando la rugosidad de la contraparte es mayor, la distancia necesaria para la formación de la MML, y por lo tanto, para alcanzar el régimen moderado, también es mayor.

Esto podría explicarse considerando que para superar la transición severo-moderado inicial, debe haber transferencia de hierro del disco a la probeta y de

aluminio de la probeta al disco para formar la primera capa MML. Este material transferido debe cubrir toda la superficie de ambos materiales, por lo que, partiendo de una superficie con mayor rugosidad se necesita mayor cantidad de material para llenar los valles entre las crestas de la superficie de contacto.

En los casos donde se inicia el ensayo con una capa MML sobre el disco, la duración del transitorio sin MML en el pin fue de la misma magnitud que en el caso que se parte de superficies nuevas, este valor similar puede deberse a que la distancia de lectura para medir el desgaste es la misma en todos los ensayos y si hubiere diferencia puede haberse dado dentro de ese intervalo.

8.2. Estado estacionario de desgaste en régimen moderado

Durante el estado estacionario de desgaste en régimen moderado se ha observado que la capa MML se mantiene, durante todo el proceso. Según su composición está formada por material del disco de fundición (hierro) y por material del la probeta (aluminio y refuerzos). Además, se ha observado que parte del material eliminado en forma de fragmentos proviene de ella, y al ser la superficie de contacto parte de ella se transfiere al disco y, a su vez, es receptora de material proveniente de él.

Para mantener la capa MML durante todo el proceso, se debe dar un flujo de material entre las tres partes del sistema tribológico, probeta, disco y MML, tal como propone el modelo del Godet del Tercer Cuerpo [1] mencionado en el Capítulo 2. Partiendo de este modelo se puede identificar el flujo de material para éste caso particular.

En la Figura 8.1 se muestran los flujos de material de una parte a otra. Así, un balance de material sobre la MML será el siguiente:

$$\frac{dMasa_{MML}}{dt} = Acm + Tbm - Tmb - Dma - Rma \quad (Eq. 8.1)$$

Donde:

Tbm: Flujo de MML del disco al pin

Tmb: Flujo de MML del pin al disco

Acm: Flujo de material compuesto hacia la MML

Db: Flujo de fragmentos del disco al aire

Dma: Flujo de fragmentos de la MML al aire.

Rma: Flujo de MML que sale de la zona de desgaste, por deformación plástica.

Rca: Flujo de material compuesto que sale de la zona de desgaste, (por deformación plástica.)

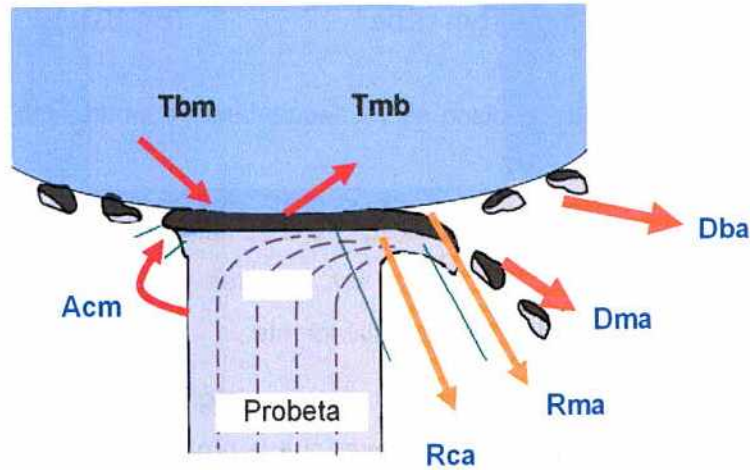


Figura 8.1: Esquema del flujo de material en el sistema tribológico estudiado

Donde:

Tbm: Flujo de MML del disco al pin

Tmb: Flujo de MML del pin al disco

Acm: Flujo de material compuesto hacia la MML

Db: Flujo de fragmentos del disco al aire

Dma: Flujo de fragmentos de la MML al aire.

Rma: Flujo de MML que sale de la zona de desgaste, por deformación plástica.

Rca: Flujo de material compuesto que sale de la zona de desgaste, (por deformación plástica.)

Por lo tanto, la acumulación de masa en la MML saldrá de la diferencia entre los flujos señalados.

Por otro lado, un balance de masa sobre la probeta de material compuesto será el siguiente:

$$\frac{dMasa_{mat. comp.}}{dt} = -Acm - Rca \quad (Eq. 8.2)$$

Lo que indica que no hay aporte de material hacia la probeta, con las mismas propiedades que el material original, sino que todo el material sale de la probeta hacia la MML o en forma de rebaba. En este caso se considera que la rebaba no tiene un papel activo en el proceso de desgaste, sino que solamente es un sumidero de material.

Un balance de masa sobre el disco será:

$$\frac{dMasa_{Disco}}{dt} = Tmb - Tbm - Dba \quad (Eq. 8.3)$$

Lo que indica que el disco se va desgastando cuando Tmb es menor que la suma (Tbm + Dba).

En el estado estacionario de desgaste la ecuación Eq. 8.1, es igual a cero, y las ecuaciones Eq. 8.2 y Eq. 8.3 deben ser menores a cero ya que representan el desgaste de la probeta y el disco respectivamente.

Suponiendo que el desgaste del disco, en régimen moderado es despreciable dado que tiene un área de contacto mayor que la probeta, la ecuación Eq. 8.3 puede considerarse igual a cero. Por lo tanto,

$$Tmb = Tbm + Dba$$

Además, partiendo de los resultados del Capítulo 5 donde se vio, a partir de las medidas de desgaste por pérdida de peso, que la cantidad de fragmentos que se desprenden de la probeta es proporcionalmente menor que la generación de rebaba y suponiendo que Dma = Dba puede obtenerse una expresión aproximada de la ecuación Eq. 8.1, como sigue:

$$\begin{aligned} \left. \frac{dMasa_{MML}}{dt} \right)_{APROX} &= Ac_m + (Tbm - \overset{\text{(cero)}}{Tmb} - Dma) - Rma \\ \left. \frac{dMasa_{MML}}{dt} \right)_{APROX} &= Ac_m - Rma \end{aligned} \quad (Eq. 8.4)$$

Lo que dice que, en el estado estacionario el flujo de material que fluye del material compuesto a la MML es igual al material que fluye de la MML a la rebaba. Según los resultados del modelo del Capítulo 7, si la rebaba se genera como producto

de la deformación plástica de la subsuperficie, inducida por la fuerza de fricción y el ablandamiento del material por la temperatura, la magnitud de la rebaba calculada en condiciones de régimen moderado es pequeña. Si R_{ma} es despreciable frente a A_{cm} (en el régimen moderado) la tasa de desgaste sólo dependerá de A_{cm} (flujo de material compuesto hacia la MML) y este flujo será función de la deformación plástica de la subsuperficie.

Además, en el mismo capítulo se vio que superando la carga crítica se incrementaba abruptamente la deformación plástica generando una rebaba notable y un aumento drástico del acortamiento del cilindro de material compuesto.

8.3. Destrucción de la MML

Para analizar el caso de destrucción de la MML se pueden utilizar los resultados del modelo del Capítulo 7, en el caso donde se simula la rebaba en la carga crítica. En esas condiciones la rebaba es abundante y tomando la ecuación Eq. 8.1, que representa la variación de la masa de la MML:

$$\left. \frac{dMasa_{MML}}{dt} \right)_{APROX} = A_{cm} + T_{bm} - T_{mb} - D_{ma} - R_{ma}$$

se ve que un aumento del término R_{ma} puede justificar por sí solo el desgaste de la MML, ya que para asegurar su mantenimiento deberían incrementarse los términos A_{cm} y T_{bm} , ambos en una magnitud similar para mantener una MML compuesta de hierro (viene con T_{bm}) y de aluminio (viene con A_{cm}). Éste último puede incrementarse fácilmente ya que desgastando la MML se descubre al material compuesto original, pero no ocurre lo mismo con T_{bm} , ya que es un proceso que depende de otras variables que no se controlan.

Respecto al proceso que genera el flujo T_{bm} , puede especularse que sea un proceso de afinidad entre los materiales hierro y aluminio [2] y un mecanismo de desgaste por abrasión provocado por las fases duras presentes en la superficie de contacto de la probeta, las cuales pueden ser: partículas de refuerzo del material compuesto y las fases duras de la MML (Fe_2Al_3 y $FeAl$) [3,4]. Estas fases duras y las partículas son eliminadas con la MML, y el tiempo (y la temperatura) disponible para

desgastar el disco y completar las reacciones de formación de nuevos compuestos de Fe, Al y O puede no ser suficiente para formar una capa estable.

Entonces una excesiva deformación de la subsuperficie con gran generación de Rca puede provocar que la MML se destruya.

En Capítulo 6 se vio que una probeta con MML ensayada a una carga mayor a la crítica mantuvo una MML, y en consecuencia un régimen moderado, durante una distancia de 700 m, en otros casos se vio que se destruye inmediatamente. Esto está de acuerdo con el razonamiento presentado más arriba, ya que el mantenimiento de la MML es inestable pero puede ocurrir mientras continúe la provisión de hierro desde el disco. Por lo tanto, es importante la forma en que está "sujeto" el hierro sobre el disco, es decir, si el hierro del disco está formando una capa MML sobre el mismo disco será más fácil de extraer que si está formando la estructura original del disco, ambos casos se pueden dar. El primero, si el disco fue usado en un régimen moderado durante mucho tiempo y el segundo, si se parte de un disco nuevo o con poca MML sobre su superficie.

8.4. Estado estacionario de desgaste en régimen severo

Como se mencionó al principio de este capítulo se pueden identificar dos casos donde el régimen es severo, uno en las etapas iniciales antes de que se genere la MML y otro cuando se ensaya en condiciones donde la deformación de la subsuperficie del material compuesto es abundante. En esta sección trataremos el segundo caso.

El sistema tribológico en el régimen severo tiene como participantes al disco y a la probeta, sin presencia de MML. Los flujos de materia se señalan en la Figura 8.2, y con ellos se obtiene la siguiente ecuación:

$$\frac{dMasa_{probeta}}{dt} = Tbc - Tcb - Dca - Rca \quad (Eq. 8.5)$$

$$\frac{dMasa_{disco}}{dt} = Tcb - Tbc - Dba \quad (Eq. 8.6)$$

En el régimen severo T_{cb} es grande ya que la superficie del disco se cubre con aluminio. El flujo T_{bc} no pudo medirse pero puede estimarse que es aproximadamente igual a T_{cb} , debido a que en la etapa transitoria la superficie de contacto del disco se cubrió de aluminio y en la etapa estacionaria la cantidad de aluminio adherido es constante. Luego, R_{ca} es grande ya que se forma abundante rebaba, porque como se mostró en el Capítulo 5, para el ensayo a 81,2 N, la diferencia entre las medidas de desgaste por acortamiento y por pesada es igual a $0,12 \text{ mm}^3/\text{m}$, indicando que la formación de rebaba es muy elevada.

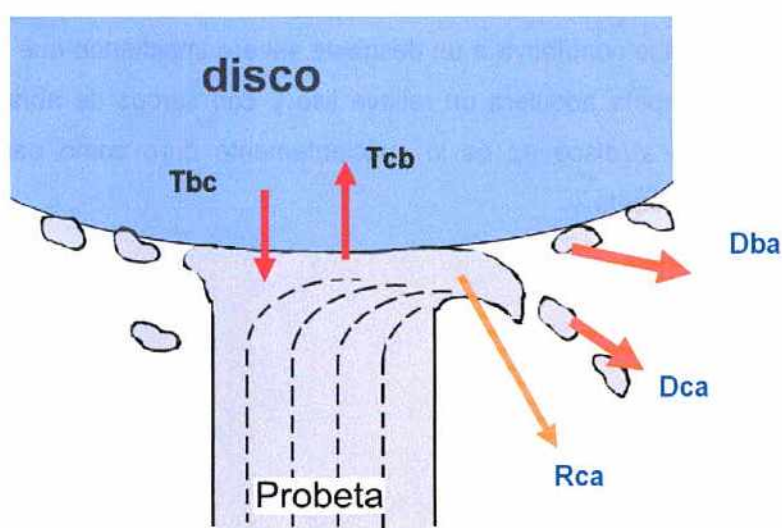


Figura 8.2: Esquema del flujo de material en el sistema tribológico en régimen severo.

Donde:

T_{bc} : Flujo de material del disco a la probeta

T_{cb} : Flujo de material de la probeta al disco

DbA : Flujo de fragmentos del disco al aire

Dca : Flujo de fragmentos de la probeta al aire.

Rca : Flujo de material de la probeta que sale de la zona de desgaste, (por deformación plástica)

Se puede considerar que el mecanismo de desgaste imperante es una combinación de deformación plástica en la subsuperficie (la cual forma la rebaba); la transferencia de material de la probeta al disco, y la generación de fragmentos. El grado de deformación plástica es lo suficientemente elevado como para que no se alcance a formar una capa MML sobre la probeta. Podría pensarse que hay una

relación entre la diferencia ($R_{ca} - T_{bc}$) y el régimen de desgaste. Así para valores bajos de ($R_{ca} - T_{bc}$) hay material y tiempo suficientes para que la MML pueda formarse, y para valores elevados no se cumplen los requisitos de tiempo y cantidad de material, por lo tanto, el desgaste es severo.

Se propuso el criterio de la diferencia entre R_{ca} y T_{bc} y no la relación (R_{ca}/T_{bc}), pues, en la diferencia se tiene en cuenta la transferencia de la mayor cantidad de aluminio al disco y que luego vuelve durante el régimen estacionario de desgaste severo. Simultáneamente, durante el desgaste, el disco no adquiere una superficie lisa como sucede en las condiciones de régimen moderado, sino que la superficie de contacto es rugosa debido a que porciones grandes de aluminio se pegan sobre la superficie en forma aleatoria. El tamaño de estos parches de aluminio alcanza un diámetro de 1 mm y sobresalen hasta 0,25 mm sobre la superficie del disco. Esta superficie contribuye a un desgaste severo impidiendo que la superficie de contacto de la probeta adquiriera un relieve liso y con surcos de abrasión ya que el aluminio adherido al disco no es lo suficientemente duro como para formarlos al deslizar sobre la probeta.

Capítulo 9.

Conclusiones

En este trabajo se ha propuesto estudiar el desgaste de materiales compuestos de matriz de aluminio contra hierro, bajo condiciones de ensayo que inducen una capa de materiales mezclados mecánicamente (MML); enfocándose en particular en: la formación, estabilidad y propiedades de la capa MML. Se destacan las siguientes conclusiones agrupadas según los ensayos realizados.

