



UNIVERSIDADE DA CORUÑA



Escola Politécnica Superior

**TRABAJO FIN DE GRADO
CURSO 2017/2018**

*MEJORA DE LA RESPUESTA FRENTE AL DESGASTE
DE LOS ACEROS UTILIZADOS EN LA FABRICACIÓN
DE LAS MATRICES DE EXTRUSIÓN DE ALUMINIO*

Grado en Ingeniería en Tecnologías Industriales

MIGUEL MARTÍNEZ VILELA

MAYO 2018



UNIVERSIDADE DA CORUÑA



Escola Politécnica Superior

**Trabajo Fin de Grado
CURSO 2017/2018**

***MEJORA DE LA RESPUESTA FRENTE AL DESGASTE
DE LOS ACEROS UTILIZADOS EN LA FABRICACIÓN
DE LAS MATRICES DE EXTRUSIÓN DE ALUMINIO***

Grado en Ingeniería en Tecnologías Industriales

ALUMNO

Miguel Martínez Vilela

TUTORES

Dña. Ana García Díez

D. Ángel Varela Lafuente

FECHA

MAYO 2018

Índice

Agradecimientos	V
Resúmenes	VII
Español	VII
Gallego.....	VII
Inglés	VIII
Italiano.....	VIII
Prólogo	IX
1. Introducción	1
1.1. Antecedentes históricos	1
1.1.1. El Renacimiento. Leonardo Da Vinci	2
1.1.2. 1600-1750. Periodo previo a la Revolución Industrial	4
1.1.3. 1750-1850. La Revolución Industrial	7
1.1.4. 1850-1925. Lubricación	12
1.1.5. 1925-1970. Desgaste	16
1.1.6. Actualidad.....	17
1.2. Tribología.....	18
1.2.1. Fricción	19
1.2.1.1. Fricción de deslizamiento	23
1.2.1.2. Fricción de rozadura	24
1.2.2. Desgaste	25
1.2.2.1. Desgaste adhesivo	26
1.2.2.2. Desgaste abrasivo.....	27
1.2.2.3. Desgaste por fatiga.....	29
1.2.2.4. Desgaste corrosivo	30
1.2.2.5. Desgaste erosivo.....	30
1.2.2.6. Desgaste erosivo por cavitación.....	32
1.2.2.7. Fretting	32
1.2.3. Métodos de ensayo del desgaste.....	33
1.2.3.1. Desgaste adhesivo	33

1.2.3.2. Desgaste abrasivo.....	35
1.2.3.3. Desgaste por erosión.....	39
1.2.3.4. Desgaste erosivo por cavitación.....	40
1.2.3.5. Desgaste por fatiga.....	40
1.2.3.6. Fretting.....	41
1.2.4. Normas ASTM para ensayo del desgaste.....	42
1.2.4.1. ASTM B611: Standard Test Method for Abrasive Wear Resistance of Cemented Carbides.....	42
1.2.4.2. ASTM G32: Standard Test Method for Cavitation Erosion Using Vibratory Apparatus.....	43
1.2.4.3. ASTM G65: Standard Test Method For Measuring Abrasion Using the Dry Sand / Rubber Wheel Apparatus.....	43
1.2.4.4. ASTM G75: Standard Test Method for Determination of Slurry Abrasivity (Miller Number) and Slurry Abrasion Response of Materials (SAR Number).....	44
1.2.4.5. ASTM G76: Standard Test Method for Conducting Erosion Tests by Solid Particle Impingement Using Gas Jets.....	44
1.2.4.6. ASTM G99: Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus.....	44
1.2.4.7. ASTM G105: Standard Test Method for Conducting Wet Sand / Rubber Wheel Abrasion Tests.....	45
1.2.4.8. ASTM G133: Standard Test Method for Linearly Reciprocating Ball-on-Flat Sliding Wear.....	45
1.2.4.9. ASTM G134: Standard Test Method for Erosion of Solid Materials by a Cavitation Liquid Jet.....	46
1.2.5. Influencia de las propiedades de los materiales sobre su comportamiento tribológico....	46
1.2.5.1. Propiedades elásticas de los materiales.....	47
1.2.5.2. Propiedades de deformación plástica de los materiales.....	49
1.2.5.3. Reactividad química de las superficies.....	51
1.2.5.4. Adsorción superficial.....	51
1.2.5.5. Energía superficial.....	51
1.2.5.6. Compatibilidad.....	53
1.3. Materiales y desgaste. Aceros para herramientas.....	55
1.3.1. Clasificación de los aceros de herramientas.....	56
1.3.1.1. Aceros de herramienta para trabajo en frío.....	57
1.3.1.2. Aceros de herramienta para trabajo en caliente.....	68
1.3.2. Consideraciones complementarias sobre la elección de aceros para herramientas.....	75

2. Procedimiento experimental	77
2.1. Análisis de la composición química	79
2.1.1. Analizador de carbono	79
2.1.2. Espectroscopía de absorción atómica (AAS)	80
2.1.3. Determinación gravimétrica de silicio.....	80
2.2. Tratamientos térmicos	82
2.2.1. Temple.....	83
2.2.2. Revenido.....	84
2.3. Determinación de la dureza	85
2.3.1. Ensayo Brinell	86
2.3.2. Ensayo Vickers.....	88
2.3.3. Ensayo Rockwell.....	89
2.3.4. Aplicaciones de los distintos métodos de ensayo.....	91
2.3.5. Procedimiento experimental empleado	91
2.4. Análisis metalográfico	92
2.5. Determinación de la resistencia al desgaste	94
2.5.1. Pin On Disk	95
2.5.2. Rueda de caucho y arena seca	96
2.5.3. Rueda de caucho y arena húmeda	97
3. Resultados y discusión	99
3.1. Resultados	99
3.1.1. Composición química del acero	99
3.1.1.1. Dievar.....	99
3.1.1.2. Orvar	100
3.1.2. Resultados de dureza	100
3.1.3. Estructura metalográfica.....	101
3.1.3.1. Dievar.....	102
3.1.3.2. Orvar	105
3.1.4. Resultados de desgaste.....	108
3.1.4.1. Pin On Disk.....	108
3.1.4.2. Rueda de caucho con arena seca	109
3.1.4.3. Rueda de caucho con arena húmeda	111
3.2. Discusión.....	124

4. Conclusiones	129
Bibliografía	131
Relación de tablas incluidas en el documento	T-1
Relación de figuras incluidas en el documento	F-1

Agradecimientos

Deseo expresar mi agradecimiento a los profesores D. Ángel Varela Lafuente y Dña. Ana Isabel García Díez, tutores del proyecto, por su inestimable ayuda y apoyo constante.

También me gustaría agradecer la colaboración de Daniel Iglesias Gíao en las tareas de investigación, así como al grupo de Ciencia e Ingeniería de Materiales de la Escuela Politécnica Superior.

Finalmente, agradecer a familiares y amigos, su confianza y su ánimo, especialmente a Carmen Gallego Orero por ser mi apoyo en los momentos más difíciles y haberme ayudado a alcanzar cada uno de los objetivos que me he propuesto en estos años de universidad. Siempre en mi corazón.

GRACIAS A TODOS

Resúmenes

Español

Uno de los principales problemas que se da en la industria del aluminio es el desgaste de la matriz de la prensa de extrusión, ya que es el componente que está sujeto a la influencia térmica más severa y, por tanto, la que recibe más tensiones. Estas tensiones son tanto de origen mecánico como térmico lo que provoca que la vida de la matriz esté limitada.

En este trabajo se pretende hacer un estudio del comportamiento tribológico de dos aceros de la marca Uddeholm, el acero Dievar y el acero Orvar, sometidos a distintos tratamientos térmicos mediante tres tipos de ensayo diferentes recogidos en las normas ASTM: pin on disk, rueda de caucho y arena seca, y rueda de caucho y arena húmeda. El objetivo es observar cómo se comportan las distintas muestras en función de su dureza después de cada tratamiento térmico y compararlas para los tres tipos diferentes de ensayo, buscando saber si los resultados son equivalentes y si alguno presenta ventajas sobre otro.

Gallego

Un dos principais problemas que dase na industria do aluminio é o desgaste da matriz da prensa de extrusión, xa que é o componente que está suxeito á influencia térmica máis severa e, polo tanto, a que recibe máis tensións. Estas tensións son tanto de orixe mecánico coma térmico o que provoca que a vida da matriz sexa limitada.

Neste traballo preténdese facer un estudio do comportamento tribolóxico de dous aceiros da marca Uddeholm, o aceiro Dievar e o aceiro Orvar, sometidos a distintos tratamentos térmicos mediante tres tipos de ensaios diferentes recollidos nas normas ASTM: pin on disk, roda de caucho e area seca, e roda de caucho e area húmida. O obxectivo é observar como compórtanse as distintas mostras en función da súa dureza despois de cada tratamento térmico e comparalas para os tres tipos diferentes de ensaio, buscando saber se os resultados son equivalentes e se algún presenta ventaxas sobre outro.

Inglés

One of the main problems in the aluminium industry is the wearing of the matrix of the extrusion press, because that is the component subject to the most severe thermal influence and therefore the one that gets more tension. Those tensions are both mechanical and thermal which limits the lifetime of the matrix.

This work studies that tribology behaviour of two types of steel from the Uddeholm brand, the Dievar steel and the Orvar steel, under different thermal treatments using three types of tests from the ASTM standards: pin on disk, rubber wheel and dry sand, and rubber wheel and wet sand. The objective is to observe how the different samples behave based on their hardness after each thermal treatment and compare them for the three types of tests, checking whether they are equivalent or whether one is more advantageous than the others.

Italiano

Uno dei principali problemi dell'industria dell'alluminio è il logoramento della matrice della pressa di estrusione, dal momento che è il componente soggetto alle temperature più severe e perciò riceve più tensioni. Tali tensioni sono sia di origine meccanica sia termica, provocando che la vita della matrice sia limitata.

In questo lavoro si pretende proporre uno studio del comportamento tribologico di due tipi di acciaio di marca Uddeholm, l'acciaio Dievar e l'acciaio Orvar, sottomessi a differenti trattamenti termici attraverso tre tipi di prova distinte, riprese nelle norme ASTM: pin on disk, pneumatico e sabbia asciutta, e pneumatico e sabbia umida. L'obiettivo è osservare come si comportano i differenti campioni in funzione della propria durezza dopo ogni trattamento termico e compararle per i tre tipi differenti di prove, cercando di capire se i risultati sono equivalenti e se qualcuno presenta dei vantaggi sugli altri.

Prólogo

El aluminio es un elemento químico de símbolo Al. Se trata de un metal no ferroso, siendo el tercer elemento más común encontrado en la corteza terrestre. Los compuestos de aluminio forman el 8% de la corteza terrestre. En estado natural se encuentra en muchos silicatos, como metal se extrae del mineral conocido como Bauxita.

El proceso ordinario de obtención de este metal consta de dos etapas: una primera etapa para la obtención de alúmina mediante el proceso Bayer a partir de la Bauxita y, una segunda etapa de electrolisis de este óxido para obtener aluminio.

El aluminio ofrece una excelente combinación de propiedades como son una alta resistencia y un bajo peso, una óptima conductividad eléctrica y térmica, una excelente maleabilidad, una alta resistencia a la corrosión y un acabado superficial atractivo que, añadido a su bajo coste de reciclado y su dilatada vida útil, permite su uso en toda clase de diseños y aplicaciones de productos.

La extrusión es el proceso que permite transformar este metal en productos útiles para la industria, permitiendo adaptar el aluminio a prácticamente todas las industrias, productos y entornos: arquitectura, automoción, la industria naval y aeronáutica, electrónica, electrodomésticos, material deportivo, mobiliario, etc. En esencia, la extrusión consiste en hacer pasar el aluminio precalentado a alta presión a través de una matriz cuya abertura corresponde a la sección transversal del perfil de extrusión. Así pues, los elementos básicos de la extrusión son: el metal, la matriz, la prensa con sus equipos auxiliares y los parámetros de extrusión.

El aluminio ya aleado y destinado a la extrusión (serie 1000 Aluminio, serie 6000 Aluminio-Magnesio-Silicio y serie 7000 Aluminio-Zinc-Magnesio) es conformando en grandes lingotes cilíndricos denominados tochos que se fabrican mediante fundición y cuyo diámetro más común fluctúa entre 150 y 300mm y una longitud de 6m. Estos tochos son cortados en fábrica a una determinada medida con el fin de optimizar su uso en cada momento.

En cuanto a la matriz, se puede diferenciar entre matrices para perfiles macizos o matrices para perfiles huecos. Las matrices para perfiles macizos consisten en una placa plana que forma la figura externa del perfil. Las matrices para perfiles huecos se componen de dos partes, aquella en la que el aluminio fluye a través de aberturas y luego se vuelve a soldar mientras fluye sobre el mandril durante el prensado, y la otra parte, crea la superficie externa del perfil.

Las matrices están hechas de acero resistente a altas temperaturas y la abertura de la matriz se realiza mediante electroerosión en máquinas controladas por ordenador. Durante la vida útil de la matriz es necesario retocarla y corregirla, por ello es necesario un buen tratamiento térmico y superficial para prolongar tanto la vida útil de la herramienta como el tiempo entre mantenimientos.

El objetivo general de este proyecto es la mejora frente al desgaste de los aceros utilizados para la fabricación de estas matrices de extrusión de aluminio con el fin de prolongar la vida útil de la pieza. Para ello partimos de dos aceros de la marca sueca Uddeholm, denominados Orvar y Dievar, en los cuales estudiaremos las propiedades mecánicas y tribológicas del material tanto en estado original como sometida a diferentes tratamientos térmicos con el fin de mejorar la respuesta de estos aceros para herramientas y determinar el estado que ofrece un mejor comportamiento global.

La presente memoria se ha estructurado en cuatro capítulos. El primero de ellos es una introducción donde se hace un repaso a la historia de la tribología, destacando los hechos y las tendencias más relevantes en cada época. A continuación, se exponen los fundamentos de la fricción y del desgaste y las teorías actuales relacionadas con estos dos fenómenos. En este capítulo se ha pretendido también hacer una guía de los diferentes procedimientos de ensayo de desgaste, así como una recopilación de las normas que los regulan. Para finalizar el capítulo, se resaltan algunas de las propiedades de los materiales que más influyen en el comportamiento frente al desgaste de los mismos, haciendo hincapié en los aceros para herramientas.

En el segundo capítulo se exponen los métodos y los medios empleados para el ensayo de los aceros Orvar y Dievar. Dentro de este apartado se incluye tanto el proceso de obtención de las propiedades mecánicas como de los tratamientos térmicos, el análisis metalográfico y la determinación de la resistencia a la abrasión.

En el siguiente capítulo se exponen los resultados obtenidos de los ensayos de desgaste de las muestras de acero con diferentes estados estructurales obteniendo para todos ellos el valor de resistencia al desgaste correspondiente. De igual forma se incluyen las fotomicrografías resultantes del análisis metalográfico, así como el valor de dureza obtenido.

Finalmente, en el capítulo cuarto se extraen de los datos obtenidos en el capítulo anterior las conclusiones del trabajo realizado.

Capítulo 1

Introducción

1.1. Antecedentes históricos

La palabra tribología está formada por los términos procedentes del griego, *tribo-*, cuyo significado es “frote o rozamiento” y *-logía* que significa “estudio, tratado o ciencia”, por lo que la definición literal de la palabra tribología es “ciencia del rozamiento”.

El concepto de tribología fue enunciado por primera vez en 1966 por el Profesor H. Peter Jost en un informe del Departamento de Educación y Ciencia del Reino Unido¹. En él se definía la tribología como “ciencia y tecnología de superficies en movimiento relativo interactuando entre sí y de los temas y prácticas relacionados”.

Según la definición dada por el Profesor H. Peter Jost, el concepto de tribología abarca tanto la fricción como el desgaste y la lubricación, por lo que se revela como una ciencia interdisciplinar que engloba partes de otras muchas materias, entre las que se encuentran la física, química, mecánica de fluidos, ciencia y resistencia de materiales...

La Real Academia Española introdujo el término en el diccionario de la lengua española, definiéndolo como “técnica que estudia el rozamiento entre los cuerpos sólidos, con el fin de producir mejor deslizamiento y menor desgaste de ellos”.

Aunque el término tribología es relativamente reciente, no ocurre lo mismo con los temas de estudio a los que hace referencia. El interés por la fricción y sus consecuencias se remonta al inicio de la historia. En este capítulo se hará un resumen de los principales estudios y avances relacionados con el campo tribológico, dividiendo la historia en una serie de periodos²:

1. El Renacimiento. Leonardo da Vinci
2. 1600-1750. Periodo previo a la Revolución Industrial
3. 1750-1850. La Revolución Industrial
4. 1850-1925. Lubricación
5. 1925-1970. Desgaste
6. Actualidad

¹ Jost H.P., Jost report, Department of Education and Science, 1966.

² Dowson D., History of tribology, Professional Engineering Publishing, London, 1998.

1.1.1. El renacimiento. Leonardo Da Vinci

Antes del Renacimiento los datos que se conocen con respecto a la tribología se obtuvieron en función de los descubrimientos y aportaciones que existen dentro del campo de la arqueología. Durante el periodo comprendido entre 1450 y 1600, correspondiente al Renacimiento, es cuando se comienza a escribir sobre el tema, siendo los primeros testimonios escritos de esta época.

La contribución más destacable en este periodo en el campo de la tribología se debe a Leonardo da Vinci, quién, además de su trabajo como artista, realizó una importante labor en el campo científico. A pesar de su destacado trabajo en este campo, sus descubrimientos no fueron conocidos hasta varios siglos después, puesto que durante mucho tiempo su trabajo permaneció perdido.

La mayor parte del trabajo de Leonardo da Vinci en el tema de la tribología se encuentra recogido en el "Codex Atlanticus", que se publicó a finales del siglo XIX, y en los manuscritos encontrados en Madrid en 1967 ("Codex Madrid I y II")³.

En la figura 1 se muestra una reproducción del "Codex Atlanticus" y del "Codex Arendel", donde se demuestra que Leonardo da Vinci midió las fuerzas de fricción entre dos superficies, así como la influencia del área de contacto aparente en esas fuerzas (figuras 1a y 1b respectivamente). Además, en la figura 1c y 1d se aprecia cómo se dispone un peso en una polea para observar la fricción de un cuerpo sobre una superficie horizontal y la existente en el caso de un rodillo y medio cojinete.