Influencia de la Carga

En los ensayos de desgaste sin lubricación de probetas de AA1060/Al₂O₃/15p contra hierro en el rango de cargas comprendido entre 4,9 y 115,9 N se destaca que:

1. Se encontraron dos regímenes de desgaste diferenciados por tener diferentes tendencias en la relación entre la tasa de desgaste y la carga aplicada, un régimen moderado a bajas cargas y un régimen severo a altas cargas.
2. Una capa de material mecánicamente mezclado (MML) fue encontrada en la superficie de contacto de los materiales desgastados en régimen moderado.
3. La capa de material mecánicamente mezclado actúa como material resistente al desgaste y protege al material compuesto original, ajustando su resistencia dinámicamente en función de la sollicitación aplicada.
4. Los mecanismos de regulación de la resistencia de la MML son: la variación de su espesor y/o la variación de su dureza.

5. La superficie desgastada de los materiales compuestos en régimen severo no presenta evidencia de hierro indicando ausencia de MML.
6. La temperatura máxima (a 6 mm de la superficie de contacto) durante el estado estacionario de desgaste varió linealmente con la carga dentro del régimen moderado y oscilatoriamente en el régimen severo.
7. La carga crítica de inicio del desgaste severo es aprox. 77,9 N a la cual le corresponde una temperatura de 129 °C (a 6 mm de la superficie de contacto).

La evolución del proceso de desgaste hasta alcanzar el estado estacionario

1. La capa MML se forma dentro de los primeros 100 m de iniciado el ensayo, a una carga de 32,4 N.
2. El desgaste en los primeros 500 m de iniciado el ensayo es 4 a 10 veces mayor que el desgaste en estado estacionario, independientemente de la carga aplicada.
3. No hay diferencias estadísticamente significativas entre las durezas y los espesores de las MMLs obtenidas a 32,4 N entre los 100 m hasta los 2000 m de ensayo.
4. Las medidas de desgaste por el acortamiento de la probeta son mayores que las medidas por cambio de peso. En el régimen moderado esta diferencia es proporcional a la carga, es igual a 0,01 mm³/m para 71,6 N y en el régimen severo crece abruptamente hasta 0,12 mm³/m para 81,4 N.

Influencia de las condiciones iniciales de las superficies de contacto

1. La condición determinante del régimen de desgaste en estado estacionario es la carga aplicada y no las condiciones iniciales de las superficies de contacto.
2. La condición inicial no impide alcanzar el régimen en estado estacionario, únicamente tiene influencia en la duración y desarrollo del transitorio inicial.

3. La morfología de todas las superficies desgastadas en régimen moderado presentaron características similares., destacándose: surcos de abrasión anchos y de poca profundidad, material adherido y extrudado sobre la superficie y sobre el borde de salida, formando rebaba; y pequeños cráteres. El color de la superficie desgastada es gris oscuro.
4. La morfología de todas las superficies desgastadas en régimen severo presentaron características similares, destacándose que: no se detectan surcos de abrasión regulares, no se distinguen cráteres ni fisuras, la superficie es muy irregular dando el aspecto de haber sufrido un desgarró, abundante rebaba y material acumulado en el borde de entrada. El color de la superficie es gris blanquecino.
5. Las características morfológicas de la superficie de contacto desgastada pueden utilizarse para identificar el régimen de desgaste imperante.
6. En todos los casos en que se formó una capa MML el desgaste es moderado.
7. Para conseguir una capa MML en el menor tiempo posible es necesario que las superficies en contacto tengan la menor rugosidad posible. En los instantes iniciales se transfiere aluminio al disco que cubre completamente los valles y crestas propias de la rugosidad de su superficie. Una vez transferido el aluminio al disco, éste vuelve mezclado con hierro, y de esta forma crea y mantiene la MML.

Modelo de desgaste

Utilizando un modelo simplificado de desgaste que consiste en el cálculo del acortamiento de una probeta de aluminio sometida a una fuente de calor y un esfuerzo tangencial en la superficie de contacto, se ha encontrado que:

1. El modelo simplificado se correlaciona cualitativamente con los resultados experimentales de desgaste.
2. Se obtuvo un ajuste cuantitativo del desgaste en régimen moderado imponiendo correcciones al coeficiente de fricción. Los mejores valores del coeficiente de fricción están comprendidos entre 1,45 y 1,9, constante en todo

el rango de cargas. Valores similares han sido medidos y reportados en la bibliografía.

3. La deformación plástica de la subsuperficie inducida por el aumento de la temperatura influye directamente en el acortamiento de la probeta sometida a desgaste.
4. El modelo predice que la carga crítica de transición de régimen moderado a severo disminuye monótonicamente al aumentar la temperatura, y es acorde a resultados reportados en la bibliografía.
5. La deformación de la subsuperficie es la causa principal de la generación de la rebaba.
6. El colapso de la capa MML en la carga crítica está relacionado con la excesiva deformación plástica de la subsuperficie que permite la salida de material del sistema en forma de rebaba, fallando la sustentación mecánica lo cual impide que el material transferido se compacte y crezca hasta construir la MML.
7. Hay una cantidad mínima de material transferido a la probeta (Fe y Al) y de tiempo de residencia del mismo, que debe superarse para que se forme la MML sobre la probeta. Cuando se supera, se tiene el régimen moderado.

Trabajos a futuro

Estudiar la influencia de la forma de la probeta para disminuir la generación de rebaba:

- i. Mediante bordes de ataque y salida protegidos o reforzados
- ii. Mediante probetas con superficies de contacto asimétricas o rectangulares.

Estudiar el efecto de una refrigeración mediante chorros de aire y gases inertes sobre el desgaste, en particular buscando su influencia en la carga crítica.

Extender el modelo para contemplar una superficie de contacto rugosa y estudiar su influencia en la deformación de la subsuperficie y en la generación de rebaba.

Introducir un mecanismo de fractura de material para considerar el desprendimiento de fragmentos de la probeta.

Introducir los refuerzos en el modelo para calcular la influencia de la proporción en volumen sobre la deformación de la subsuperficie.

Referencias bibliográficas

Referencias del Capítulo 1. Introducción

- 1.- Rigney, D.A.; Chen, L.H.; Naylor, G.S.; Rosenfield, A.R. *Wear processes in sliding systems* Wear, 100 (1984) 195-219.
- 2.- Rosenberger, M.R., *Estudio del desgaste de materiales compuestos de matriz de aluminio*, Tesis de Maestría. Universidad Nacional de Gral. San Martín-CNEA, 2003.
- 3.- Zhang, J.; Alpas, A.T. - *Delamination wear in ductile materials containing second phase particles* - Materials Science And Engineering, A160 (1993) 25-35.
- 4.- Wilson, A.; Alpas, A.T. *Effect of temperature on the sliding wear performance of Al alloys and Al matrix composites* - Wear, 196 (1996) 270-278.
- 5.- Zhang, J.; Alpas, A.T. *Transition between mild and severe wear in aluminium alloys* - Acta Mater. Vol 45, n 2 (1997) 513-528.
- 6.- How, H.C.; Baker, T.N. *Dry Sliding Wear Behaviour of Saffil-reinforced AA 6061 Composites* - Wear, 210 (1997) pp 263-272.
- 7.- How, H.C.; Baker, T.N. *Characterisation of sliding friction-induced subsurface deformation of saffil-reinforced AA6061 composites*. Wear, 232 (1999) 106-115.
- 8.- Wang, A.; Rack, H.J. *Transition wear behavior of SiC -particulate- and siC -whisker-reinforced 7091 Al metal matrix composites*, Materials Science Engineering, A147 (1991) 211 – 224.
- 9.- J.K.M. Kwok, S.C. Li, *High-speed tribological properties of some Al/SiCp composites: I. Frictional and wear-rate characteristics*, Composites Science and Technology 59 (1999) 55-63.
- 10.- J.K.M. Kwok, S.C. Lim, *High-speed tribological properties of some Al/SiCp composites: II. Wear mechanisms*, Composites Science and Technology 59 (1999) 65-75.
- 11.- M.R. Rosenberger, E. Forlerer, C.E. Schvezov, *Wear of different aluminum matrix composites under conditions that generate a mechanically mixed layer*, Wear 259 (1-6) (2005) 590–601.
- 12.- Venkataraman, B.; Sundararajan, G. *The sliding wear behaviour of Al-SiC particulate composites_ I. Macrobehaviour*, Acta Materialia, 44(2) (1996) 451-460.
- 13.- Venkataraman, B.; Sundararajan, G. - *The sliding wear behaviour of Al-SiC particulate composites_ II. The characerization of subsurface deformation and correlation with behaviour* - Acta Materialia, 44(2) (1996) 461-473.
- 14.- Venkataraman, B.; Sundararajan, G. *Correlation between the characteristics of the mechanically mixed layer and wear behaviour of aluminium, A 7075 alloy and Al-MMCs* - Wear 245 (2000) 22-38.
- 15.- A.P. Sannino, H.J. Rack, *Dry sliding wear of discontinuously reinforced aluminum composites: review and discussion*, Wear 189 (1995) 1-19.
- 16.- Wu, Y.; Iavermia, E.J. - *Strengthening behavior of particulate reinforced MMCs* - Scripta Metallurgica et materialia 27 (1992) 173-178.
- 17.- M.R. Rosenberger, E. Forlerer, C.E. Schvezov, *Modeling the micro-indentation of metal matrix composites*, Materials Science and Engineering A 463 (2007) 275–283.
- 18.- A.R. Riahi, A.T. Alpas, *The role of tribo-layers on the sliding wear behavior of graphitic aluminum matrix composites*, Wear 251 (2001) 1396–1407.

Referencias bibliográficas

- 19.- Zhang, I.; Alpas, A.T. *Wear regimes and transitions in Al₂O₃ particulate-reinforced aluminum alloys*, Materials Science Engineering, A161 (1993) 273-284.
- 20.- Alpas, A.T.; Zhang, J. *Effect of microstructure (particulate size and volume fraction) and counterface material on the sliding wear resistance of particulate-reinforced aluminum matrix composites* - Metallurgical and materials transactions A, 25 (1994) 969-983.
- 21.- Rabinowicz, E. - *Friction and Wear of Materials*, - John Wiley & Sons, NewYork, Inc. (1995), 2da edición.
- 22.- R.A. Auras, *Producción y propiedades de compuestos de base Al-Zn y partículas de alúmina y SiC*, Tesis de Maestría, Universidad Nacional de San Martín, CNEA, 1999.

Referencias del Capítulo 2. Revisión bibliográfica

- 1.- Rainforth, W.M., *Microstructural evolution at the worn surface: a comparison of metals and ceramics*, Wear 245 (2000) 162-177.
- 2.- Andersson, P.; Holmberg, K. *Limitations on the use of ceramics in unlubricated sliding applications due to transfer layer formation*, Wear, 175 (1994) 1-8.
- 3.- R. Auras, C. Schvezov, *Wear behavior, microstructure, and dimensional stability of as-cast zinc-aluminum/SiC (metal matrix composites) alloys*, Met. Mater. Trans. A 35 (5) (2004) 1579-1590.
- 4.- Biswas, S.K., *Some mechanisms of tribofilm formation in metal/metal and ceramic/metal sliding interactions*, wear, 245 (2000) 178-189.
- 5.- Rigney, D.A., *Transfer, mixing and associated chemical and mechanical processes during the sliding of ductile materials*, Wear, 245 (2000) 1-9.
- 6.- Godet, M., *The third-body approach: a mechanical view of wear*, Wear 100 (1984) 437-452.
- 7.- D.P. Mondal, S. Das, R.N. Rao, M. Singh, *Effect of SiC addition and running-in-wear on the sliding wear behaviour of Al-Zn-Mg aluminium alloy*, Mat. Sci. Eng. A 402 (2005) 307-319.
- 8.- Andrew Emge, Karthikeyan, H.J. Kim and D.A. Rigney *The effect of sliding velocity on the tribological behavior of copper*, Wear 263 (1-6) (2007) 614-618.
- 9.- S. Venkatesan and D.A. Rigney, *Sliding friction and wear of plain carbon steels in air and vacuum*, Wear 153 (1992) 163-178
- 10.- M. Sawa and D.A. Rigney, *Sliding behavior of dual phase steels in vacuum and in air*, Wear 119 (1987) 369-390.
- 11.- Kerridge, M.; Lancaster, J.K., *The stage in a process of severe metallic wear*, Procc. Royal Soc. Lond. A 236 (1956) 250-264.
- 12.- How, H.C.; Baker, T.N., *Characterisation of sliding friction-induced subsurface deformation of saffil-reinforced AA6061 composites*, Wear 232 (1999)106-115.
- 13.- Subramanian, C., *On mechanical mixing during dry sliding of aluminium-12.3 wt% silicon alloy against copper*, Wear 161 (1993) 53-60.
- 14.- Li, X.Y.; Tandon, K.N., *Mechanical mixing induced by wear of an Al-Si alloy against M2 steel*, Wear 225-229 (1999) 640-648.
- 15.- Venkataraman, B.; Sundararajan, G., *Correlation between the characteristics of the mechanically mixed layer and wear behaviour of aluminium, A 7075 alloy and Al-MMCs*, Wear 245 (2000) 22-38.
- 16.- Zhang, I.; Alpas, A.T., *Wear regimes and transitions in Al₂O₃ particulate-reinforced aluminum alloys*, Mat. Sci. Eng. A161 (1993) 273-284.