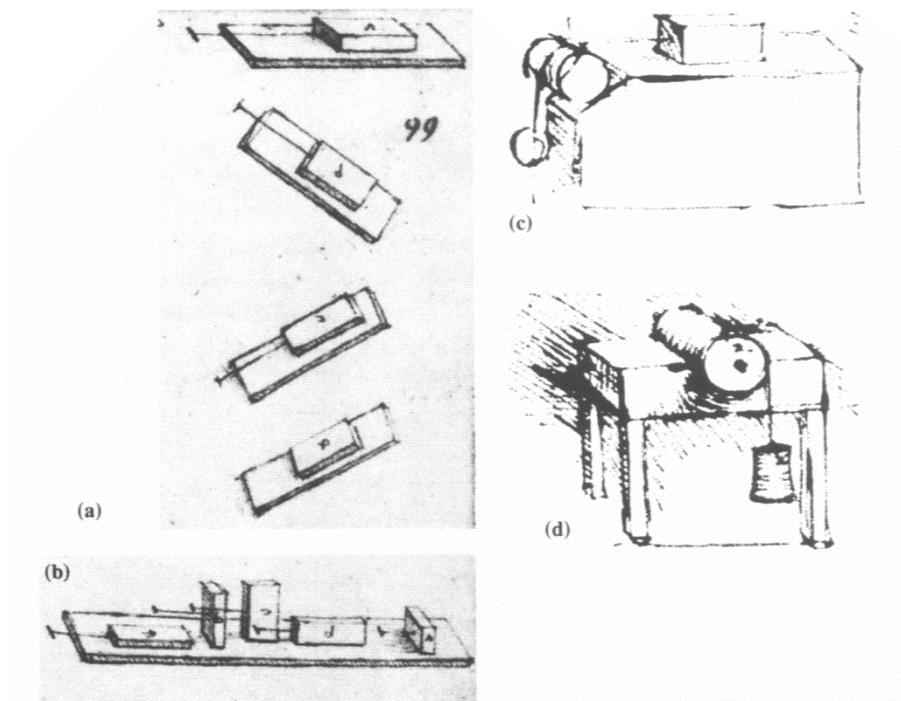


Figura 1. Esquemas de las disposiciones experimentales de Leonardo Da Vinci en sus estudios sobre la fricción (Codex Atlanticus y Codex Arundel)

³ Reti L., The Leonardo da Vinci códices in the Biblioteca Nacional of Madrid, Technol. and Cult., vol. 8, 1967, pp.437-445

Las afirmaciones de Leonardo Da Vinci sobre estos fenómenos concuerdan con las dos primeras leyes de la fricción enunciadas posteriormente por Amontons en el año 1699:

1. “La fricción hecha por el mismo peso resultará en la misma resistencia al inicio de su movimiento, aunque el contacto pueda tener diferente anchura o longitud”⁴, que equivale a la primera ley de la fricción que afirma que la fuerza de fricción es independiente del área de contacto aparente.
2. “La fricción produce una cantidad de esfuerzo doble si el peso se duplica”, que equivale a la segunda ley de fricción que afirma que la fuerza de fricción es proporcional a la carga aplicada.

Otra importante conclusión obtenida por Leonardo da Vinci puede deducirse de su afirmación “para superficies pulidas y lisas, cada cuerpo tiene una resistencia de fricción igual a $\frac{1}{4}$ de su peso”. Esta afirmación introduce el concepto de coeficiente de fricción, y aunque el valor sugerido por da Vinci ($\frac{1}{4}$) no es exacto, se aproxima bastante a los valores establecidos posteriormente por otros autores.

Además de los estudios de Leonardo sobre el fenómeno de fricción, en el “Codex Madrid I” algunos autores⁵ encontraron evidencias de que también estudió el desgaste en cojinetes, relacionándolo con la magnitud de la carga que se aplica, tal y como posteriormente se estableció con la ley del desgaste de Archard en 1953.

En ese mismo documento se hace también referencia al desarrollo de una aleación de baja fricción, que consistía en “tres partes de cobre y seis de estaño fundidas conjuntamente”⁶.

Las siguientes figuras son reproducciones de los esquemas propuestos por Leonardo da Vinci en el “Codex Madrid I” para cojinetes de bolas, cónicos y de rodillos giratorios.

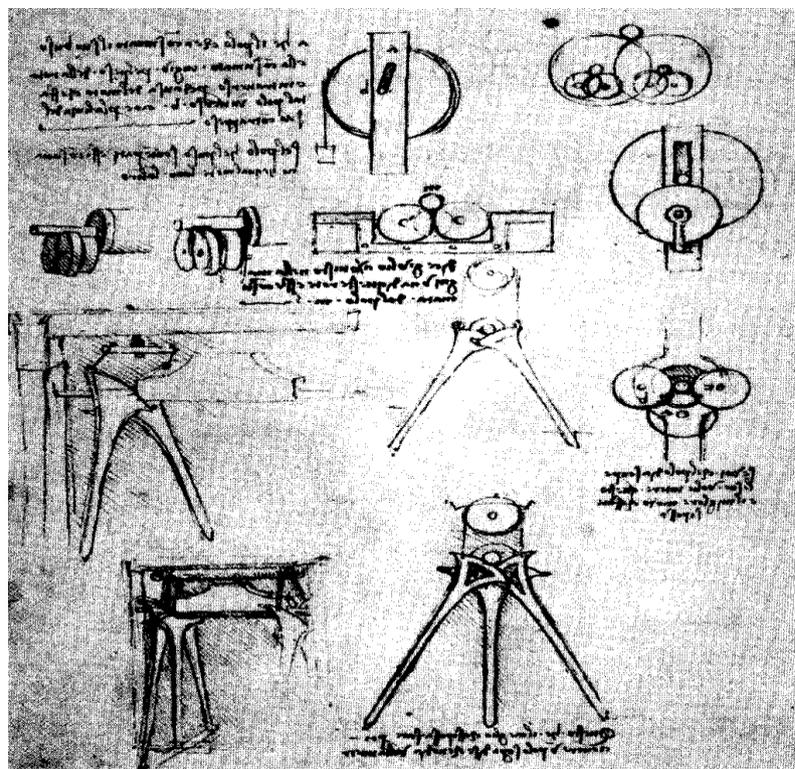


Figura 2. Esquemas de cojinetes de Leonardo Da Vinci (Codex Madrid I)

⁴ MacCurdy E., The notebooks of Leonardo da Vinci, vol. 1, Jonathan Cape, 1956, pp. 615-621

⁵ Reti L., Leonardo on bearings and gears, Scientific American, vol. 224, 1971, pp. 101-110.

⁶ Ritchie-Calder P.R., Leonardo and the age of the eye, Heinemann, 1970.

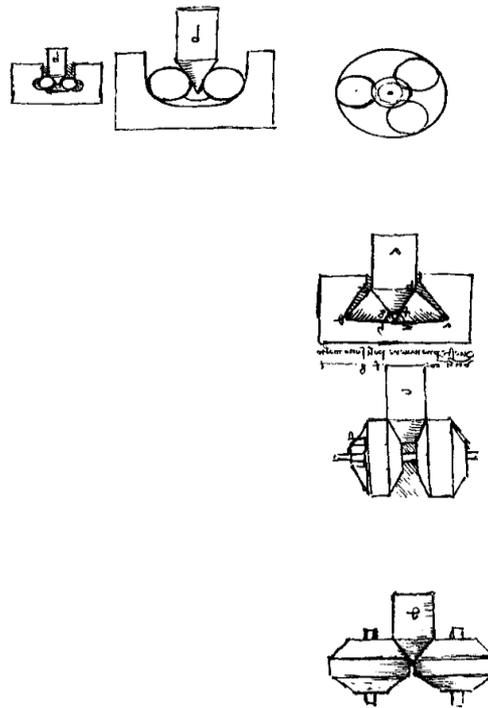


Figura 3. Esquemas de cojinetes de Leonardo Da Vinci (Codex Madrid I)

1.1.2. 1600-1750. Periodo previo a la Revolución Industrial

Durante el siglo XVII y la primera mitad del XVIII, el periodo previo a la Revolución Industrial, los principales avances en el campo de la tribología se pueden clasificar en tres tendencias diferentes:

1. Una mayor concienciación de la importancia y repercusión de los fenómenos de fricción y desgaste en la maquinaria.
2. Un desarrollo importante en el diseño de cojinetes.
3. Un desarrollo del estudio teórico de los procesos de fricción.

En cuanto al primer apartado, la toma en conciencia de lo que la fricción y el desgaste conllevan se pone de manifiesto en numerosas contribuciones de diferentes autores, que hacen referencia a la necesidad de tener en cuenta los fenómenos de fricción y desgaste en el diseño de la maquinaria de la época.

Un ejemplo de esto son las aportaciones de Hooke en 1685⁷, Amontons en 1699⁸ y Desaguliers en 1734⁹.

⁷ Gunter R.t., Early science in Oxford, vols. VI, VII, The life and work of Robert Hooke Oxford, 1930.

⁸ Amontons G., De la resistance causée dans les machines, Mémoires de l'Académie Royale, 1699, pp. 257-282.

⁹ Desaguliers J.T., A course of experimental philosophy, London, 1734.

En cuanto al desarrollo de los cojinetes, es constatable en los trabajos de Zonca en 1607¹⁰, de De Monconys en 1666¹¹, de Hooke en 1685¹² y Plumier en 1701¹³. Es en esta época donde se comienza a hacer balance de las reducciones en los costes que el desarrollo de los materiales específicos para su utilización como cojinetes pueden generar. De Mondran en 1710 y Rowe en 1734 anticipan una reducción del 50 % en la energía motriz de los equipos móviles, mientras que el ahorro posible en la maquinaria fija podría ser del 30 %.

Por lo que respecta al desarrollo teórico sobre los procesos de fricción uno de los hechos principales es el establecimiento por parte de Amontons en 1699¹⁴ del concepto geométrico de rugosidad. Este concepto fue adoptado posteriormente por numerosos autores, por ejemplo, ese mismo año por Hire¹⁵, Parent en 1704¹⁶, Leibnitz en 1706¹⁷, Desaguliers en 1734¹⁸, Bélidor en 1737¹⁹ y Euler en 1750²⁰
21.