Referencias bibliográficas

- 17.- Straffelini, G.; Bonollo, F.; Molinari, A.; Tiziani, A., *Influence of matrix hardness on the dry sliding behavior of 20 vol.% Al₂O₃ -particulate-reinforced 6061 Al metal matrix composite*, Wear 211 (1997) 192-197.
- 18.- Modi, O.P.; Prasad, B.K.; Yegneswaran, A.H.; Vaidya, M.L., *Dry sliding wear behaviour of squeeze cast aluminum alloy - silicon carbide composites*, Mat. Sci. Eng. A151 (1992) 235-245.
- 19.- S. Das, D.P. Mondai, S. Sawla, S. Dixit, *High stress abrasive wear mechanism of LM13-SiC composite under varying experimental conditions*, Met. Mater. Trans. A 33 (2002) 3031-3044.
- 20.- M.R. Rosenberger, C.E. Schvezov, E. Forlerer, *Wear of different aluminum matrix composites under conditions that generate a mechanically mixed layer*, Wear 259 (2005) 590-601.
- 21.- R.A. Antoniou, L.J. Brown, J.D. Cashion, *The unlubricated sliding of Al-Si alloys against steel: Mosbauer spectroscopy and X-ray diffraction of wear debris*, Acta Metall. Mater. 42 (10) (1994) 3545-3553.
- 22.- G. Straffelini, *Experimental observations of subsurface damage and oxidative wear in Al-based metal-matrix composites*, Wear 245 (2000) 216-222.
- 23.- Y.S. Chiao, F.M. Pan, C.A. Lin, J.L. Horng, S.J. Lin, *Studies of Al₂O₃(p)-6061Al composites under dry sliding conditions using scanning electron microscopy, energy-dispersive spectrometry and X-ray diffractometry*, Wear 161 (1993) 155-160.
- 24.- Y.N. Liang, Z.Y. Ma, S.Z. Li, J. Bi, *Effect of particle size on wear behaviour of SiC particulate-reinforced aluminum alloy composites*, J. Mater. Sci. Lett. 14 (1995) 114.
- 25.- M. Godet, *Third bodies in Tribology*, Wear 136 (1990) 29-45.
- 26.- Y. Berthier, Maurice Godet's third body, in: D. Dowson (Ed.), *Proc. del 22nd Leeds-Lyon Symposium on Tribology: The Third Body Concept*, Tribology Series, vol. 31, Lyon, 5-8 September 1995, Elsevier, Amsterdam, 21-30.
- 27.- Rigney, D.A.; Chen, L.H.; Naylor, G.S.; Rosenfield, A.R., *Wear processes in sliding systems*, Wear 100 (1984) 195-219.
- 28.- Rabinowicz, E. - *Friction and Wear of Materials*, John Wiley & Sons, NewYork, Inc. (1995), 2da edición.
- 29.- H.C. Meng, K.C. Ludema, *Wear models and predictive equations: their form and content*, Wear 181-183 (1995) 443-457.
- 30.- N. Fillot, I. Iordanoff, Y. Berthier, *Modeling third body flows with a discrete element method - a tool for understanding wear with adhesive particles*, Tribology International 40 (2007) 973-981.
- 31.- H. Chen, A.T. Alpas, *Sliding wear map for the magnesium alloy Mg-9 Al-0.9 Zn (AZ91)*, Wear 246 (2000) 106-116.
- 32.- B.K. Prasad, *Effect of microstructure on the sliding wear performance of a Zn-Al-Ni alloy*, Wear 240(2000)100-112.
- 33.- J.K.M. Kwok, S.C. Lim, *High-speed tribological properties of some Al/SiCp composites: II. Wear mechanisms*, Comp. Sci. Tech. 59 (1999) 65-75.
- 34.- Moore, M.A.; Douthwaite, R.M., *Plastic Deformation Below worn surfaces*, Met. Trans. A 7 (1976) 1833-1839.
- 35.- A.P. Sannino, H.J. Rack, *Dry sliding wear of discontinuously reinforced aluminum composites: review and discussion*, Wear 189 (1995) 1-19.
- 36.- Deuis RL, Subramanian C, Yellup JM., *Dry sliding wear of aluminum composites: a review*, Comp. Sci. Tech. 57 (1997) 415-435.
- 37.- ASM 18-ASM Handbook Volume 18, *Friction, Lubrication, and Wear Technology*, Second Edition Volume chairman Peter J. Blau. (1995)

Referencias bibliográficas

- 38.- A. Martín, J. Rodríguez, J. Llorca, *Temperature effects on the wear behavior of particulate reinforced Al-based composites*, *Wear* 225–229 (1999) 615–620.
- 39.- Wilson, A.; Alpas, A.T., *Effect of temperature on the sliding wear performance of Al alloys and Al matrix composites*, *Wear* 196 (1996) 270–278.
- 40.- Liu Yao-hui, Du Jun Yu Si-rong, Wang Wei, *High temperature friction and wear behaviour of Al₂O₃ and/or carbon short fibre reinforced Al-12Si alloy composites*, *Wear* 256 (2004) 275–285.
- 41.- Szu Ying Yu, Hitoshi Ishii, Keiichiro Tohgo, Young Tae Cho, Dongfeng Diao, *Temperature dependence of sliding wear behavior in SiC whisker or SiC particulate reinforced 6061 aluminum alloy composite*, *Wear* 213 (1997) 21–28.
- 42.- J.K.M. Kwok, S.C. Li, *High-speed tribological properties of some Al/SiCp composites: I. Frictional and wear-rate characteristics*, *Comp. Sci. Tech.* 59 (1999) 55–63.
- 43.- Wang, A.; Rack, H.J. *Transition wear behavior of SiC -particulate- and SiC -whisker-reinforced 7091 Al metal matrix composites*, *Mat. Sci. Eng. A* 147 (1991) 211–224.
- 44.- Zhang, J.; Alpas, A.T. *Transition between mild and severe wear in aluminium alloys*, *Acta Mater.* 45(2) (1997) 513–528.
- 45.- Lim, S. C.; Ashby, M. F. *Wear-mechanism maps*, *Acta metall.* 35(1) (1987) 1–24.
- 46.- S.C. Lim, *The relevance of wear-mechanism maps to mild-oxidational wear*, *Trib. Int.* 35 (2002) 717–723.
- 47.- M. M. Stack, *Some issues relating to the construction of materials selection maps for resistance to vated temperature erosion*, *Trib. Int.* 30(6) (1997) 435–444.
- 48.- S. Wilson, A.T. Alpas, *Thermal effects on mild wear transitions in dry sliding of an aluminum Alloy*, *Wear* 225–229(1999) 440–449.
- 49.- Alpas, A.T.; Zhang, J. *Effect of microstructure (particulate size and volume fraction) and counterface material on the sliding wear resistance of particulate-reinforced aluminum matrix composites*, *Met.mat. trans. A* 25 (1994) 969–983.
- 50.- Ken'ichi Hiratsuka, Ken'ichi Muramoto, *Role of wear particles in severe–mild wear transition*, *Wear* 259 (2005) 467–476.
- 51.- K. Hiratsuka, T. Sasada, *Wear of metals in a magnetic field*, *Wear* 160 (1993) 119–123.
- 52.- K. Kuramoto, B. Prakash, K. Hiratsuka, *Proc. Int. Tribol. Conf., Nagasaki 1* (2000) 363–366.
- 53.- Hirotaka Kato, *Severe–mild wear transition by supply of oxide particles on sliding surface*, *Wear* 255 (2003) 426–429.
- 54.- J.E. Hammerberg, B.L.H., J. Roder, A.R. Bishop, S.J. Zhou, *Nonlinear dynamics and the problem of slip at the material interfaces*, *Physica D* 123(1–4) (1998) 330–340.
- 55.- D.A. Rigney, X.Y. Fu, J.E. Hammerberg, B.L. Holian, M.L. Falk, *Examples of structural evolution during sliding and shear of ductile materials*, *Scripta Materialia* 49 (2003) 977–983.
- 56.- Venkataraman, B.; Sundararajan, G. *The sliding wear behaviour of Al-SiC particulate composites_ II. The characterization of subsurface deformation and correlation with behaviour*, *Acta Materialia*, 44(1996) 461–473.
- 57.- W.M. Rainforth, A.J. Leonard, C. Perrin, A. Bedolla-Jacuinde, Y. Wang, H. Jones, Q. Luo, *High resolution observations of friction-induced oxide and its interaction with the worn surface*, *Tribology International* 35 (2002) 731–748.
- 58.- S.B. Sakrani, J.L. Sullivan, *Iron Oxide films in tribological surfaces of alloy steel*, *Proceedings of the SPIE - The International Society for Optical Engineering*, 3175 (1998) 175–179.
- 59.- R. Colaço, R. Vilar, *A model for the abrasive wear of metallic matrix particle-reinforced materials*, *Wear* 254 (2003) 625–634.

Referencias bibliográficas

- 60.- I.V. Kragelskii, *Friction and wear*. 1º Ed. Butterworths. London. 1965.
- 61.- K.L. Johnson, *Contacts Mechanics*, Cambridge University Press, Cambridge. 1987
- 62.- Bhushan, B. *Contact mechanics of rough surfaces in tribology multiple asperity contact - Tribology letters* 4 (1998) 1 – 35.
- 63.- Nogi T. and Kato T., *Influence of a hard surface layer on the limit of elastic contact-Part I: analysis using a real surface model*, ASME J. Tribol. 119 (1997) 493-500.
- 64.- Kapoor, A.; Williamns, J.A.; Johnson, K.L., *The steady state sliding of rough surface* , Wear 175 (1994) 81-92.
- 65.- Kenneth Holmberg, Anssi Laukkanen, Helena Ronkainen, Kim Wallin, Simo Varjus, Jari Koskinen, *Tribological contact analysis of a rigid ball sliding on a hard coated surface Part i: Modelling stresses and strains*, Surf.Coat. Tech. 200 (2006) 3793-3809.
- 66.- Williams, J.A. - *Wear modeling: analytical, computational and mapping: a continuum mechanics approach* , Wear 225-229 (1999) 1-17.
- 67.- M. Godet, *Extrapolation in tribology*, Wear 77(1982) 29-44.
- 68.- Fillot, N. ; Iordanoff, I. ; Berthier, Y, *A granular dynamic model for the degradation of material*, Journal of tribology126(3) (2004) 606-614.
- 69.- Fillot, N.; Iordanoff, I. ; Berthier, Y , *Simulation of wear through mass balance in a dry contact*, Journal of tribology 127(1) (2005) 230-237.
- 70.- Hong Jin Kim, S. Karthikeyanb and David Rigne, *The structure and composition of aluminum wear debris generated by unlubricated sliding in different environments*, Wear 263(1-6) (2007) 849-857.
- 71.- Xi-Yong Fu, D.A. Rigney, M.L. Falk, *Sliding and deformation of metallic glass: experiments and MD simulations*, Journal of Non-Crystalline Solids 317(2003) 206–214.
- 72.- V.L. Popov, S.G. Psakhie, A. Dmitriev, E. Shilko, *Quasi-fluid nano-layers at the interface between rubbing bodies: simulations by movable cellular automata*, Wear 254 (2003) 901–906.
- 73.- S. Descartes, Y. Berthier, *Rheology and flows of solid third bodies: background*, Wear 252 (2002) 546–556.
- 74.- N. Fillot, I. Iordanoff , Y. Berthier, *Wear modeling and the third body concept*, Wear 262 (2007) 949–957.
- 75.- D. A. Rigney and J. E. Hammerberg, *Unlubricated Sliding Behavior of Metals*, MRS Bulletin 23(6)(1998)32-36.
- 76.- Hong Jin Kim, Tesis de Doctorado, *Structural and compositional changes of tribolayer material induced by unlubricated sliding of aluminum: experiments and computer simulation*, The Ohio State University, Ohio, USA. 2007.
- 77.- J. Hua, D.Y. Li R. Llewellyn, *Computational investigation of microstructural effects on abrasive wear of composite materials*, Wear 259 (2005) 6–17.
- 78.- Q. Chen, D. Y. LI, *Computer simulation of solid-particle erosion of composite materials*, Wear 255 (2003) 78–8.
- 79.- E.G. Thomsen, C.T. Yang, S. Kobayashi, *Mechanics of plastic deformation in metal processing*, Primera edición, The Macmillan Company. New York. 1965
- 80.- Jiang Hua, Rajiv Shivpuri, *Prediction of chip morphology and segmentation during the machining of titanium alloys*, J. Mat. Proc. Tech. 150 (2004) 124–133.
- 81.- D. Griffin, A. Daadbin, S. Datta, *The development of a three-dimensional finite element model for solid particle erosion on an alumina scale/MA956 substrate*, Wear 256 (2004) 900–906.
- 82.- A.T. Bernardo, J.A. Araujo, E.N. Mamiya, *Proposition of a finite element-based approach to compute the size effect in fretting fatigue*, Trib. Int. 39(2006) 1123-1130.

Referencias bibliográficas

- 83.- P.L. Ko, S.S. Iyer, H. Vaughan, M. Gadala, *Finite element modelling of crack growth and wear particle formation in sliding contact*, Wear 251 (2001) 1265–1278.
- 84.- A. Kapoor, *A mechanics model of erosion of ductile materials by backward extrusion*, Wear 233–235 (1999) 182–190.
- 85.- N. Maouche, M.H. Maitoumam, K. Dang Van, *On a new method of evaluation of the inelastic state due to moving contacts*, Wear 203–204 (1997) 139–147.
- 86.- S. Fouvry, T. Liskiewicz, Ph. Kapsa, S. Hannel, E. Sauger, *An energy description of wear mechanisms and its applications to oscillating sliding contacts*, Wear 255 (2003) 287–298.
- 87.- A. Kapoor, *Wear by plastic ratchetting*, Wear 212 (1997) 119–130.
- 88.- V. Linck, L. Baillet, Y. Berthier, *Modeling the consequences of local kinematics of the first body on friction and on third body sources in wear*, Wear 255 (2003) 299–308.
- 89.- Sunil Acharya, *Micromechanics of asperity interaction in wear –a numerical approach*, Thesis to Doctor of Philosophy .University of Akron. December, 2005.
- 90.- Y.-M. Chen, L.K. Ives, J.W. Dally, *Numerical simulation of sliding contact over a half-plane*, Wear 185 (1995) 83–91.
- 91.- Sun Y., Berthier Y, Fantino B., Godet M. *A quantitative investigation of displacement accommodation in third-body contact*. Wear 165. (1993)123–131.
- 92.- H.W. Zhang, Z. Zhang, J.T. Chen, *The finite element simulation of the friction stir welding process*, Materials Science and Engineering A 403 (2005) 340–348.
- 93.- C Chen and R Kovacevic, *Thermomechanical modelling and force analysis of friction stir welding by the finite element method*, Proc. Instn Mech. Engrs C 218 J. Mechanical Engineering Science (2004) 509–519.
- 94.- M. Barge, G. Kermouche, P. Gilles, J.M. Bergheau, *Experimental and numerical study of the ploughing part of abrasive wear*, Wear 255 (2003) 30–37.
- 95.- Qinghua Zeng, Remmelt Pit, Robert Payne, Peter Baumgart, and Fu-ying Huang, *Modeling and Simulation of Hard-Particle Interaction in Head/Disk Interfaces*, IEEE Transactions on Magnetics 41(2) (2005) 604–609.
- 96.- M. Busquet , L. Baillet, C. Bordreuil, Y. Berthier, *3D finite element investigation on the plastic flows of rolling contacts—correlation with railhead microstructural observations*, Wear 258 (2005) 1071–1080.
- 97.- A. Kapoor, K.L. Johnson, J.A Williams, *A model for the mild ratchetting wear of metals*, Wear 200 (1996) 38–44.
- 98.- A. Kapoor, K.L. Johnson, *Plastic ratchetting as a mechanism of metallic wear*, Proc.. R. Soc. London, Ser. A, 445 (1994) 367–381.
- 99.- Thierry A. Blanchet, W. Gregory Sawyer, *Differential application of wear models to fractional thin films*, Wear 251 (2001) 1003–1008.
- 100.- K. -H. Zum Gahr, *Modeling and microstructural modification of alumina ceramic for improved tribological properties*, Wear 200 (1996)215–224.
- 101.- S. L. Rice, F. A. Mosleh, *Modeling friction and wear phenomena*, Wear 206 (1997)136–146.
- 102.- Z. Zhang, L. Zhang, Y. -W. Mai, *Modeling steady wear of steel/Al₂O₃-Al particle reinforced composite system*, Wear 211(2) (1997)147–150.
- 103.- Jiaren Jiang, F.H. Stott, M.M. Stack, *A generic model for dry sliding wear of metals at elevated temperatures*, Wear 256 (2004) 973–985.
- 104.- I.R. McColl, J. Ding, S.B. Leen, *Finite element simulation and experimental validation of fretting wear*, Wear 256 (2004) 1114–1127.

Referencias bibliográficas

- 105.- Nam Ho Kima, Dongki Wona, David Burrisa, Brian Holtkampb, Gregory R. Gesselc, Paul Swansonc, W Gregory Sawyera, *Finite element analysis and experiments of metal/metal wear in oscillatory contacts*, Wear 258 (2005) 1787–1793.
- 106.- Priit Podra, Soren Andersson, *Finite element analysis wear simulation of a conical spinning contact considering surface topography*, Wear 224 (1999) 13–21.
- 107.- V Hegadekatte, N Huber and O Kraft, *Finite element based simulation of dry sliding wear*, Modelling Simul. Mater. Sci. Eng. 13 (2005) 57–75.
- 108.- Mona Öqvist, *Numerical simulations of mild wear using updated geometry with different step size approaches*, Wear 249 (2001) 6–11.
- 109.- James Shih-Shyn Wu, Jui-Pin Hung, Chi-Shiang Shu, Jian-Horng Chen, *The computer simulation of wear behavior appearing in total hip prosthesis*, Computer Methods and Programs in Biomedicine 70 (2003) 81–91.
- 110.- Wenyi Yan, Noel P. O'Dowd, Esteban P. Busso, *Numerical study of sliding wear caused by a loaded pin on a rotating disc*, Journal of the Mechanics and Physics of Solids 50 (2002) 449 – 470.
- 111.- C. Christofides, P.E. McHugh, A. Fom, J.A. Picas, *Wear of a thin surface coating: modelling and experimental investigations*, Comp. Mat. Sci. 25 (2002) 61–72.
- 112.- G.K. Sfantos, M.H. Aliabadi, *A boundary element formulation for three-dimensional sliding wear simulation*, Wear 262 (2007) 672–683.
- 113.- C. Agelet de Saracibar, M. Chiumenti, *On the numerical modeling of frictional wear phenomena*, Comput. Methods Appl. Mech. Engrg. 177 (1999) 401–426.
- 114.- G.P. Ostermeyer, M. Muller, *Dynamic interaction of friction and surface topography in brake systems*, Tribology International 39 (2006) 370–380.
- 115.- I.L. Singer, *Friction and Energy Dissipation at the Atomic Scale: A Review*, J. Vac. Ssci. Technol. A 12(5) (1994) 2605–2616.
- 116.- Bharat Bhushan, Michael Nosonovsky, *Comprehensive model for scale effects in friction due to adhesion and two- and three-body deformation*, Acta Materialia 52 (2004) 2461–2474.
- 117.- Hongxiang Zhai, Zhenying Huang, *Instabilities of sliding friction governed by asperity interference mechanisms*, Wear 257 (2004) 414–422.
- 118.- D. Shakhvorostov, K. Pöhlmann, M. Scherge, *An energetic approach to friction, wear and temperature*, Wear 257 (2004) 124–130.
- 119.- Liang Fang, Weimin Liu, Daoshan Du, Xiaofeng Zhang, Qunji Xue, *Predicting three-body abrasive wear using Monte Carlo methods*, Wear 256 (2004) 685–694.
- 120.- T. Dick G. Cailletaud, *Analytic and FE based estimations of the coefficient of friction of composite surfaces*, Wear 260 (2006) 1305–1316.
- 121.- D. Majcherczak P. Dufrenoy, Y. Berthier, M. Nait-Abdelaziz, *Experimental thermal study of contact with third body*, Wear 261 (2006) 467–476.
- 122.- Friedrich, K.; Flock, J.; Varadi, K; Neder, Z., *Numerical and finite element contact and thermal analysis of real composite-steel surfaces in sliding contact*, Wear 225–229 (1999) 368–379.
- 123.- Karoly Varadi, Zoltan Neder, Klaus Friedrich, Joachim Flock, *Contact and thermal analysis of transfer film covered real composite-steel surfaces in sliding contact*, Tribology International 33 (2000) 789–802.
- 124.- Karoly Varadi, Zoltan Neder, Klaus Friedrich and Joachim Flock, *Numerical and finite element contact temperature analysis of real composite-steel surfaces in sliding contact*, Tribology International 31(11) (1998) 669–686.
- 125.- R. A. Singh, G.S.V.L. Narasimham, S.K. Biswas, *Estimación of surface temperature of a pin wearing on a disk*, Tribology Letters, 12 (4) (2002) 203–207.

Referencias bibliográficas

- 126.- Jing Li, J.C.M. Li, *Temperature distribution in workpiece during scratching and grinding*, Materials Science and Engineering A 409 (2005) 108–119.
- 127.- Mitjan Kali, *Influence of flash temperatures on the tribological behaviour in low-speed sliding: a review*, Materials Science and Engineering A 374 (2004) 390–397.

Referencias del Capítulo 3. Materiales y técnicas experimentales

- 1.- M.R. Rosenberger, *Estudio del desgaste de materiales compuestos de matriz de aluminio*, Tesis de Maestría. Universidad Nacional de General San Martín. 2003. Argentina.
- 2.- M.R. Rosenberger, C.E. Schvezov, and E. Forlerer: *Wear of different aluminum matrix composites under conditions that generate a mechanically mixed layer*, Wear, 2005, vol 259 (1-6), pp 590-601.
- 3.- *Standard Test Methods for Ranking Resistance of Materials to Sliding Wear Using Block-on-Ring Wear Test*, ASTM G 77_99, Annual Book of ASTM Standards, vol 03.02, 1999.

Referencias del Capítulo 4. Ensayos de desgaste a diferentes cargas

- 1.- S.C. Lim, M.F. Ashby, *Wear - mechanism maps*, Acta metallurgical 35(1) (1987) 1-24.
- 2.- A.R. Riahi, A.T. Alpas, *Wear map for grey cast iron*, Wear 255 (2003) 401-409.
- 3.- M.M. Stack, K. Chi, *Mapping sliding wear of steels in aqueous conditions*, Wear 255 (2003) 456-465.
- 4.- S.C. Lim, *Recent developments in wear-mechanism maps*, Trib. Int. 31 (1998) 87-97.
- 5.- A. Cantizano, A. Camicero, G. Zavarise, *Numerical simulation of wear-mechanism maps*, Comp. Mat. Sci., 25 (2002) 54-60.
- 6.- S. Wilson, A.T. Alpas, *Wear mechanism maps for TiN-coated high speed steel*, Surf. Coat. Tech. 120-121 (1999) 519-527.
- 7.- S. Wilson, A.T. Alpas, *Wear mechanism maps for metal matrix composites*, Wear 212 (1997) 41-49.
- 8.- R. Antoniou, C. Subramanian, *Wear mechanism map for Aluminium alloys*, Scripta Metallurgical 22 (1988) 809-814.
- 9.- C. Subramanian, *On mechanical mixing during dry sliding of aluminium-12.3 wt% silicon alloy against copper*, Wear 161 (1993) 53-60.
- 10.- C. Subramanian, *Wear of Al-12.3 wt% Si alloy slid against various couterface materials* - Scripta Metall.Mater. 25 (1991) 1369-1374.
- 11.- J.R. Hird, J.E. Field, *A wear mechanism map for the diamond polishing process*, Wear 258 (2005) 18-25.
- 12.- M.R. Rosenberger, *Estudio del desgaste de materiales compuestos de matriz de aluminio*, Tesis de Maestría. Universidad Nacional de General San Martín. 2003. Argentina.

Referencias bibliográficas

- 13.- M.R. Rosenberger, C.E. Schvezov, and E. Forlerer, *Wear of different aluminum matrix composites under conditions that generate a mechanically mixed layer*, Wear 259 (1-6) (2005) 590-601.
- 14.- A.T. Alpas, J. Zhang, *Effect of microstructure (particulate size and volume fraction) and counterface material on the sliding wear resistance of particulate-reinforced aluminum matrix composites*; Metall. Mat. Trans. A 25 (1994) 969-983.
- 15.- S. Wilson, A.T. Alpas, *Thermal effects on mild wear transitions in dry sliding of an aluminum Alloy*, Wear 225-229(1999)440-449.
- 16.- H. Chen, A.T. Alpas, *Sliding wear map for the magnesium alloy Mg-9 Al-0.9 Zn (AZ91)*, Wear 246 (2000) 106-116.
- 17.- ASM18-ASM Handbook Volume 18, *Friction, Lubrication, and Wear Technology*, Second Edition 1995. Volume chairman Peter J.Blau
- 18.- J.A. Williams: *Wear modeling: analytical, computational and mapping: a continuum mechanics approach*; Wear 225-229 (1999) 1-17.
- 19.- J. Zhang, A.T. Alpas: *Transition between mild and severe wear in aluminium alloys - Acta Mater* 45(2) (1997) 513-528.
- 20.- A. Wilson, A.T. Alpas: *Effect of temperature on the sliding wear performance of al alloys and Al matrix composites*; Wear 196 (1996) 270-278.
- 21.- M.A. Martinez, A. Martin, J. Lorca: *Wear of Al-Si Alloy and Al-Si/SiC composites at ambient and elevated temperatures*; Scr. Metall. Mater. 28 (1993) 207-212.
- 22.- M.Sundberg, R. Sundberg, S. Hogmark, R. Otterberg, B.Lehtinen, S.E. Hornstrom, S.E. Karlsson: *Metallographic aspects on wear of special brass*; Wear 115 (1987) 151-165.
- 23.- *Properties of Wrought Aluminum Alloys*, ASM Handbook Volume 02, "Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials". TMS. Ohio. (1995)
- 24.- Riahi, A.R. y Alpas, A.T. *The role of Tribo-layers on the sliding wear behavior of graphitic aluminum matrix composites*, Wear 251 (2001) 1396-1407.
- 25.- Liu Yao-hui , Du Jun, Yu Si-rong, Wang Wei, *High temperature friction and wear behaviour of Al₂O₃ and/or carbon short fibre reinforced Al-12Si alloy composites*, Wear 256 (2004) 275-285.
- 26.- M. Rosenberger, N. Martinez, M.D. Salvador, E. Forlerer, V. Amigó, C. Schvezov: *Estudio comparativo del desgaste de materiales compuestos de base aluminio bajo diferentes condiciones*; Actas del Congreso SAM-CoNaMet (2002) 953-958.
- 27.- J.K.M. Kwok, S.C. Li, *High-speed tribological properties of some Al/SiCp composites: I. Frictional and wear-rate characteristics*, Comp. Sci. Tech. 59 (1999) 55-63.
- 28.- Li, X.Y.; Tandon, K.N. - *Mechanical mixing induced by wear of an Al-Si alloy against M2 steel - Wear* 225-229 (1999) 640-648.
- 29.- How, H.C.; Baker, T.N. - *Characterisation of sliding friction-induced subsurface deformation of saffil-reinforced AA6061 composites.*, Wear 232 (1999) 106-115.
- 30.- Venkataraman, B.; Sundararajan, G. - *Correlation between the characteristics of the mechanically mixed layer and wear behaviour of aluminium, A 7075 alloy and Al-MMCs - Wear* 245 (2000) 22-38.
- 31.- D.R.G. Achar, J. Ruge, S. Sundaresan, *Joining aluminum and steel, especially by melt welding*, in: Aluminum Monography, Aluminum- Verlag, Dusseldorf, 1980.
- 32.- S. Tomida, K. Nakata, *Fe-Al composite layers on aluminum alloy formed by laser surface alloying with iron powder*, Surf. Coat. Technol. 174-175 (2003) 559-563.
- 33.- Szu Ying Yu, Hitoshi Ishii, Keiichiro Tohgo, Young Tae Cho, Dongfeng Diao. *Temperature dependence of sliding wear behavior in SiC whisker or SiC particulate reinforced 6061 aluminum alloy composite*. Wear 213 (1997) 21-28.
- 34.- Kato, K., *Micro-mechanisms of wear - wear modes - Wear*, 153 (1992) 277-295.

- 35.- K.C Ludema *Friction, wear, lubrication : a textbook in tribology*, CRC Press. Boca Raton. Florida. USA. 1996

Referencias del Capítulo 7. Modelado de la deformación de un cilindro de aluminio cuando se aplica un esfuerzo de corte en su cara superior. Efecto de la temperatura

- 1.- Properties of Wrought Aluminum Alloys, ASM Handbook Volume -02, "Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials". TMS. Ohio. (1995)
- 2.- R.I.L. Guthrie, *Engineering in process metallurgy*, Ed. Clarendon Press, Oxford. 1ª edición.1989.
- 3.- F. Kreith, *Principles of heat transfer*, Harper and Row Pub. 3a edición. New York. 1973.
- 4.- K.M. Shorowordi a, A.S.M.A. Haseeb a, , J.P. Celis, *Tribo-surface characteristics of Al-B4C and Al-SiC composites worn under different contact pressures*, Wear 261 (2006) 634-641.
- 5.- J.K.M. Kwok, S.C. Li, *High-speed tribological properties of some AlSiCp composites: I. Frictional and wear-rate characteristics*, Composites Science and Technology 59 (1999) 55-63.
- 6.- Liu Yao-hui, Du Jun Yu Si-rong, Wang Wei, *High temperature friction and wear behaviour of Al2O3 and/or carbon short fibre reinforced Al-12Si alloy composites*, Wear, 256 (2004) 275-285.
- 7.- How, H.C.; Baker, T.N. *Dry Sliding Wear Behaviour of Saffil-reinforced AA 6061 Composites* - Wear, 210 (1997) pp 263-272.
- 8.- Venkataraman, B.; Sundararajan, G. *Correlation between the characteristics of the mechanically mixed layer and wear behaviour of aluminium, A 7075 alloy and Al-MMCs* - Wear 245 (2000) 22-38.
- 9.- D. Mandal, B.K. Dutta, S.C. Panigrahi. *Wear and friction behavior of stir cast aluminium-base short steel fiber reinforced composite*. Wear 257 (2004) 654-664.
- 10.- Straffellini, G.; Bonollo, F.; Molinari, A.; Tiziani, A. *Influence of matrix hardness on the dry sliding behavior of 20 vol.% Al2O3 -particulate-reinforced 6061 Al metal matrix composite* - Wear 211 (1997) 192-197.
- 11.- Szu Ying Yu, Hitoshi Ishii, Keiichiro Tohgo, Young Tae Cho, Dongfeng Diao. *Temperature dependence of sliding wear behavior in SiC whisker or SiC particulate reinforced 6061 aluminum alloy composite*. Wear 213 (1997) 21-28.
- 12.- T. Ma, H. Yamaura, D.A. Koss, R.C. Voigt. *Dry sliding wear behavior of cast SiC-reinforced Al MMCs*. Mat. Sci. Eng. A 360 (2003) 116-125.
- 13.- Hong Jin Kim, *Structural and compositional changes of tribolayer material induced by unlubricated sliding of aluminum: experiments and computer simulation*, Tesis de Doctorado, The Ohio State University, Ohio, USA. 2007.
- 14.- Peter J. Blau, *The significance and use of the friction coefficient*, Tribology International 34 (2001) 585-591.
- 15.- D.H. Hwang, D.E. Kim, S.J. Lee, *Influence of wear particle interaction in the sliding interface on friction of metals*, Wear 225-229_1999.427-439.