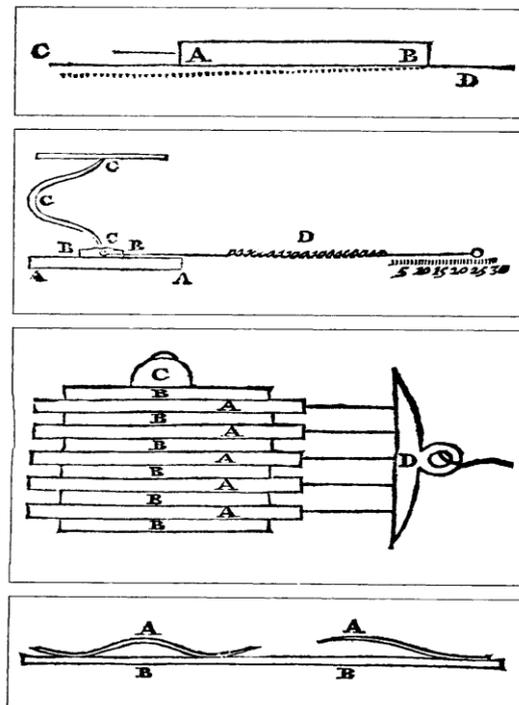


Figura 4. Representaciones esquemáticas de Amontons para: a) Viga sobre plano; b) Dispositivo para la medida de coeficientes de fricción; c) Fricción entre múltiples superficies; d) Representación de rugosidades

¹⁰ Zonca V., Teatro nuovo di machine et edificio, Padova, 1607.

¹¹ De Monconys B., Journal des voyages de Monsieur Monconys, 1699.

¹² Gunter R.T., Early science in Oxford, vols. VI, VII, The life and work of Robert Hooke Oxford, 1930.

¹³ Plumier C., L'art de tourner en perfection, Lyon, 1701.

¹⁴ Amontons G., De la resistance causée dans les machines, Mémoires de l'Académie Royale, 1699, pp. 257-282.

¹⁵ Hire P., Sur les frottements des machines, Histoire de l'Académie Royale, 1706, pp. 128-134.

¹⁶ Parent A., Nouvelle statique avec frottements et sons frottements ou regles pour calculer les frottements des machines dans l'état de l'équilibre, Mémoires de l'Académie Royale, 1708.

¹⁷ Leibnitz G.W., Tentamen de natura et remedie resistenziarum in machines, Miscellanea Berolinensia. Class. Mathem, Paris, 1710, 1, pp.307.

¹⁸ Desaguliers J.T., A course of experimental philosophy, London, 1734.

¹⁹ Bélidor B. F., Architecture hydraulique, ou l'art de conduire d'élever et de ménager les eaux, Paris, 1737.

²⁰ Euler L., Sur la diminution de la resistance du frottement, Mém. Acad. Sci. Berl., nº4, 1750, pp. 133-148.

²¹ Euler L., Sur le frottement des corps solides, Mém. Acad. Sci. Berl., nº4, 1750, pp. 122-132.

También en 1699 Amontons estableció las dos leyes de la fricción, que se resumen en las dos siguientes expresiones:

1. $F \propto P$
2. F es independiente del área de contacto

La influencia de la superficie en la resistencia a la fricción se aceptó de forma generalizada en este periodo.

Por otra parte, Hire afirma que para iniciar el deslizamiento es necesario destruir algunos picos de la rugosidad, y Desaguliers que la cohesión contribuye a la resistencia al deslizamiento. Estas dos afirmaciones pueden ser consideradas como el inicio de las teorías de deformación y adhesión de la fricción.

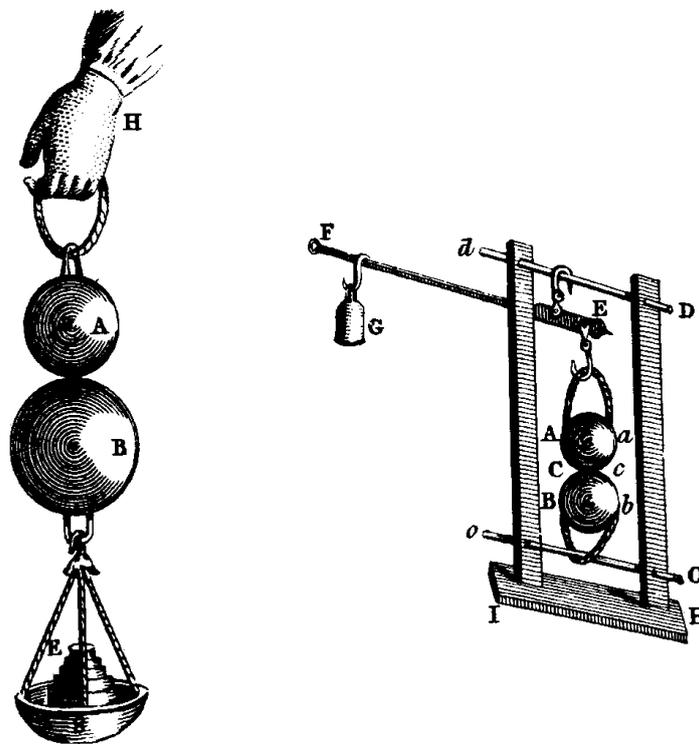


Figura 5. Dispositivo empleado por Desaguliers en la demostración de su teoría de cohesión

En 1750 Euler publica dos trabajos en la Academia de las Ciencias. En uno de estos trabajos el autor realiza un análisis de la influencia de la fricción en el equilibrio y en la aceleración y deceleración uniforme de un cuerpo sólido en contacto con un plano. Euler afirmó que la fuerza horizontal, F , necesaria para mover un sólido con peso P en un plano inclinado en cierto ángulo α , viene dada por la expresión:

$$F > P \cdot \tan \alpha$$

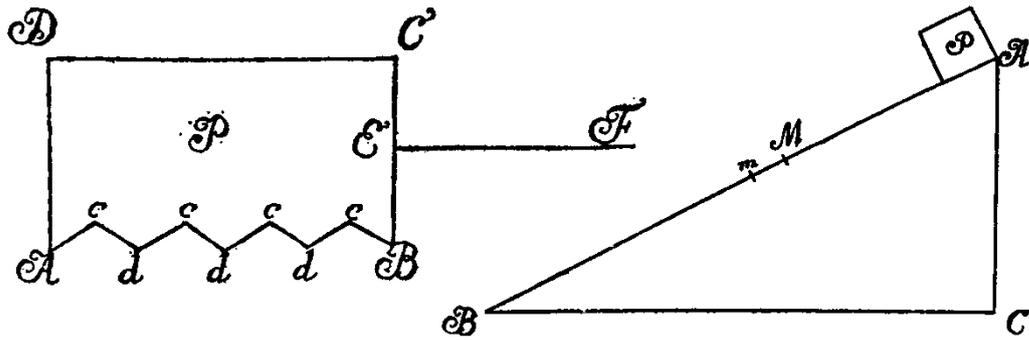


Figura 6. Representación de Euler para: a) superficie rugosa; b) análisis de la fricción cinética de un bloque sobre un plano inclinado

Euler fue el primero en introducir la notación μ en el campo de la tribología, estableciendo su valor como:

$$\mu = \tan \alpha$$

1.1.3. 1750-1850. La Revolución Industrial

Durante el periodo comprendido entre la mitad del siglo XVIII y la mitad del siglo XIX, coincidente con la Revolución Industrial, las tendencias en el campo de la tribología, que eran bastantes claras y definidas durante el periodo anterior, se multiplican, mostrando un panorama general más complejo. Dentro de todas las vertientes existentes pueden destacarse algunas generales, como son el importante desarrollo en el diseño de cojinetes, tanto planos como de elementos de rodadura, el estudio de la fricción y el incremento en la preocupación sobre la lubricación y en los lubricantes.

En general, los trabajos que se desarrollaron en esa época son fundamentalmente trabajos con un gran sentido práctico. Este interés por tratar problemas concretos son consecuencia de la necesidad cada vez mayor de obtener cojinetes que sean adecuados para su utilización en las nuevas fuentes mecánicas de energía que aparecen durante este periodo de la historia (por ejemplo, molinos de viento y ruedas impulsadas por agua). Además de estas necesidades fundamentalmente prácticas otros factores exigen profundizar en mayor medida en el conocimiento de los fundamentos de la fricción y, en menor medida, de la lubricación y el desgaste.

En esta línea, los avances más importantes y valorados durante este periodo fueron aquellos que resolvieron o abordaron problemas concretos surgidos en la industria del momento.

Durante este periodo es obligado destacar y hacer mención especial a Charles Augustin Coulomb, ingeniero francés que consiguió en 1779 el premio de la academia Francesa de las Ciencias por su trabajo sobre la fricción.

Coulomb confirmó los descubrimientos realizados previamente por otros autores sobre la fricción estática y extendió los estudios existentes sobre fricción cinética y rodadura, de tal forma que durante esta parte del siglo XVIII se pensó que el tema estaba completamente estudiado.