Referencias del Capítulo 8. Discusión sobre los mecanismos de desgaste en un sistema tribológico con MML

- 1.- Godet, M. - *The third-body approach: a mechanical view of wear* - Wear 100 (1984) 437-452.
- 2.- Rabinowicz, E. - *Friction and Wear of Materials*, - John Wiley & Sons, NewYork, Inc. (1995), 2da edición.
- 3.- D.R.G. Achar, J. Ruge, S. Sundaresan, *Joining aluminum and steel, especially by melt welding*, in: Aluminum Monography, Aluminum- Verlag, Dusseldorf, 1980.
- 4.- S. Tomida, K. Nakata, *Fe-Al composite layers on aluminum alloy formed by laser surface alloying with iron powder*, Surf. Coat. Technol. 174-175 (2003) 559-563

Referencias bibliográficas

Anexo A.

Modelado de la microindentación de materiales compuestos de matriz metálica

El ensayo de microdureza es una técnica usada habitualmente para determinar las propiedades mecánicas de materiales durante la fabricación de piezas metálicas [1-4]. En el caso de los materiales compuestos de matriz metálica (CMM) conteniendo partículas duras como refuerzos, la dispersión en las medidas de dureza pueden alcanzar al 20% [5-8]. Esta dispersión en las lecturas se ha atribuido al endurecimiento de la matriz debida a las partículas [9-13] o a un mecanismo de transferencia de cargas que la reparte entre la matriz y los refuerzos [11,13].

Los modelos de endurecimiento de la matriz incluyen mecanismos de endurecimiento por concentración de dislocaciones, por alteraciones en la cinética de precipitación o debida a tensiones residuales en la matriz [9]. Los modelos de endurecimiento de transferencia de carga consideran que los refuerzos duros y rígidos son capaces de transmitir la carga y distribuirla en una mayor porción de la matriz, lo que finalmente reduce la deformación de la misma. Se ha mencionado en la literatura que los modelos de transferencia de carga pueden aplicarse satisfactoriamente para modelar el comportamiento de materiales compuestos con fracciones en volumen menores al 20% [11,14], mientras que los modelos de endurecimiento de la matriz se aplican en el caso de refuerzos de tamaños menores a 1 micrómetro [15].

A.1. Modelado de ensayos de dureza

Varios estudios teóricos, experimentales y de modelado han sido realizados para comprender la variación de la dureza a la indentación [16-21]. En todos los casos

el objetivo principal es encontrar una relación entre la medida de dureza y las propiedades macroscópicas, tales como, el modulo de elasticidad y la resistencia a la fluencia [2,22]. Esta relación puede ser empleada para caracterizar pequeñas piezas de material, recubrimientos, películas delgadas, fases individuales en aleaciones y materiales compuestos, endurecimiento por deformación y tensiones residuales, entre otros casos.

Los métodos clásicos para medir dureza emplean la relación de la carga al área de indentación. La determinación del área de aplicación es realizada por la medida de alguna longitud característica, tal como la profundidad de la indentación, el diámetro de la impronta, o la diferencia entre la profundidad máxima y mínima del indentador. Hay dos formas de calcular el área de aplicación, una considera el área total de la impronta y otra considera su área proyectada [20, 22-23]. En ambos casos la medición de la longitud característica puede ser alterada por la deformación plástica de la superficie que ocurre durante el proceso de indentación.

Métodos más modernos se basan en el registro continuo de la fuerza aplicada y el desplazamiento de indentador. Varias formas fueron propuestas para calcular la dureza del análisis del gráfico de carga versus desplazamiento [18, 20, 24]. El método propuesto por Oliver y Pharr [24] es usado extensamente para calcular la dureza [2, 25], el cual emplea la región del gráfico donde el indentador es retirado y se basa en la recuperación elástica del material ensayado para establecer el número de dureza y el módulo elástico. El método de Oliver y Pharr fue originalmente desarrollado para cuantificar la nanodureza de metales y cerámicos monofásicos [24], y es actualmente empleado para cuantificar la dureza de otros materiales tales como polímeros [2], materiales compuestos [25, 26] y recubrimientos delgados [27]. Algunos resultados publicados indican que esta técnica tiene una capacidad limitada para medir la dureza de recubrimientos blandos sobre sustratos duros [27], y algunos materiales compuestos [25].

La deformación plástica de la superficie alrededor de la indentación puede producir un error en la medida de la longitud característica que es usada para calcular el número de dureza. Esta deformación puede ocurrir cerca del borde de la indentación de dos formas: el hundimiento, o *sinking in*, y el ascenso, o *piling up* [18, 20,23,27-28]. Ambos tienen una notable influencia sobre el diámetro y profundidad de la impresión, y por lo tanto, sobre el número de dureza usado para calcular los números de dureza Brinell, Meyer, Rockwell o Vickers.

En el caso de los estudios en CMM reforzados por fibras o partículas pueden clasificarse en dos grupos, uno donde la impronta cubre la matriz y refuerzos por igual [29-30] y otro, que emplea una aproximación de microdureza, donde la dureza de la matriz y del refuerzo son determinados separadamente [3-4,25-26,31]. La principal conclusión de estos estudios es que las medidas de dureza sobreestiman la resistencia a la fluencia y a la tracción [4, 31].

La sobreestimación de los resultados es atribuida a la observación de un incremento en la densidad de partículas por el indentador [30]. La influencia de las partículas de refuerzo cerca de la impronta en las medidas de dureza ha sido discutida en la literatura [4, 25], y como resultado se ha recomendado realizar las medidas de indentación lejos de las partículas visibles por una distancia de al menos tres veces el tamaño de la impronta, aunque otros resultados indican que el efecto de las partículas es despreciable cuando la separación entre refuerzo e impronta es de dos veces el tamaño de la impronta [25]. Sin embargo, cuando la partícula no es visible en la superficie de la muestra el efecto no puede ser notado a menos que la dureza medida se aleje significativamente del valor promedio.

Para estudiar la influencia de la profundidad y el tamaño de las partículas subsuperficiales sobre la dureza se empleará modelado computacional. Se consideran propiedades macroscópicas y se desprecian los mecanismos de endurecimiento de la matriz. El modelo supone una interfase débil entre la partícula y la matriz donde la carga es transferida por fuerzas de fricción según la ley de Coulomb, la cual considera que la fuerza de fricción es linealmente proporcional a la fuerza normal aplicada entre las dos superficies en contacto, e independiente del área de la superficie y del la velocidad relativa. El coeficiente de proporcionalidad es el coeficiente de fricción.

A.2. Métodos

A.2.1. Descripción del sistema

El sistema es modelado como una matriz dúctil seminfinita la cual contiene una partícula esférica como refuerzo inmersa en la subsuperficie, y un indentador de punta semiesférica colocado sobre la superficie de la matriz. La línea que conecta la

partícula y la punta del indentador intercepta la superficie a un ángulo recto, tal como se muestra en la Figura A.1

La carga es aplicada monótonamente sobre el indentador alcanzando su valor máximo a los 30 segundos, luego el indentador es retirado.

Se eligió una relación de radio de impronta a radio de indentador de 0,521 para el material sin reforzar, el cual es un valor típico para un ensayo de dureza Brinell en aleaciones de aluminio [32].

Las relaciones entre el tamaño de la partícula al indentador ($rp' = rp/Ri$) usados en este estudio son: 0,25; 0,3; 0,5; 0,6; 0,8 y 1. Las relaciones de profundidad de la partícula al radio del indentador ($dpi' = dpi/Ri$) son: 0,1; 0,2; 0,3; 0,4; 0,5 e infinito; otros valores son agregados en algunos casos para obtener una descripción más detallada del proceso alrededor de los puntos críticos.

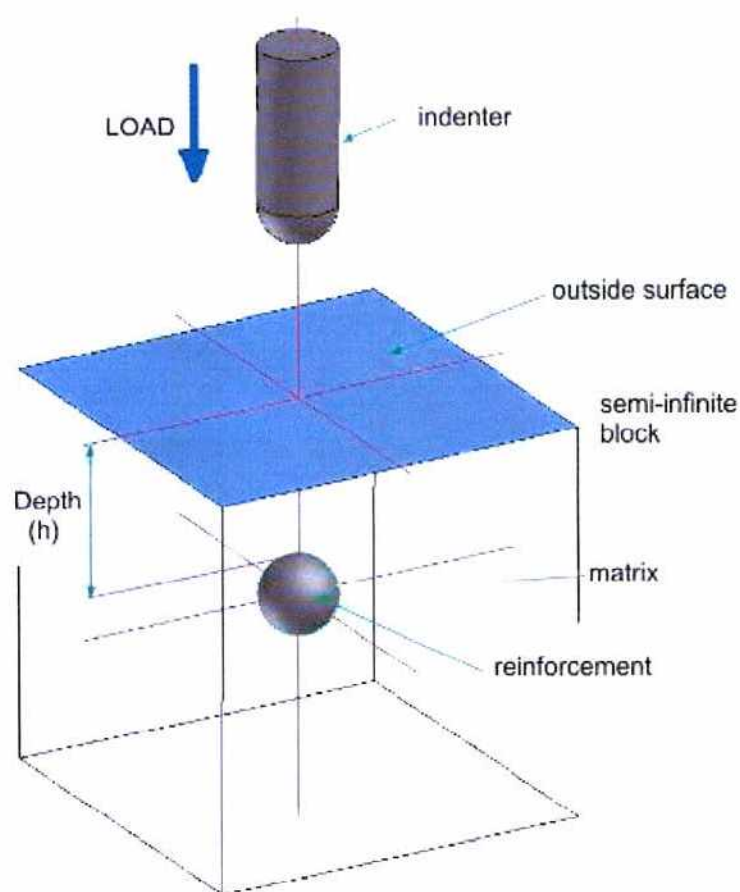


Figura A.1: Dominio del sistema empleado en el modelo

Se emplearon propiedades macroscópicas y no se consideraron efectos relacionados con las escala, por lo tanto, el “efecto de tamaño de la impronta”, *size effect*, que establece la desviación del número de dureza con el tamaño de la impronta [3, 33], no es contemplado en el modelo. Estas consideraciones desprecian el endurecimiento microscópico en la matriz enfocándose en el modelo de transferencia de carga. Un valor fijo de radio del indentador fue empleado para todo el estudio.

A.2.2. Modelo matemático

En vista de la simetría se construyó un dominio axi-simétrico el cual fue resuelto mediante el método de elementos finitos. Para compensar la deformación

plástica del dominio se utilizó un algoritmo de mallado automático que actualiza la malla a medida que se va deformando. El dominio incluye al indentador, la partícula y un volumen cilíndrico de material de la matriz variable, con valores comprendidos entre 50 a 200 veces el volumen de la partícula.

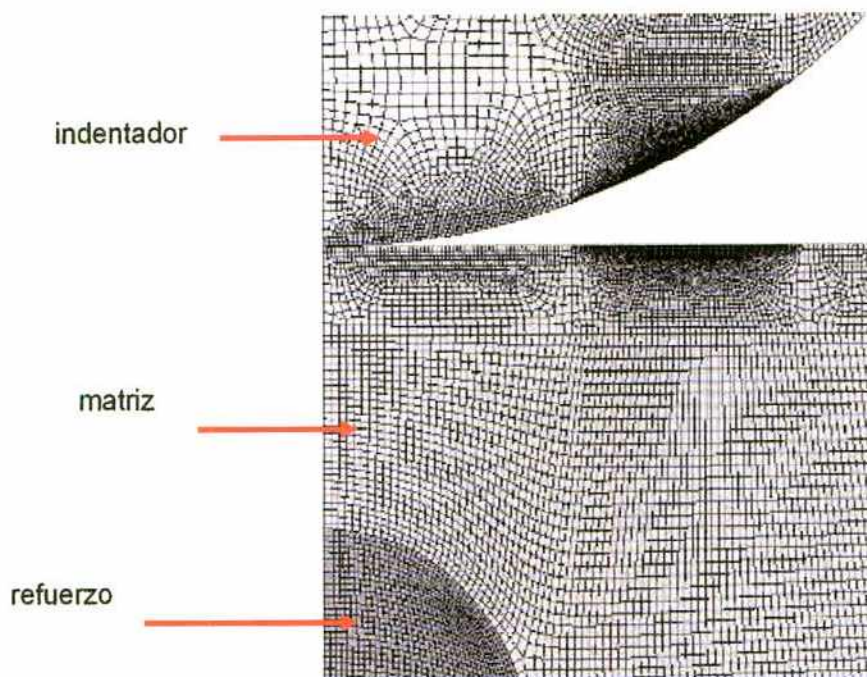


Figura A.2: Detalle de la malla empleada conteniendo elementos toroidales de sección cuadrilátera.

Se emplean alrededor de 30.000 elementos toroidales de sección cuadrilátera y funciones de interpolación de primer orden para mallar el dominio con una malla no estructurada. En las zonas de contacto se colocan una mayor cantidad de nodos, de tal forma que los elementos más pequeños son de $0,004 \cdot R_i$, tal como se muestran en la Figura A.2.

Se resolvió la ecuación de balance de energía mediante el método de Galerkin. El contacto entre los diferentes componente del dominio fue resuelto usando el método de multiplicadores Langrangiano aumentado y el modelo de fricción de Coulomb, las fuerzas de fricción son incorporadas numéricamente mediante un método de penalización [35].

Además, se hicieron las siguientes simplificaciones:

- La deformación elástica de la matriz y la partícula son lineales

- La deformación plástica sigue el criterio de fluencia de von Mises con endurecimiento isotrópico de la matriz
- El sistema es isotérmico

El análisis en función de tiempo es realizado por un método implícito con un paso de tiempo variable de 10^{-7} a 10^{-1} s con una moda de 0,001 segundo. El sistema de ecuaciones es resuelto por el método de Newton-Raphston [36]. Se emplea una tolerancia de 0,001 segundo para el error global en cada iteración.

A.2.3. Condiciones Iniciales y de contorno

Se impuso la condición de no desplazamiento en la dirección vertical a un plano localizado a 0,05 m desde la parte superior de la matriz.

La carga aplicada al indentador es perpendicular a la superficie de la matriz, y se incrementa gradualmente desde cero al valor de carga máxima en 30 segundos, después de esto el indentador es retirado.

Whitehead [37] ha reportado un valor de coeficiente de fricción de alrededor de 1,25 medido ente aluminio y acero para carga ente 10^{-4} a 10^2 N, por lo tanto se adoptó un valor de coeficiente de fricción igual a uno para la interfase partícula/refuerzo.

Se impuso una unión imperfecta entre el matriz y refuerzo en oposición a un contacto de unión perfecto al que corresponde a un coeficiente de fricción igual a infinito, el otro límite es cero el cual corresponde a una interfase sin fricción. Un valor de 1 es una buena simplificación, la cual es consistente con el valor empleado para la interfase matriz indentador. Otros autores [1] han empelado valores más pequeños y cercanos a cero.

El material de la matriz tiene la propiedades de la matriz de aluminio, el material del indentador las del acero y la partícula de refuerzo las propiedades del carburo de silicio, los valores de las propiedades mecánicas son listadas en la Tabla A.1 [32, 38] y son consideradas constantes.

Tabla A.1: Propiedades de los Materiales [32,38]

Propiedad	Aleación de Aluminio	Acero	SiC
Densidad [kg/m ³]	2700	7800	3210
Módulo elástico [GPa]	70	200	400
Tensión de fluencia [MPa]	215	700	-
Resistencia a la tracción [MPa]	250	830	-
Elongación a la rotura (ϵ)	(0,20)	(0,20)	-
Módulo de Poisson	0,33	0,287	0,19

A.3. Resultados y discusión

A.3.1. Validación del modelo

El modelo ha sido validado para aluminio empleando el radio de impresión obtenido con el modelo para estimar la dureza y la resistencia a la tracción ($\sigma_{\text{máx}}$). En el modelo se empleó un diámetro de indentador de 10 mm y una carga máxima de 14.709 N. Se obtuvo un diámetro de impresión igual a 5,208 mm el cual corresponde a una dureza Meyer (**MH**) igual a 690,5 MN/m², calculado según [20]:

$$MH = \frac{P}{\pi \cdot r^2} \quad (\text{Eq. A.1})$$

donde: P es la carga, y r es el radio de la impronta; y una dureza Brinell (BH) de 652,4 MN/m². Tomando el último valor y empleando la siguiente relación [17, 23]:

$$BH \approx 3 \sigma_{\text{máx}} \quad (\text{Eq. A.2})$$

se obtiene un valor de σ_s igual a 217.5 MN/m², el cual es un 13% menor al valor de 250 MN/m² usado en el modelo y se debe a que no se consideró la deformación plástica.

Además, el modelo es validado en el rango plástico mediante el siguiente procedimiento; la relación entre la tensión y la deformación en el rango plástico empleada en el modelo es:

$$\sigma = K \cdot \epsilon^n \quad (\text{Eq. A.3})$$

imponiéndose un coeficiente de endurecimiento (n) igual a 0,033 el cual es comparado con el mismo índice calculado con el modelo. En el último caso la curva Carga versus Profundidad de la impresión (P - h) resultante del modelo y de la relación entre P y h [23];

$$P \propto h^{1+(n/2)} \quad (\text{Eq. A.4})$$

son usadas para ajustar la curva P - h obtenida con la simulación y mostrada en la Figura A.3. El resultado es un exponente n igual a 0,03 el cual está dentro del 10% del valor de entrada al modelo, mostrando también buena consistencia.

Además, usando la relación propuesta por Tabor [17, 23], el valor de σ_s puede ser estimado usando la siguiente relación.

$$MH \approx 3 \sigma_{\max} (0.2 r/R_i)^n \quad (\text{Eq. A.5})$$

donde R_i es el radio del indentador y usando un n igual a 0,03. El valor resultante de $\sigma_{\max}$ es 247.9 MN/m² el cual es similar al valor usado como entrada en el modelo, ver Tabla A.1, mostrando una muy buena consistencia.

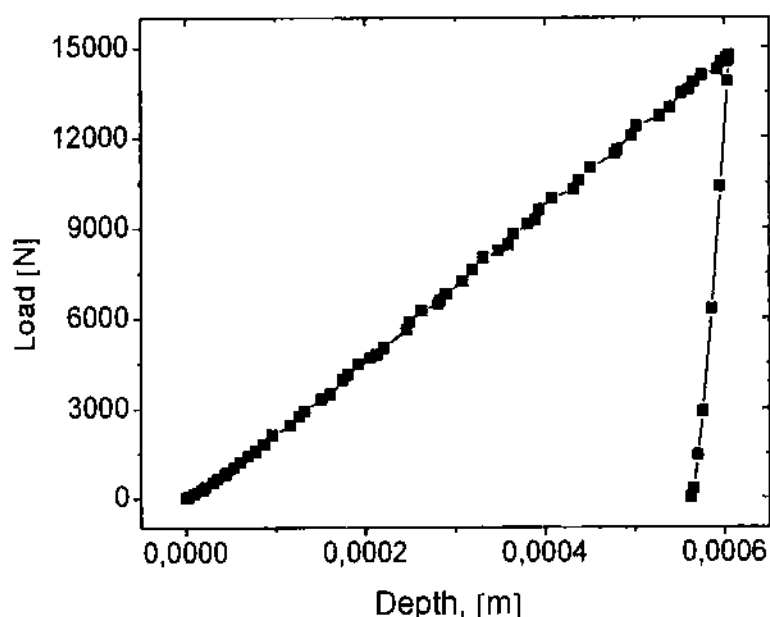


Figura A.3: Gráfico de carga vs. profundidad (P-h), del material sin reforzar.

A.3.2. Resultados para el material compuesto

La Figura A.4 muestra el esquema de los perfiles de la impronta observados en las condiciones de carga y descarga las cuales fueron obtenidas como un resultado de las simulaciones. Las dimensiones empeladas en el análisis están explicadas en la lista de símbolos.

El radio de impresión es determinado por el punto más alejado desde el eje central del indentador sobre el material simulado el cual está en contacto con el indentador al momento de aplicación de la carga máxima, marcado con A en la Figura A.4. Luego que el indentador es retirado, el punto A se mueve a la posición A' y este punto es registrado como el radio de la impronta en descarga.

La profundidad de la impronta es tomada como la distancia recorrida por el indentador desde la posición inicial, $z = 0$, a la posición de carga máxima, ver la Figura A.4.

Los desplazamientos del refuerzo en las posiciones cargada y descargada son registrados como las medidas directas del desplazamiento de la parte superior de la superficie de la partícula, con respecto a su posición inicial en cada condición, ver la Figura A.4.

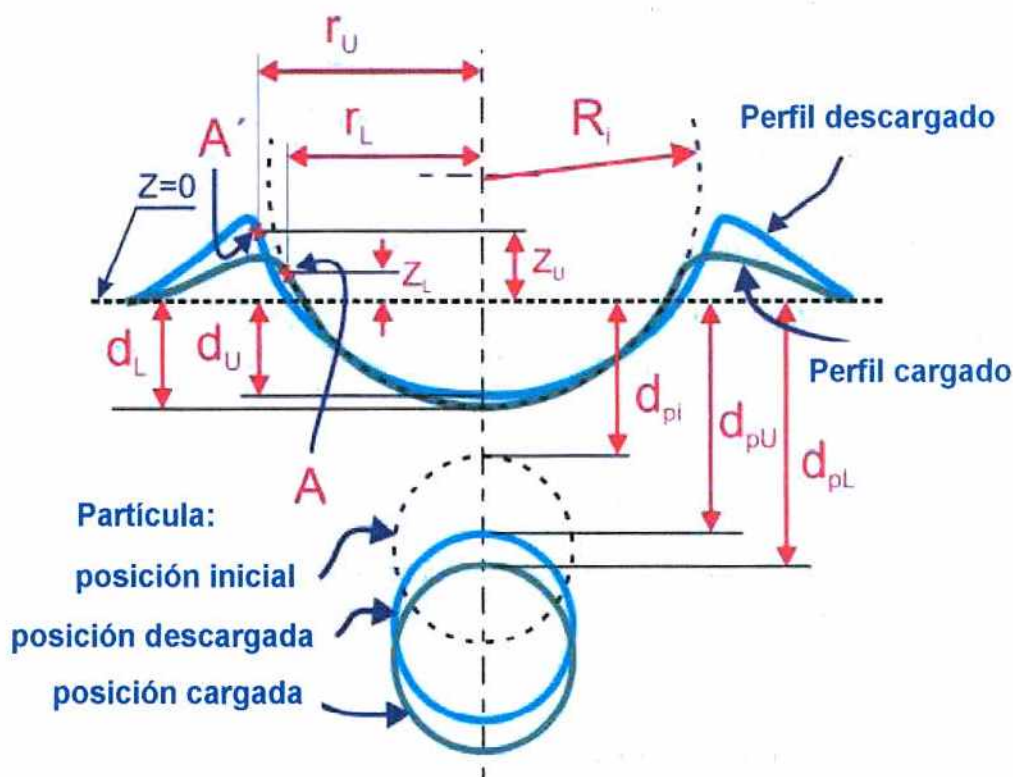


Figura A.4: Esquema de los perfiles de la impronta resultado de las simulaciones y los diferentes parámetros usados en el texto, y definidos en la lista de símbolos de la Tabla A.2.

Los resultados fueron normalizados con el valor de los mismos parámetros bajo las mismas condiciones de modelado obtenidas para la aleación de aluminio. Además, ambas, la profundidad de la partícula de refuerzo y el radio fueron parametrizados con el radio del indentador. Los valores parametrizados se detallan a continuación:

Radio de la impronta a carga máxima, adimensional (r_L')

$$r_L' = \frac{\text{radio de la impronta a carga máxima del material reforzado}}{\text{radio de la impronta a carga máxima del material sin reforzar}}$$

Diferencia entre el radio de la impronta cargada y descargada, adimensional ($\Delta r'$)

$$\Delta r' = \frac{\text{diferencia entre radio de la impronta descargada y cargada, del material reforzado}}{\text{diferencia entre radio de la impronta descargada y cargada, del material sin reforzar}}$$

Profundidad de la Impronta, adimensional (d_L')

$$d_L' = \frac{\text{profundidad de la impronta, del material reforzado}}{\text{profundidad de la impronta, del material sin reforzar}}$$

Dureza Meyer relativa (HM_{rel}')

$$HM_{rel}' = \frac{\text{Dureza Meyer del material reforzado}}{\text{Dureza Meyer del material sin reforzar}}$$

Dureza Oliver-Pharr relativa (HOP_{rel}')

$$HOP_{rel}' = \frac{\text{Dureza Oliver_Pharr del material reforzado}}{\text{Dureza Oliver_Pharr del material sin reforzar}}$$

Profundidad inicial de la partícula, adimensional (d_{pi}')

$$d_{pi}' = \frac{\text{profundidad inicial de la partícula}}{\text{radio del indentador}}$$

Radio de la partícula, adimensional (r_p')

$$r_p' = \frac{\text{radio de la partícula}}{\text{radio del indentador}}$$

Tabla A.2: Lista de símbolos

BH	Dureza Brinell
d_L	Profundidad de la impronta a carga máxima
d_{pi}	Profundidad inicial de la partícula
d_{pL}	Profundidad de la partícula a carga máxima
d_{pU}	Profundidad de la partícula luego de la descarga
d_U	Profundidad de la impronta luego de la descarga
h	Profundidad genérica
K	Constante de proporcionalidad
MH	Dureza Meyer
n	Exponente de endurecimiento por deformación
P	Carga
Ri	Radio del indentador
r	Radio de la improntas
r_L	Radio de la impronta a carga máxima
r_p	Radio de la partícula
r_U	Radio de la partícula luego de la descarga
z_L	Desplazamiento vertical del borde de la impronta a la carga máxima
z_U	Desplazamiento vertical del borde de la impronta luego de la descarga
ε	Deformación
σ	Tensión
σ_{max}	Resistencia a la tracción
'	Valores adimensionalizados o normalizados

En la Figura A.5.a el diámetro normalizado de la impronta en la condición cargada es representada como una función de la profundidad de la partícula también en valores adimensionales para diferentes radios de partículas.

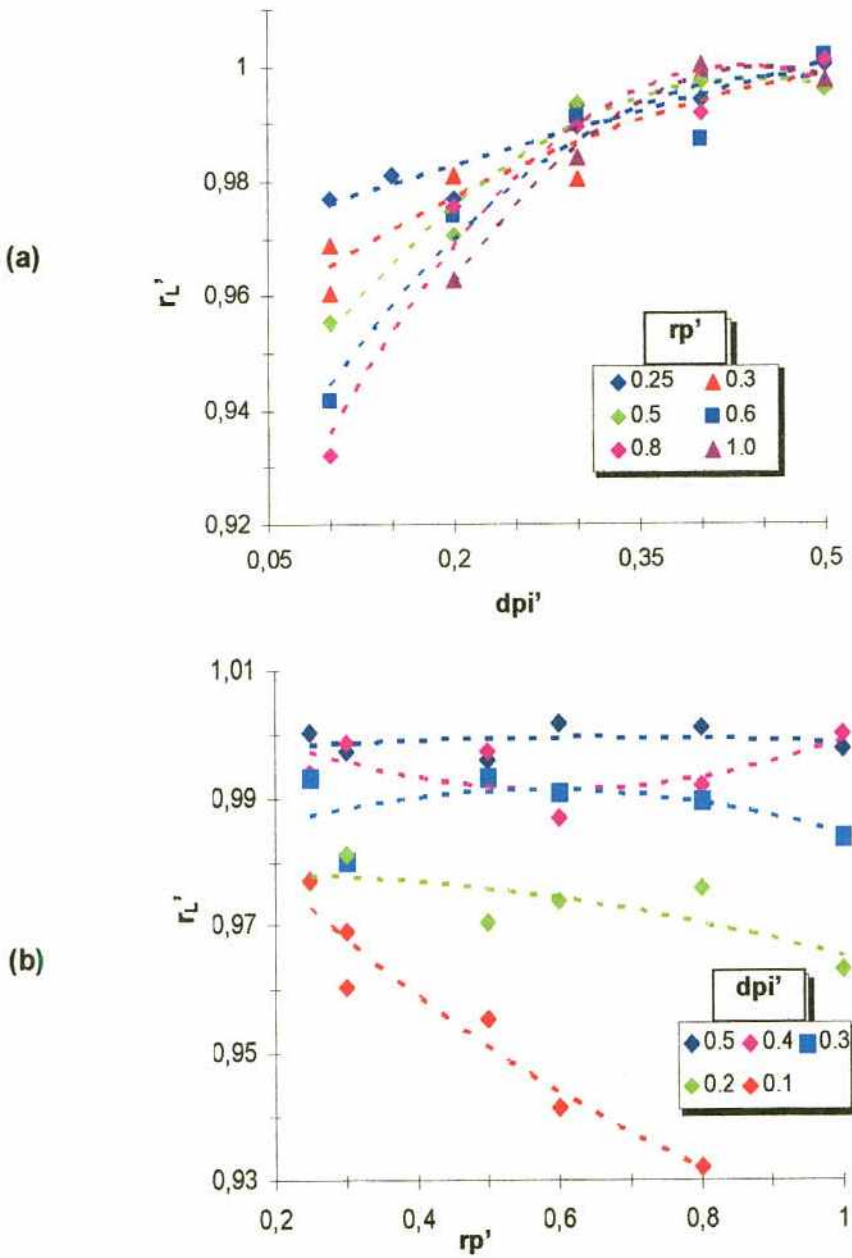


Figura A.5: Radio de la impronta normalizado de los materiales compuestos a la carga máxima, (a) como una función de la profundidad normalizada de la partícula para diferentes radios de partícula normalizada; y (b) como función del radio de partícula normalizados para diferentes profundidades de partícula.