En este periodo también aumento la conciencia de la importancia de los fenómenos de fricción, comenzándose a realizar estimaciones sobre las pérdidas de energía ocasionadas en la maquinaria como consecuencia de este fenómeno. Al final del periodo considerado se hizo, por primera vez, hincapié en los beneficios de la fricción. Anteriormente, todos los estudios sobre el tema se centraban

en el esfuerzo necesario para vencer la fricción, sin embargo, la aparición de los embragues en los sistemas de transmisión de energía centró la atención en un aspecto nuevo y diferente del problema. En este sentido, el desarrollo de las locomotoras de vapor planteó cuestiones sobre el esfuerzo de tracción y el cómo transmitirlo de la rueda al rail.

Uno de los campos que, como se comentó anteriormente, pueden destacarse en este periodo es el desarrollo de los cojinetes. Los cojinetes de elementos rodantes siguieron acaparando la atención de los expertos de este campo, mientras que en los cojinetes planos el principal avance residió en un importante incremento de las combinaciones de metales empleados en su construcción. Uno de los cambios más importantes en este terreno es la sustitución casi completa de la madera por el hierro en la mayoría de las nuevas aplicaciones de maquinaria, por lo que los cojinetes metal-metal cobraron gran importancia.

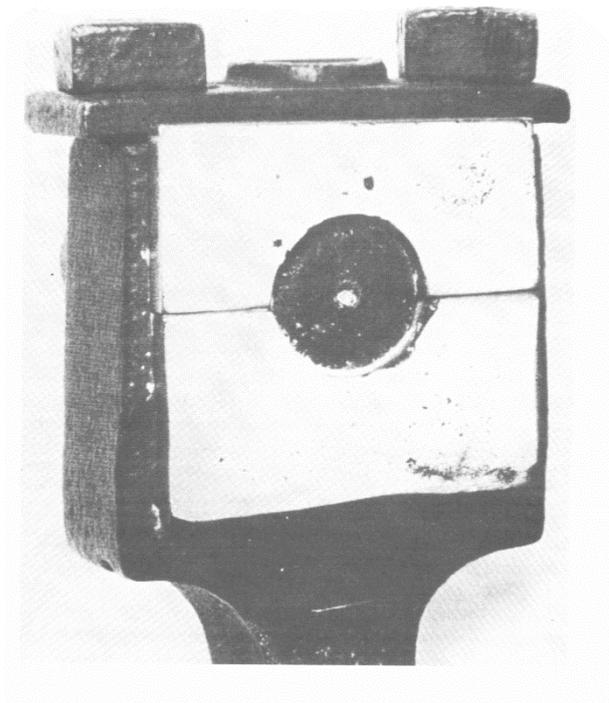


Figura 7. Cojinete del primer barco de vapor, 1872.

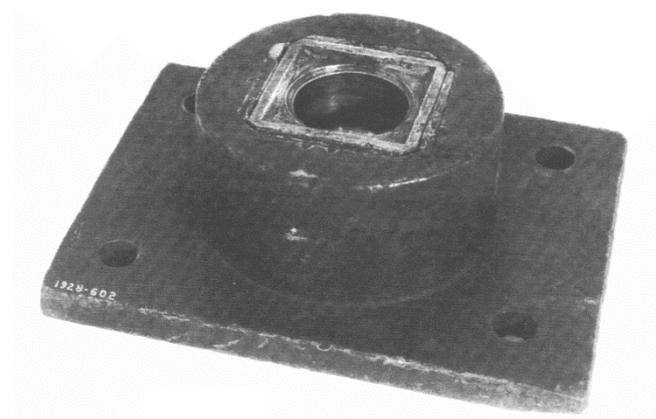


Figura 8. Cojinete de inicios del siglo XIX.

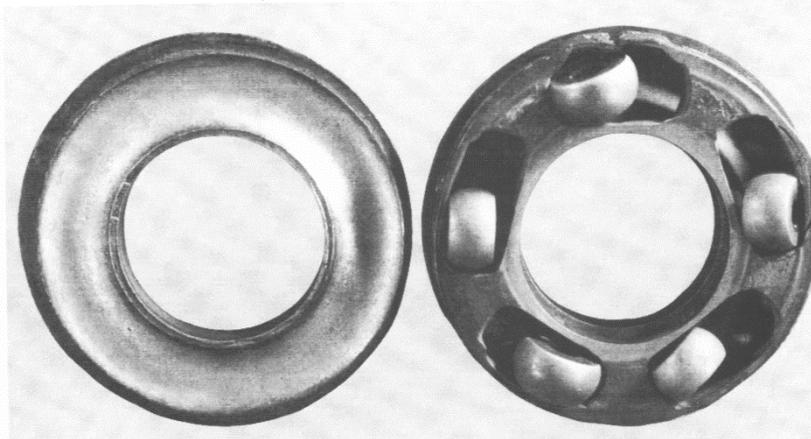


Figura 9. Uno de los primeros cojinetes de bolas. (Finales del siglo XVIII)

En la línea del desarrollo de nuevos materiales hay que destacar la introducción de la primera aleación para cojinetes empleada de manera generalizada. Esta aleación se debe a Isaac Babbitt en 1839, y consiste en una aleación de estaño, antimonio y cobre, siendo una aleación típica del tipo patentado por Babbitt la que presenta un 89 % de estaño, 9 % de antimonio y 2 % de cobre.

Posteriormente fueron también muy bien aceptadas otras aleaciones de plomo con contenidos de antimonio, estaño y pequeñas proporciones de otros metales, siendo tales aleaciones conocidas como metal babbitt o blanco. Esta nomenclatura fue mantenida en el Glosario de Términos y Definiciones de la Organización para la Cooperación y Desarrollo Económico en 1969²².

El metal blanco es aún un material con gran importancia en la actualidad en la construcción de cojinetes. En 1957 Wilcock y Booser²³ estimaron que las tres cuartas partes de los cojinetes planos de la época se construían con este material.

En cuanto a los estudios sobre el fenómeno de fricción, Johann Andreas von Segner (1758)²⁴ es conocido como la primera persona que hizo por primera vez una distinción clara entre la fricción estática y la dinámica, hecho en el que se basó gran parte del trabajo realizado por Coulomb en 1785.

Charles Augustin Coulomb (1736-1806) es el autor más importante de este periodo. A pesar de la importancia de su trabajo en el campo de la tribología, Coulomb es más conocido por sus contribuciones en el campo de la resistencia de materiales, electricidad y magnetismo.

En 1785 Coulomb escribió una memoria sobre la fricción en la cual hacía referencia a autores como Amontons y Desaguliers²⁵. La memoria se divide en dos partes, la primera de ellas trata de la fricción entre superficies planas de deslizamiento, y la segunda de la rigidez de las cuerdas y de la fricción en piezas giratorias.

En el primer caso (deslizamiento plano), estudió la influencia en la fricción de factores como la naturaleza de los materiales en contacto, de la extensión del área de contacto, de la presión normal y

²² OECD, Glossary of terms and definitions in the field of friction, wear and lubrication-tribology, 1969.

²³ Wilcock D.F., Booser R.R., Bearing design and application, McGraw-Hill, New York, 1957.

²⁴ Segner J.A., De frictio corporum solidorum in motu constitutorum, Halle, 1758.

²⁵ Coulomb C.A., Théorie des machines simples, en ayant égard au frottement de leurs parties, et a la roideur des cordages, Mem. Math. Phys., Paris, 1785, pp. 161-342.

de la longitud y del tiempo que las superficies permanecen en contacto, introduciendo posteriormente factores ambientales como la temperatura y humedad.

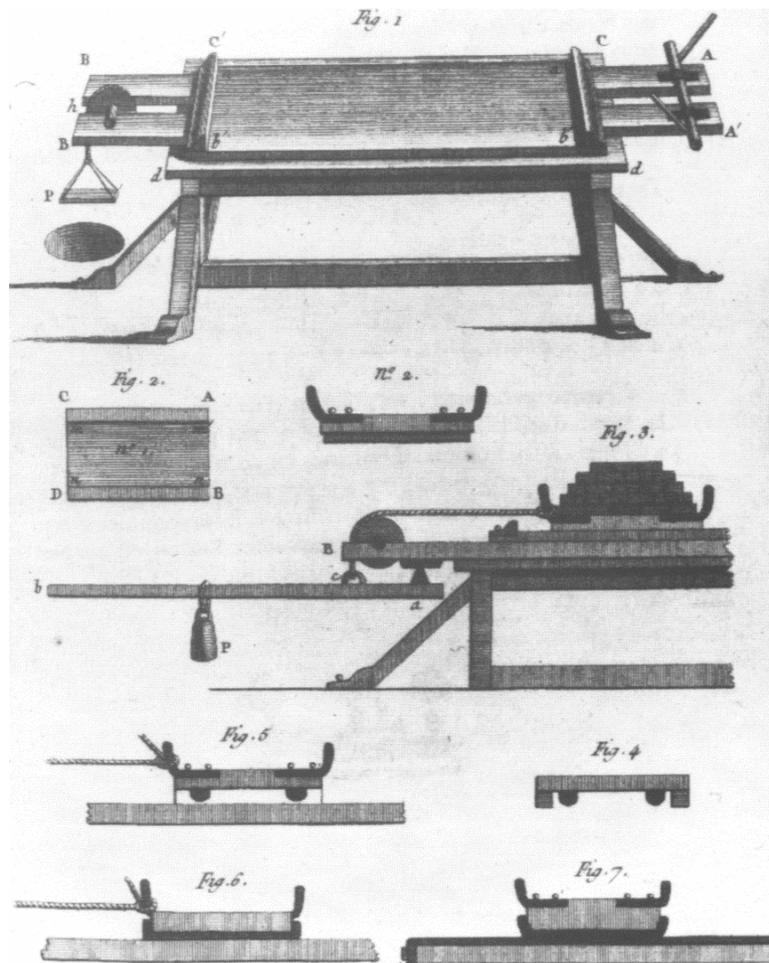


Figura 10. Equipo de Coulomb para el estudio de la fricción de deslizamiento.

Coulomb trató de relacionar las dos principales teorías existentes hasta ese momento (Amontons con sus leyes y la teoría de la cohesión de Desaguliers), que en principio parecían excluyentes, puesto que las fuerzas cohesivas aumentan proporcionalmente al tamaño de las superficies en contacto, mientras que Amontons (y posteriormente otros autores) había demostrado que la fuerza de fricción no varía con el tamaño de la superficie.

Con esta intención Coulomb inició su experimentación, encontrando ecuaciones empíricas que relacionaban la fuerza de fricción con las variables de estudio (material, área...). De estas ecuaciones dedujo que la fuerza de fricción es casi proporcional a la carga, e independiente del tamaño de las superficies en contacto, concluyendo que la cohesión tiene una influencia muy pequeña sobre la fricción.

Otra observación importante de Coulomb es la relación existente entre la fricción estática y la cinética. En general, encontró que la fricción cinética es menor que la estática, siendo menor la diferencia en el caso de los metales que en el caso de otros materiales como la madera. En este sentido, a Coulomb se

le atribuye una tercera ley de fricción: “La fricción cinética es independiente de la velocidad de deslizamiento”.

Los descubrimientos de Coulomb sobre la fricción de rodadura basados en la experimentación realizada con el equipamiento de la figura 11 son los siguientes:

- La fuerza de fricción está relacionada directamente con la carga, y su magnitud es mucho menor que la fricción de deslizamiento.
- La resistencia a la rodadura es inversamente proporcional al radio del rodillo.

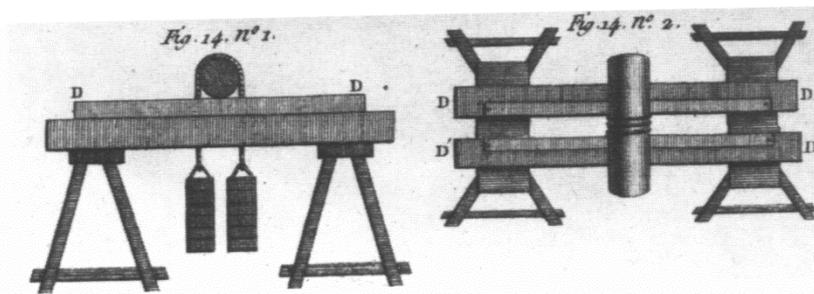


Figura 11. Equipo de Coulomb para el estudio de la fricción de la rodadura

El resto de la memoria escrita por él se centra en la resistencia de cables, la fricción en poleas, cabestrantes...

Aunque el desarrollo de los estudios de desgaste es pequeño antes del siglo XX, es en este periodo cuando comienza a establecerse una relación inversa entre el desgaste y la dureza. El planteamiento surge en el Reino Unido durante el reinado de Jorge III (1760-1820) a causa de la preocupación del monarca por la considerable pérdida de peso que experimentan las monedas de oro. Para solucionar el problema se contó con Henry Cavendish y Charles Hatchett. Este último escribió un extenso trabajo²⁶ en el que afirmaba que “el desgaste de las monedas es un efecto producido por causas mecánicas, que puede ser modificado por ciertas propiedades físicas, tales como la ductilidad y la dureza”.

En su estudio Hatchett realizó dos tipos de experimentos, un primer tipo cuyo objetivo es analizar el desgaste de las monedas de oro frotándolas contra oro similar, cobre y plata, y un segundo con el que pretendía estudiar la capacidad de varias aleaciones de oro de resistir la abrasión por arena, limaduras y polvos metálicos.

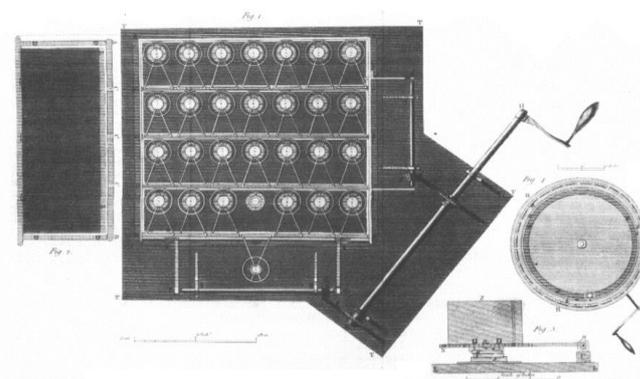


Figura 12. Máquina de ensayos de desgaste de Hatchett. A la izquierda el dispositivo para ensayar 28 monedas simultáneamente; en la parte inferior derecha el detalle de un par de monedas deslizándose una contra otra; a la derecha arriba el dispositivo de ensayo por abrasión.

²⁶ Hatchett C., Experiments and observations on the various alloys, on the specific gravity, and on the comparative wear of gold, Phil. Trans. R. Soc. Lond., Part. I, 1803, pp. 43-194

1.1.4. 1850-1925. Lubricación

El hecho más importante del periodo de historia comprendido entre los años 1850 y 1925 es el descubrimiento del aceite mineral y la enorme profundización en el estudio de la lubricación.

Antes de esta época, el tema de la lubricación fue un tema que acaparó muy poca atención por parte de los expertos, sin embargo, fueron varios los hechos que contribuyeron al cambio de esta tendencia durante este periodo de tiempo. Por una parte, y como ya se mencionó anteriormente, el importante descubrimiento del aceite mineral y la sustitución de los aceites vegetales y animales como lubricantes, junto con el desarrollo del motor de vapor y de los ferrocarriles, y por otra, el interés de los ingenieros del momento por la fiabilidad, la seguridad y la eficiencia de las máquinas lubricadas.

En los primeros años de este periodo el interés de los estudiosos fue la búsqueda de un mayor conocimiento de la naturaleza de la lubricación, y se llevó a cabo de manera fundamentalmente empírica. A partir de ese momento se obtuvieron importantes resultados mediante los estudios experimentales y analíticos.

Gustav Adolph Hirn²⁷ centró sus estudios en la relación entre el trabajo y el calor, lo que le llevó a considerar la naturaleza de la fricción. Confirmó las leyes de la fricción seca establecidas anteriormente por Amontons y Coulomb, y estudió la influencia de numerosos lubricantes en la fricción de cojinetes de bronce.

Hirn dedujo que sin la existencia de lubricante el coeficiente de fricción seguía la ley de Coulomb y era independiente de la carga, de la velocidad y del área aparente de contacto. En condiciones lubricadas, el coeficiente es aproximadamente proporcional a la raíz cuadrada de la carga, de la velocidad y del área aparente de contacto, ajustándose la potencia a la que se eleva la velocidad más a 1 que a $\frac{1}{2}$ cuando la lubricación es adecuada y las cargas moderadas.

La explicación encontrada por Hirn para esta variación en la potencia de la velocidad es la siguiente:

- El coeficiente de fricción es directamente proporcional a la velocidad cuando la temperatura y, por tanto, la viscosidad del lubricante se mantiene constante.
- El exponente puede caer a 0.76 o incluso 0.50 si se permite modificar la temperatura.

Además, relacionó de manera directa el coeficiente de fricción con la viscosidad del lubricante.

Los estudios realizados por Hirn, aunque carentes de fundamento teórico, apuntan los principios de la teoría de la lubricación de película.

Otra contribución importante a esta materia es la realizada por Robert Henry Thurston²⁸, que se puede resumir en varios puntos:

- Presentó coeficientes de fricción de materiales empleados en muchos tipos de maquinarias.
- Estableció ensayos experimentales de lubricantes (figura 13).
- Fue el primero en afirmar que el coeficiente de fricción pasa por un mínimo cuando la carga aumenta (cambio en las condiciones de lubricación).

²⁷ Hirn G., Sur les principaux phénomènes qui présentent les frottements médiats, Bull. Soc. ind. Mulhouse, vol. 28, 1854, pp. 128-134

²⁸ Thurston R. H., Friction and lubrication, The Railroad Gazette, 1879.

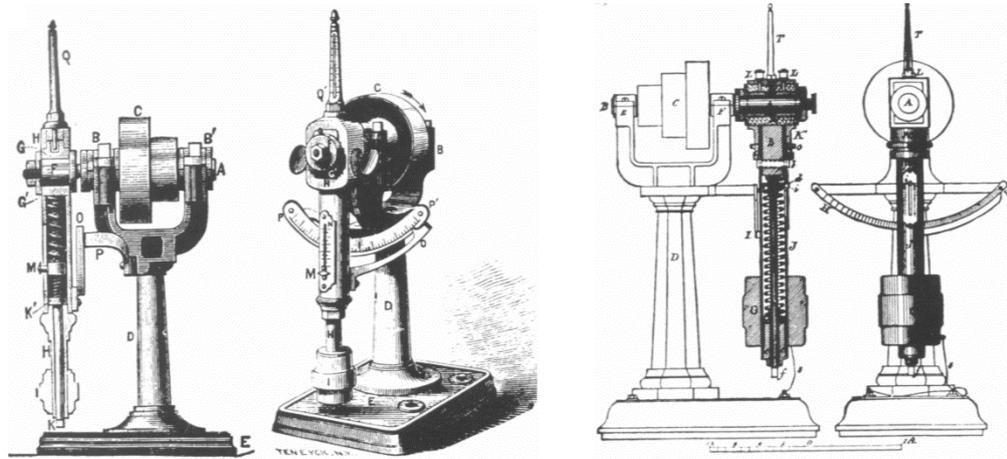


Figura 13. Máquina de ensayos de lubricantes de Thurston.