En la Figura A.5.a se observa que todos los diámetros de las improntas son menores que uno y que el valor tiende a uno cuando se incrementa la profundidad de la partícula, esto es, el valor de la impronta del material compuesto se va acercando al valor de la impronta del material sin reforzar. Este comportamiento se mantiene para todos los tamaños de partículas. Por el otro lado, para menores profundidades de

partículas el diámetro de la impronta disminuye cuando el tamaño de la partícula aumenta.

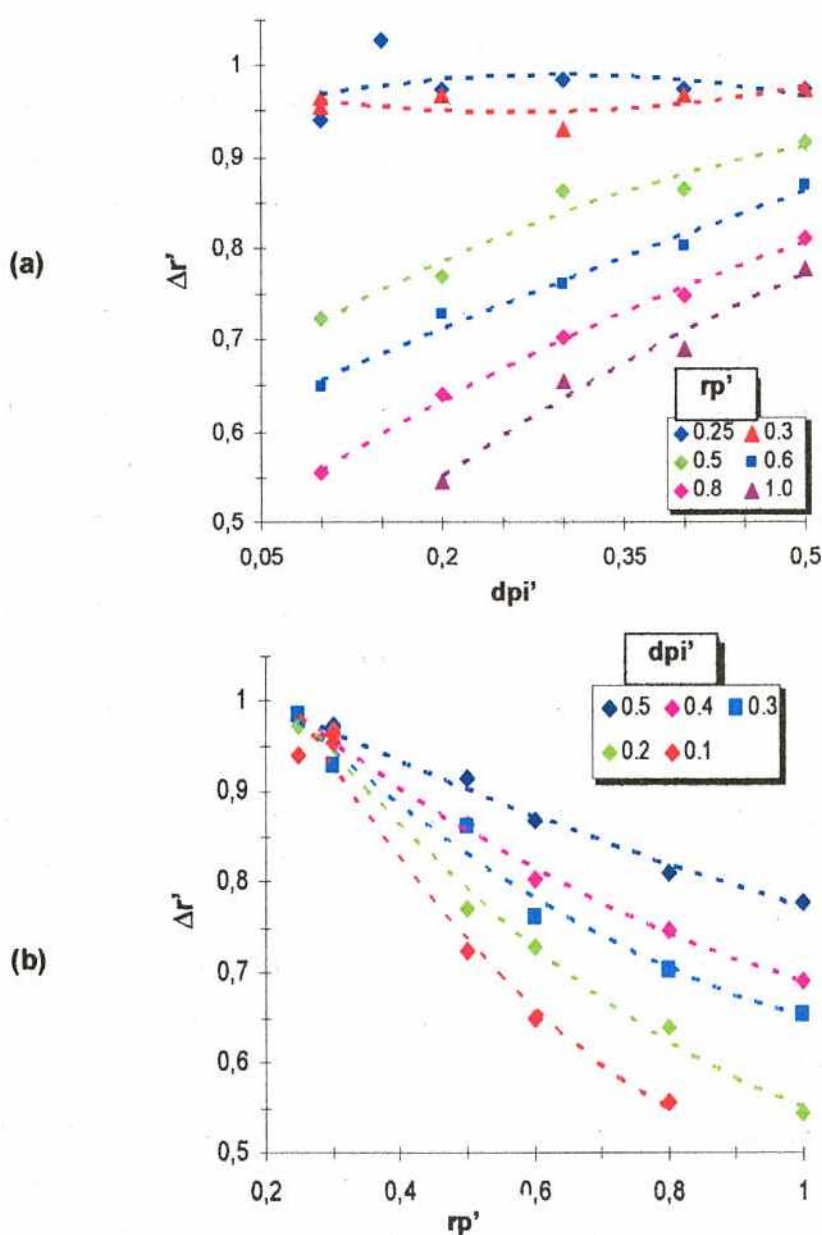


Figura A.6: Recuperación elástica de la indentación calculada como la diferencia entre el radio de la impronta descargada y cargada, (a) como función de la profundidad de la partícula para diferentes radios de partícula y (b) como función del radio de la partícula para diferentes profundidades de partículas.

En la figura A.5.b el radio de la impronta es representado como una función del radio de la partícula para diferentes profundidades de partícula. Se observa que el efecto del radio de la partícula sobre el diámetro de la impronta es más pronunciado para la partícula menos profunda ($dpi/Ri = 0,1$) y el efecto es menos pronunciado

cuando la profundidad de la partícula aumenta, para profundidades relativas mayores a 0,4 el efecto del radio de la partícula es insignificante.

La diferencia entre el diámetro de las improntas cargada y descargada es una forma de caracterizar el grado de recuperación elástica luego de la indentación. Este parámetro es graficado en la Figura A.6, normalizado por la misma diferencia obtenida para la aleación de aluminio bajo las mismas condiciones de ensayo, versus la profundidad de la partícula adimensionalizada con el radio del indentador en la Figura A.6.a y versus el radio de la partícula adimensionalizado por el radio del indentador en la Figura A.6.b. En la Figura A.6.a la recuperación elástica es presentada para diferentes radios de partículas y se observa que la recuperación es siempre menor que uno, con una fuerte dependencia de la profundidad de la partícula cuando el radio de la partícula aumenta. Para partículas pequeñas de radio menor a 0,3 el efecto es despreciable, sin embargo en todos los casos, cuando la profundidad tiende a infinito la recuperación elástica tiende a uno, como se espera. La representación complementaria en la Figura A.6.b muestra una fuerte dependencia sobre el radio de la partícula para todas las profundidades de partículas. Además, en todos los casos cuando el radio de la partícula tiende a cero la recuperación tiende a uno muy rápidamente con una ligera no linealidad cuando se compara con el efecto del radio de la partícula el cual es lineal. La recuperación elástica de la impronta en la posición descargada no es uniforme como es usualmente considerado en la literatura sino que es asimétrica, produciendo una reducción en la profundidad de la impronta por elevación del fondo y una expansión del borde de la impronta, como puede ser observado en la Figura A.4.

La profundidad de la impronta en la posición cargada como una función de la profundidad y el radio de la partícula se muestra en la Figura A.7.a y b, respectivamente; en la Figura A.7.a para diferentes profundidades de partícula y en la Figura A.7.b para diferentes radios de partículas. En ambas figuras se observa que en todos los casos la profundidad es siempre menor que uno, mostrando que la impronta en el material reforzado es menos profunda que en la matriz pura. En ambas figuras el comportamiento es similar al observado con los parámetros anteriores, esto es, un mayor efecto para las partículas menos profundas y también para los refuerzos más grandes. La Figura A.7.a muestra el efecto despreciable de la profundidad de la partícula sobre la profundidad de la impronta para partículas de tamaño relativo menor a 0,25. Sin embargo, lo que es claro y diferente en el comportamiento de la profundidad de la impronta mostrado aquí, es la fuerte no-

linealidad con respecto a la profundidad y el radio de la partícula. En cada caso la pendiente aumenta cuando la pendiente y el radio disminuyen.

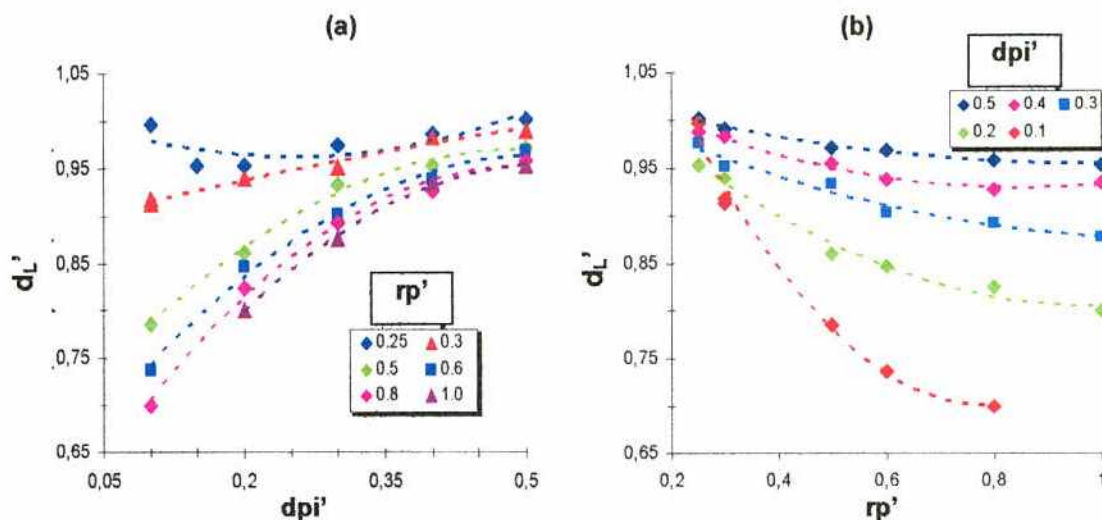


Figura A.7: Profundidad de la impronta, (a) como función de la profundidad de la partícula para diferentes radios de partícula; y (b) como una función del radio de la partícula para diferentes profundidades de partículas.

A.3.3. Efecto del refuerzo sobre el número de dureza

Los números de dureza Meyer de los materiales compuestos obtenido con los resultados del modelo son presentados en la Figura A.8. Los números se expresan como valores relativos con respecto al número correspondiente al material de la matriz bajo las mismas condiciones de ensayo. En la Figura A.8.a y b los valores de dureza son graficados en función de la profundidad de la partícula para diferentes radios de partícula, y como una función del radio de partícula para diferentes profundidades. Nuevamente estos parámetros son normalizados con el radio del indentador.

En la Figura A.8.a se observa que la dureza aumenta cuando la profundidad disminuye, la cual para las partículas poco profundas es tan alta como el 15% de la dureza del material sin reforzar.

Usando la técnica propuesta por Oliver y Pharr el incremento en la dureza del material compuesto puede ser tan alto como el 74 % con respecto al material si

reforzar, como puede ser observado en la Figura A.9. Es necesario mencionar que con la técnica propuesta, la dureza para el material sin reforzar es 1,24 veces mayor que la obtenida directamente por observación directa del diámetro de la impronta.

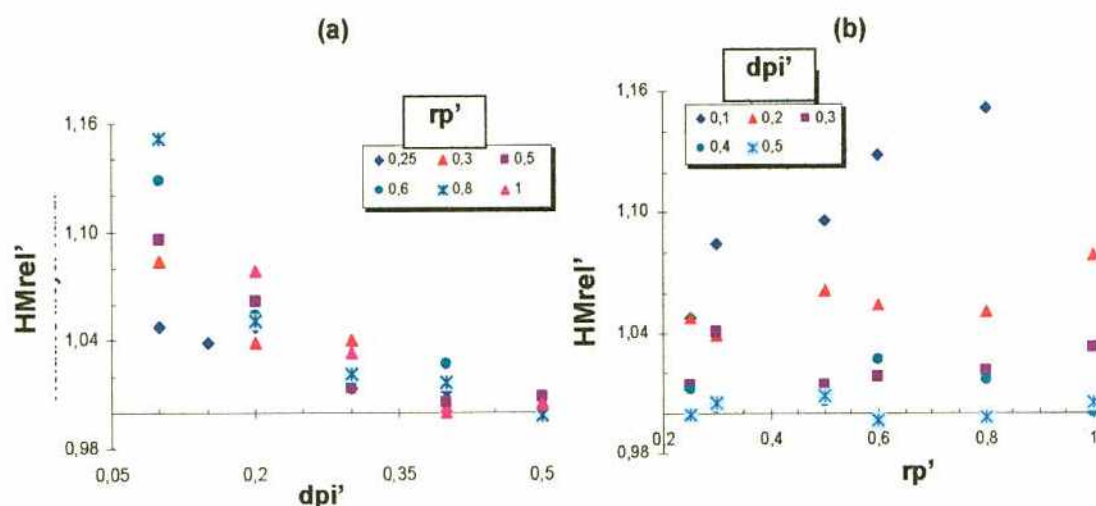


Figura A.8: Dureza Meyer del material reforzado normalizado respecto al material sin reforzar, (a) como una función de la profundidad de la partícula para diferentes radios de partículas, y (b) como una función del radio de partícula para diferentes profundidades de partículas.

Con el propósito de establecer los factores conducentes a esta gran sobreestimación, el flujo de material debido al proceso de indentación es analizado. Un indicativo de la magnitud del flujo es dado por el desplazamiento hacia arriba de los bordes de la impronta, su magnitud es representada en la Figura A.10.a y b como función de la profundidad y del radio de la partícula, respectivamente. En la Figura A.10.a se observa que para radios de partículas mayores a 0,5 el flujo es mayor que para el material sin reforzar y que la cantidad de flujo es mayor cuando la profundidad disminuye. El efecto de las partículas menos profundas es claramente observado en la Figura A.10.b para una profundidad de 0,2 y 0,1 donde el desplazamiento es dos veces la cantidad correspondiente al material sin reforzar. Este resultado está indicando que cuando las partículas son más grandes y menos profundas son más capaces de soportar la carga aplicada por el indentador.

Esta suposición es confirmada por los resultados mostrados en la Figura A.11, en la cual se representa el desplazamiento hacia abajo de la partícula debido a la indentación como una función del radio de la partícula para diferentes profundidades de partícula. El desplazamiento hacia abajo es dado como la relación entre la profundidad final dividida por la profundidad inicial. La primera observación es que todas las curvas para las diferentes profundidades de partículas convergen a uno cuando el radio de partícula converge a uno, esto es, cuando los tamaños de la partícula y del indentador son similares, el indentador no desplaza la partícula durante la indentación. Por otro lado, cuando el radio de la partícula disminuye el desplazamiento de la partícula aumenta con una dependencia más pronunciada para las partículas menos profundas. En resumen, partículas grandes y menos profundas no son desplazadas de su posición inicial, soportando la carga del indentador, y produciendo mayor cantidad de flujo de material de la matriz con el resultado de un mayor ascenso de los bordes de la impronta.