Simultáneamente a los trabajos de Thurston, en Rusia se generaba un problema con la cantidad de residuos que se generaban con la destilación del petróleo en aceites para lámparas. Por otra parte, también experimentaban problemas con los cojinetes de los ferrocarriles. Nikolai Pavlovich Petrov²⁹ combinó ambos problemas y planteó reducir los residuos del petróleo fabricando aceite mineral que se emplearía en la lubricación de los cojinetes de vagones y locomotoras.

Hasta este momento los criterios de selección de los aceites minerales se fundamentaban en su densidad, y Petrov centró sus esfuerzos en demostrar que la variable a tener en cuenta era la viscosidad. En esta línea enunció las dos leyes de Petrov, que se expresan con las siguientes ecuaciones:

$$F = \frac{\eta U A}{c}$$

$$\mu = \frac{\eta U A}{c} \frac{1}{P} = \frac{4\pi^2 r_1^2 l}{c} \left(\frac{\eta N}{P} \right)$$

- Donde:
- l , longitud axial del cojinete.
 - c , espesor medio de la película de lubricante.
 - F , fuerza de fricción.
 - A , superficie del cojinete.
 - r_1 , radio del cojinete.
 - μ , coeficiente de fricción.
 - η , viscosidad.
 - P , carga.
 - U , velocidad normal.

²⁹ Petrov N. P., Friction in machines and the effect of the lubricant, Inzh. Zh., vols. 1-4, 1883.

Beauchamp Tower³⁰ con sus investigaciones aclaró un panorama que se presentaba algo confuso por las aparentes contradicciones de varios autores. Sus principales descubrimientos son los siguientes:

- Las medidas de fricción sólo son reproducibles cuando se suministra a los cojinetes cantidades adecuadas de lubricante. Esto se consigue con mayor facilidad cuando el eje rotatorio se sumerge en un baño de aceite.
- El lubricante debe suministrarse por el lado sin carga del cojinete y no a través de un agujero o ranura de aceite en la línea de carga (manera común de hacerlo en motores de vapor para locomotoras y otras aplicaciones)
- La fuerza tangencial de fricción cuando la lubricación es adecuada aumenta con la velocidad, pero es casi independiente de la carga
- Hay un mínimo en la relación entre velocidad y fricción, de forma que inicialmente la fricción disminuye y posteriormente aumenta de nuevo cuando la velocidad de rotación aumenta desde el reposo.
- En algunas partes del cojinete la presión con ciertas zonas de la película excede considerablemente la presión media debida a la carga aplicada.

En 1884 Osborne Reynolds envía un trabajo^{31 32} sobre la teoría de la lubricación a la reunión de Montreal organizada por la Asociación Británica para la Promoción de la Ciencia que se publicaría en 1886, en el que aparecía la ecuación diferencial básica de la lubricación por película fluida, y su solución aproximada para algunas condiciones, además de una comparación directa entre las predicciones teóricas y los resultados experimentales obtenidos por Tower.

Reynolds, al igual que Petrov, reconoció la necesidad de medir la viscosidad y relacionarla con la temperatura, recalcando dos circunstancias:

- El papel de la tolerancia radial.
- El hecho de que el punto de menor separación estuviera siempre en la parte descargada de la línea de carga.

Además, reconoció la posibilidad de que las presiones inferiores a la presión ambiente causaran una ruptura en la película de aceite y que la teoría debía adaptarse a circunstancias dinámicas.

Otros autores que contribuyeron y continuaron con la investigación sobre la lubricación iniciada en este periodo son:

- John Goodman que midió el espesor de la película lubricante (figura 14)³³.
- Alberte Kingsbury, con sus experimentos de cojinetes lubricados con aire (figura 15)³⁴.
- Arnold Johannes Wilhelm Sommerfeld³⁵ y Anthony George Malden Michell^{36 37}, que encontraron soluciones teóricas a la ecuación de Reynolds para diferentes tipos de cojinetes.

³⁰ Tower B., First report on friction experiments (friction of lubricated bearings), Proc. Instn. Mech. Engrs., nov., 1883, pp. 81-87.

³¹ Reynolds O., On the action of lubricants, Report of the Fifty-Fourth Meeting of the British Association for the Advancement of Science, Montreal, 1884, pp. 622.

³² Reynolds O., On the friction of journals, Report of the Fifty-Fourth Meeting of the British Association for the Advancement of Science, Montreal, 1884, pp. 895.

³³ Goodman J., Recent researches in friction, Proc. Inst. civ. Engrs., 1886, pp. 1-19.

³⁴ Kingsbury A., Experiments with an air-lubricated journal, J. Am. Soc. Nav. Engrs., vol. 9, 1897, pp. 267-292.

³⁵ Sommerfeld A., Zur hydrodynamischen theorie der schmiermittelreibung, Z. Math. Phys., vol. 50, 1904, pp. 97-155.

³⁶ Michell A. G. M., Improvements in thrust and like bearings, British Patent N° 875, 1905.

³⁷ Michell A. G. M., The lubrication of plane Surface, Z. Math. Phys., vol. 52, 1905, pp. 123-137.

- W.J. Harrison^{38 39}, que estudió los cojinetes lubricados con gas y con cargas dinámicas.
- Mayo D. Hersey⁴⁰ que introdujo el análisis dimensional en el estudio de la fricción de cojinetes.

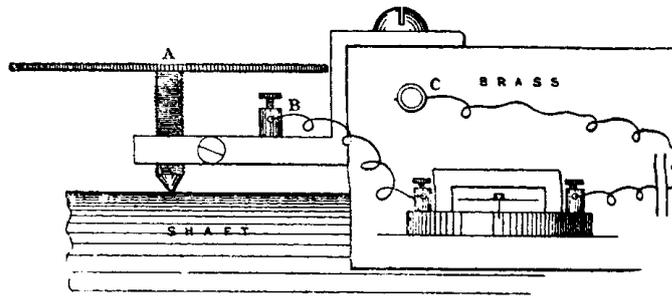


Figura 14. Equipo empleado por Goodman en la medición del espesor de película lubricante.

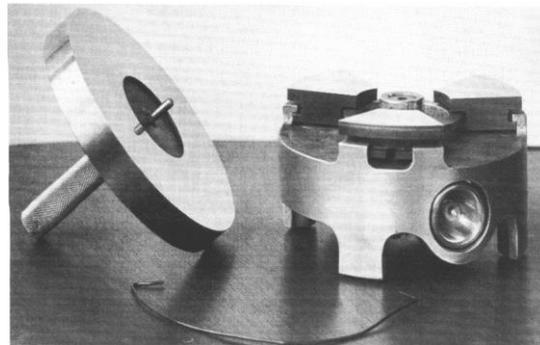
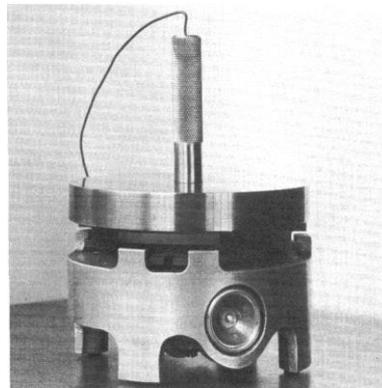


Figura 15. Modelo de demostración de un cojinete lubricado por aire producido por la compañía de Kingsbury (1926).

³⁸Harrison W. J., The hydrodynamical theory of lubrication with special reference to air as a lubricant, Trans. Camb. Phil. Soc., 1913, pp. 6-54.

³⁹ Harrison W. J., The hydrodynamical theory of the lubrication of cylindrical bearing under variable load, and of a pivot bearing, Trans. Camb. Phil. Soc., 1919, pp. 373-388.

⁴⁰ Hersey M. D., The laws of lubrication of horizontal journal bearings, Journal of the Washington Academy of Sciences, vol. 4, 1914, pp. 542-552.

1.1.5. 1925-1970. Desgaste

Igual que en el período anterior, los mayores avances se consiguieron en el campo de la lubricación. Es en este período donde se estudia con más detalle el desgaste, apareciendo también otros avances que serán mencionados en este apartado.

Para entender el contacto seco entre sólidos, la fricción, el desgaste y algunas formas de lubricación, es importante tener conocimiento acerca de la superficie de contacto. Los métodos físicos para estudiar las superficies, llamados métodos perfilométricos, fueron introducidos por Abbot y Firestone (1933) en la universidad de Michigan⁴¹. El procedimiento conocido como microcartografía, en el cual, largas cadenas de números cierran el espacio paralelo a los trazados superficiales, y se usan para generar mapas de contorno de las superficies, fue desarrollado en la década de 1960 por Greenwood y Williamson⁴².

En 1928, Prandtl⁴³ retomó una antigua idea de que la adhesión es el primer elemento en el proceso de fricción, y Tomlinson⁴⁴, en 1929, consideró la cuestión del rozamiento móvil bajo condiciones secas en términos de energía de disipación, sin partículas moleculares que se encuentren entre las dos superficies en contacto. El aspecto molecular de la fricción, ya lo había introducido Desagulier 200 años antes, aunque con bastante incertidumbre.

Tomlinson supuso que tanto la fuerza normal como la tangencial de la fricción estaban relacionadas de manera lineal con el número de interacciones entre los átomos, pero en ausencia de un conocimiento más detallado sobre la deformación superficial y las fuerzas intermoleculares, le fue imposible cuantificar el fenómeno.