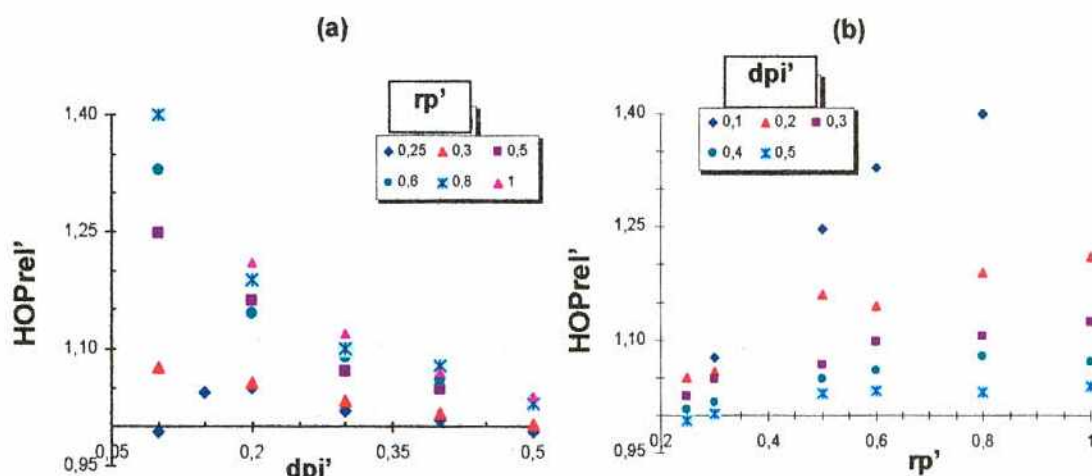


Figura A.9: Dureza del material compuesto calculada con el método de Oliver y Pharr normalizada con el valor del material sin reforzar, (a) como función de la profundidad de la partícula para diferentes radios de partícula, y (b) como función de radio de partícula para diferentes profundidades.

El ascenso del material del borde de la impronta puede causar discrepancias en los cálculos de dureza, por ejemplo, la calculada con la técnica de Oliver y Pharr, la cual no tiene en cuenta el desplazamiento del material hacia la superficie [22,28].

En resumen, los resultados reportados aquí indican un importante efecto de la presencia del refuerzo en las medidas de dureza. Para una matriz dúctil conteniendo partículas en la subsuperficie se obtiene una sobreestimación del 15 %, aprox., en el número de dureza si es determinado mediante observación visual. En el caso de un proceso de indentación realizado en un instrumento automático que utiliza la técnica de Oliver y Pharr, la sobre estimación puede ser de hasta el 74% debido a la presencia de una partículas la cual actúa como un sustrato duro incrementando el ascenso del borde de la impronta y distorsionando el valor de la dureza.

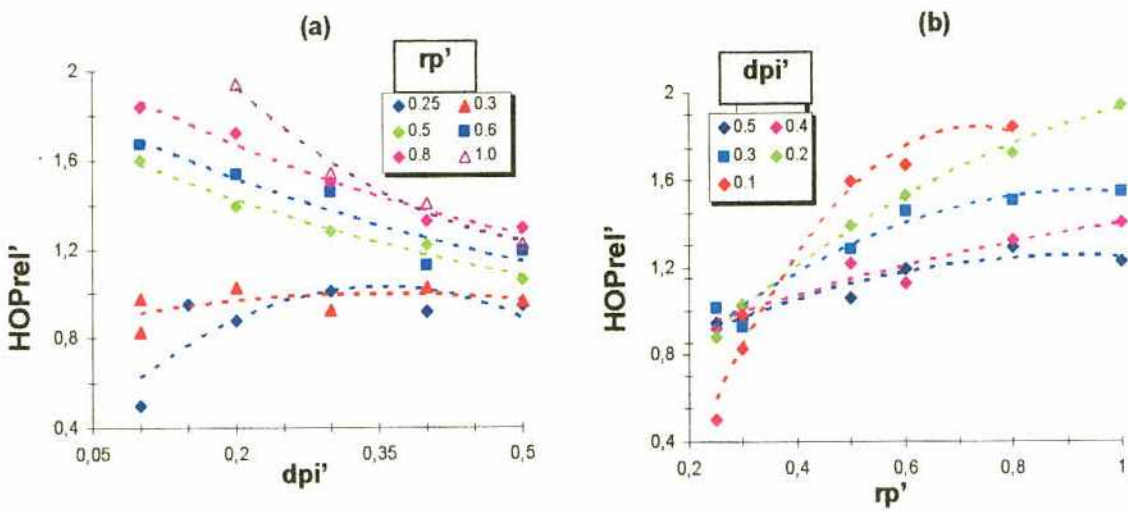


Figura A.10: Desplazamiento vertical de los bordes de la impronta en la condición de carga máxima, normalizada con el valor del material sin reforzar, (a) como función de la profundidad de la partícula para diferentes radios de partícula, y (b) como función del radio de la partícula para diferentes profundidades.

Estas observaciones y las condiciones de modelado aplicadas para el proceso de indentación indican la conveniencia de utilizar improntas de tamaños al menos dos veces más grandes que el tamaño de las partículas las cuales dan un error aceptable del 5 % en las medidas, en los casos de determinaciones visuales o indentación instrumentada. En todos los casos para obtener valores razonables la profundidad de la partícula debe ser 0,2 veces mayor que el diámetro de la impronta, de otro modo los resultados obtenidos deben ser cuidadosamente utilizados.

A.4. Conclusiones

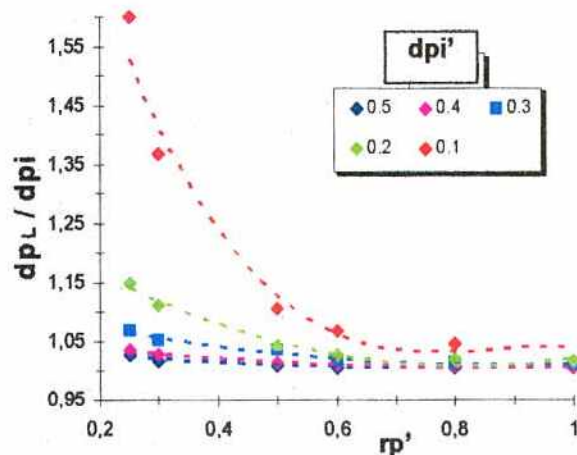


Figura A.11: Hundimiento del refuerzo profundidad final sobre la profundidad inicial, como función del radio de la partícula

El efecto de la profundidad y del tamaño de los refuerzos en un material compuesto de matriz metálica sobre las medidas de microdureza fue estudiado usando modelado numérico. El radio de la partícula comprendió de 0,25 a 1 veces el tamaño del indentador, y un radio de impronta 0,5 veces el radio del indentador. Un resumen de los resultados más significativos basados en los resultados del modelo incluye:

1. Las medidas de dureza pueden ser sobreestimadas de 15 a un 74% dependiendo del método empleado, inspección visual o el método de Oliver y Pharr, respectivamente;
2. La configuración de medida ideal es aquella en la cual el diámetro es al menos dos veces el diámetro del refuerzo, dando un error máximo del 5%.
3. Partículas grandes y menos profundas no son desplazadas por el indentador bajo las condiciones de modelado y resultan en un gran flujo de material entre el indentador y la partícula. La capacidad de soportar la carga es directamente relacionada al tamaño de la partícula e inversamente a la profundidad.
4. La gran cantidad de flujo de material en el caso mencionado arriba produce una elevación del borde de la impronta, el cual influye en el diámetro y profundidad de la misma e induce medidas incorrectas para determinar la dureza.

Referencias del Anexo A

- 1.- M. Drissi-Habti, K. Nakano, *Local mechanical characterisation and modelling of the interfacial behaviour in Hi-Nicalon/BN/ α -Si₃N₄ ceramic matrix composites by way of instrumented microindentation tests*, J. Eur. Ceram. Soc. 18 (1998) 1845-1855.
- 2.- M.R. Van Landingham, *Review of instrumented indentation*, J. Res. Natl. Inst. Stand. Technol. 108 (2003) 249-265.
- 3.- O. Yoldas, T. Akova, H. Uysal, *Influence of different indentation load and dwell time on Knoop microhardness tests for composite materials*, Polym. Test. 23(3) (2004) 343-346.
- 4.- E.R. Olivas, J.G. Swadener, Y.-L. Shen, *Nanoindentation measurement of surface residual stresses in particle-reinforced metal matrix composites*, Scripta Materialia 54 (2006) 263-268.
- 5.- J. Zhang, A.T. Alpas, *Delamination wear in ductile materials containing second phase particles*, Mat. Sci. Eng. A 160 (1993) 25-35.
- 6.- H.C. How, T.N. Baker, *Characterisation of sliding friction-induced subsurface deformation of Saffil-reinforced AA6061 composites*, Wear 232 (1999) 106-115.
- 7.- K.A. Khor, Y.W. Gu, D. Pan, P. Cheang, *Microstructure and mechanical properties of plasma sprayed HA/YSZ/Ti-6Al-4V composite coatings*, Biomaterials 25 (2004) 4009-4017.
- 8.- M.R. Rosenberger, E. Forlerer, C.E. Schvezov, *Wear of different aluminum matrix composites under conditions that generate a mechanically mixed layer*, Wear 259(1-6) (2005) 590-601.
- 9.- T. Christman, A. Needleman, S. Suresh, *An experimental and numerical study of deformation in metal-ceramic composites*, Acta Metall. 37 (1989) 3029-3050.
- 10.- Y. Wu, E.J. Lavermia, *Strengthening behavior of particulate reinforced MMCs*, Scripta Metall. Mater. 27 (1992) 173-178.
- 11.- R.M. Aikin Jr., *The mechanical properties of in-situ composites*, J. Metals, 49(8) (1997) 35-39.
- 12.- Z. Jiang, G. Li, J. Lian, X. Ding, J. Sun, *Composites. Elastic-plastic stress transfer in short fibre-reinforced metal-matrix composites*, Sci. Tech. 64 (2004) 1661-1670.
- 13.- M. Mondali, A. Abedian, S. Adibnazari, *FEM study of the second stage creep behavior of Al6061/SiC metal matrix composite*, Computational Mat. Sci. 34 (2005) 140-150.
- 14.- C. Cayron, *TEM study of interfacial reactions and precipitation mechanisms in Al₂O₃ short fiber or high volume fraction SiC particle reinforced Al-4Cu-1Mg-0.5Ag squeeze-cast composites*, Thesis of Doctorado n° 2246, Escuela Politecnica Federal de Lausanne, Lausanne. Francia. (2000).
- 15.- J. Rosler, *Back-stress calculation for dislocation climb past non-interacting particles*, Mat. Sci. Eng. A 339 (2003) 334-339.
- 16.- Y. Tirupataiah, G. Sundararajan, *On the constraint factor associated with the indentation of work-hardening materials with a spherical ball*, Metall. Trans. A 22 (1991) 2375-2384.
- 17.- D. Tabor, *Indentation hardness: Fifty years on a personal view*, Phil. Mag. A, 74(5) (1996) 1207-1212.
- 18.- A. E. Giannakopoulos, S. Suresh, *Determination of elastoplastic properties by instrumented sharp indentation*, Scrip. Mater. 40(10) (1999) 1191-1198.
- 19.- Y.-T. Cheng, C.-M. Cheng, *What is indentation hardness?*, Surf. Coat. Tech. 133-134 (2000) 417-424.

- 20.- J. Alcala, A.C. Barone, M. Anglada, *The influence of plastic hardening on surface deformation modes around Vickers and spherical indents*, Acta Materialia, 48(13) (2000) 3451-3464.
- 21.- S. Kucharski, Z. Mroz, *Identification of plastic hardening parameters of metals from spherical indentation tests*, Mat. Sci. Eng. A 318 (2001) 65-76.
- 22.- Y.-T. Cheng, C.-M. Cheng, *Scaling, dimensional analysis, and indentation measurements*, Mat. Sci. Eng. R 44 (2004) 91-149.
- 23.- D. Tabor, *Hardness of Metals*, Clarendon Press, Oxford, 1951.
- 24.- W.C. Oliver, G.M. Pharr, *Improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments*, J. Mater. Res. 7(6) (1992) 1564-1580.
- 25.- J.L. Bucaille, A. Rossoll, B. Moser, S. Stauss, J. Michier, *Determination of the matrix in situ flow stress of a continuous fibre reinforced metal matrix composite using instrumented indentation*, Mat. Sci. Eng. A369 (2004) 82-92.
- 26.- K.M. Mussert, W.P. Vellinga, A. Bakker, S. Van Der Zwaag, *A nano-indentation study on the mechanical behaviour of the matrix material in an AA6061 - Al₂O₃ MMC*, J. Mater. Sci. 37(4) (2002) 789-794.
- 27.- X. Chen, J.J. Vlassak, *Numerical study on the measurement of thin film mechanical properties by means of nanoindentation*, J. Mat. Res. 16(10) (2001) 2974-2982.
- 28.- G.M. Pharr, *Mat. Measurement of mechanical properties by ultra-low load indentation*, Sci. Eng A253 (1998) 151-159.
- 29.- H.S. Kim, M.B. Bush, Y. Estrin, *A phase mixture model of a particle reinforced composite with fine microstructure*, Mat. Sci. Eng. A 276 (2000) 175-185.
- 30.- Y.-L. Shen, J.J. Williams, G. Piotrowski, N. Chawla, Y.L. Guo, *Correlation between tensile and indentation behavior of particle-reinforced metal matrix composites: an experimental and numerical study*, Acta Mater. 49 (2001) 3219-3229.
- 31.- M. Zidi, L. Carpentier, A. Chateauminois, F. Sidoroff, *Quantitative analysis of the micro-indentation behaviour of fibre-reinforced composites: development and validation of an analytical model*, Comp. Sci. Tech. 60 (2000) 429-437.
- 32.- Metals Handbook. Desk Edition. H.E. Boyer and T.L. Gall Ed. ASM, Ohio, 1985.
- 33.- H. Yuan, J. Chen, *The role of intrinsic material length scales in micro-indentation simulations*, Comp. Mat. Sci. 25 (2002) 253-263.
- 34.- C. Agelet de Saracibar, M. Chiumenti, *On the numerical modeling of frictional wear phenomena*, Comput. Meth. Appl. Mech. Eng. 177 (1999) 401-426.
- 35.- H.L. Xing, A. Makinouchi, *Three dimensional finite element modeling of thermomechanical frictional contact between finite deformation bodies using R-minimum strategy*, Comput. Methods Appl. Mech. Eng. 191 (2002) 4193-4214.
- 36.- S.C. Chapra, R.P. Canale, *Numerical methods for engineers*, McGraw-Hill, 2002.
- 37.- J.R. Whitehead, *Surface Deformation and Friction of Metals at Light Loads*, Proc. Roy. Soc. A201 (1950) 109-124.
- 38.- MEMS Online Data base: www.memsnet.org/material/siliconcarbidesicbulk/