El Profesor Boris Deryagin intentó cuantificar alguno de los conceptos resumidos de Tomlinson y en una minuciosa aproximación estadística, representando las fuerzas intermoleculares y la estructura cristalina, consiguió una expresión estadística binomial para la fricción:

$$\mu = \frac{F}{a \cdot (p + p_0)}$$

Donde: μ , coeficiente de fricción

F , fuerza total de fricción

a , área real de contacto

p , presiones o esfuerzos generados por las fuerzas externas

p_0 , presiones o esfuerzos generados por la adhesión molecular

En el año 1938, Holm⁴⁵ realizó un exhaustivo estudio sobre cómo la electricidad se conducía desde un sólido a otro y en 1938 afirmó que las superficies limpias de metales podrían deformar plásticamente una aspereza en el contacto con una soldadura en frío, concluyendo que un elemento de la fuerza de fricción debe ser atribuido a la suma de la fuerza concentrada de las asperezas en contacto.

⁴¹ Abbot E. J y Firestone F.A., Specifying Surface quality, Mech. Engrs., 1993.

⁴² Greenwood J.A. y Williamson J.B.P., Contact of nominally flat surfaces, Proc. R. Soc., London, 1966.

⁴³ Prandtl, Ein Gedankenmodell zur kinetischen Theorie der festen Körper, Z. Angew. Math. Mech., 1928.

⁴⁴ Tomlinson, A molecular theory of friction, Phil. Mag., 1929.

⁴⁵ Holm, The friction force over the real area of contact, Wiss. Veröff. Siemens-werk, 1938.

En la década de 1950, destacan los trabajos de Eldredge y Tabor⁴⁶ que aportaron la influencia tanto de la deformación plástica como de la elástica en el desgaste por aplastamiento. En un primer caso una bola de acero rodaba entre dos superficies paralelas de metales blandos. Los autores concluyeron que, en un primer avance longitudinal, la primera fuente de resistencia es el desplazamiento de los metales blandos hacia la bola, y se puede calcular como el área del surco y la presión del metal, la cual es aproximadamente igual a la dureza del material. Posteriores avances longitudinales causan surcos ampliados, que reducen la resistencia hasta en algunos casos, alcanzar valores constantes. Se encontró también que la presencia de lubricante tenía un pequeño efecto sobre la resistencia de aplastamiento.

Un ligero aumento de la carga de deformación plástica ocurre bajo la superficie de la zona de contacto, pero Merwin y Johnson, en el año 1963⁴⁷, mostraron que, si la zona plástica es pequeña y está contenida en el material sin el rango elástico, la resistencia de aplastamiento puede ser expresada en función de la máxima presión de contacto entre las caras.

1.1.6. Actualidad

Uno de los principales problemas que aparecen en el campo de la tribología cuando se trata de estudiar el comportamiento frente al desgaste de los materiales, es la imposibilidad de simular totalmente las condiciones reales de servicio en los laboratorios. Inicialmente cada laboratorio se centró en diseñar sus propios procedimientos de ensayo, lo que dio lugar a una gran cantidad de posibilidades diferentes.

Esta situación se vio claramente retratada cuando el Laboratorio Nacional de Física del Reino Unido realizó un estudio en el que identificó que se estaban llevando a cabo en todo el mundo más de cuatrocientos ensayos de desgaste diferentes, con sus diferentes variables y parámetros característicos.

En 1973 la Sociedad Americana de Ingeniería de Lubricación revisó este estudio, y concluyó que los ensayos que se empleaban en varios laboratorios ascendían a trescientos. Sin embargo, muchos de estos ensayos son ligeras modificaciones unos de otros, estimándose la cifra final de número de ensayos inferior a los cien.

En 1997 de nuevo el Laboratorio Nacional de Física del Reino Unido llevó a cabo una encuesta entre los usuarios de equipamiento tribológico con el objetivo de determinar los tipos de ensayos que se utilizaban para cada problema concreto, encontrándose con una gran variedad de posibilidades en cuanto a equipamiento y condiciones de operación⁴⁸.

Tanto es así, que en el volumen correspondiente de los *Annual Books of ASTM Standard* existen más de diez normas diferentes para determinar el comportamiento frente al desgaste con más de diez procedimientos diferentes. Todas estas normas hacen especial hincapié en que los resultados obtenidos no pueden ser extrapolados a las condiciones de servicio, si no que únicamente son válidos para clasificar los materiales objeto de estudio⁴⁹.

Algunos autores han resaltado el problema de la elección del ensayo para el análisis del comportamiento al desgaste de los materiales, cuestionando la correlación que se puede determinar

⁴⁶ Eldredge K. R. y Tabor D., The mechanism of Rolling friction I. The plastic range, Proc. R. Soc., 1954.

⁴⁷ Merwin and Johnson, An analysis of plastic deformation in Rolling contact, Proc. Instn. Mech. Engrs., 1963.

⁴⁸ Khrushchov M. M., Principles of abrasive wear, Wear, vol. 28, 1974.

⁴⁹ ASTM International, West Conshohocken, PA.

entre los resultados obtenidos con distintos procedimientos, así como la extrapolación de estos resultados a las condiciones de servicio^{50 51 52 53}.

Ante esta situación la primera traba que hay que superar cuando se trata de resolver un problema de desgaste es la elección del procedimiento de ensayo más adecuado.

Existen numerosos ensayos de desgaste ya que existen distintos tipos de desgaste. Los ensayos de desgaste se agrupan en distintas categorías⁵⁴. Algunos ensayos se agrupan en función del tipo de material específico que se ensaya, tales como los ensayos de desgaste para plásticos⁵⁵. Otros son agrupados en función del material que provoca el desgaste, tales como erosión por partículas sólidas, desgaste de deslizamiento, o desgaste abrasivo entre dos cuerpos. Otros ensayos se denominan según el campo de aplicación de los materiales: tratamientos superficiales, lubricantes para servicios... Finalmente algunos ensayos lo que buscan es descubrir la naturaleza del desgaste.

Es bien sabido que los métodos de desgaste no buscan reproducir exactamente las condiciones de servicio reales, sino que se trata de buscar una configuración de ensayo adecuada que permita de alguna manera extrapolar las conclusiones obtenidas en el laboratorio a la vida real⁵⁶. Así pues, dado que normalmente no habrá un ensayo que se ajuste fielmente a las condiciones reales de funcionamiento, y que las normas avisan reiteradamente sobre los problemas de reproducibilidad de los resultados en los diferentes ensayos, sería interesante saber si existe algún tipo de correlación entre un método y otro, de forma que la tendencia en cuanto al comportamiento de las diferentes muestras obtenidas con un procedimiento se corresponda con la que se obtiene con otros métodos. De esta forma, se facilitarían la elección del procedimiento de ensayo. Además, esta correlación entre métodos de ensayo normalizados, permitiría comparar resultados realizados con distintos aparatos en distinto tiempo y lugar, facilitando así la elección del material más adecuado para cada fin concreto.

1.2. Tribología

La tribología se define como la ciencia que estudia la fricción, el desgaste y la lubricación que tienen lugar durante el contacto entre superficies sólidas en movimiento. El conocimiento que se tiene de estos aspectos, apunta a que su comportamiento no es intrínseco de las propiedades mecánicas de los materiales, sino que también depende de la morfología e interacción de las superficies y de las condiciones de la aplicación específica en la que se desarrolla el contacto⁵⁷.

Para entender la tribología se requieren conocimientos de física, de química, de la ciencia, elasticidad y resistencia de materiales. Las tareas del especialista en tribología son las de reducir la fricción y desgaste para conservar y reducir energía, lograr movimientos más rápidos y precisos, incrementar la productividad y reducir el mantenimiento.

⁵⁰ Blickensderfer R. y Laird G., A pin-on-drum abrasive wear test and comparison with other pin tests, J. Test. Eval., 1988.

⁵¹ Bond F.C., Lab equipment and tests help predict metal consumption in crushing and grinding, Eng. Mind. J., 1964.

⁵² Gates J. D., Two-body and three-body abrasión: a critical discussion, Wear, 1998.

⁵³ Hatchett C., Experiments and observations on the various alloys, on the specific gravity, and on the comparative wear of gold, Phil. Trans. R. Soc. Lond., vol. I, 1803

⁵⁴ Blau P. J. y Budinski K. G., Development and use of ASTM standards for wear testing, Wear, 1999, pp.225-229.

⁵⁵ Budinski K. G., Use of Wear Tests for Plastics, Pres. Am. Chem. Soc., Annual Meeting, Boston, MA, 1998.

⁵⁶ Ritchie-Calder P.R., Leonardo and the age of the eye, Heinemann, 1970.

⁵⁷ Lasheras J. M. y Carrasquilla J. F., Ciencia de los materiales, Ed. Donostiarra, 1992.

Antes del nacimiento de la tribología como ciencia se pensaba en el término “lubricación” o ingeniería de lubricación. No se había generalizado la disminución de la fricción y el desgaste como prácticas cotidianas. Con la tribología como ciencia se estudia la fricción y sus efectos asociados, como el desgaste, tratando de prevenirlos con mejores diseños y prácticas de lubricación. Toma en cuenta, entre otros aspectos de la maquinaria industrial, el diseño, los materiales de las superficies en contacto, el sistema de aplicación del lubricante, el medio circundante y las condiciones de operación⁵⁸.

La tribología se centra en tres fenómenos⁵⁹:

1. La fricción entre cuerpos en movimiento.
2. El desgaste como efecto natural de este fenómeno.
3. La lubricación como un medio para reducir el desgaste.

1.2.1. Fricción

La fricción es la resistencia al movimiento relativo que presentan dos cuerpos que están en contacto. Es causa de grandes pérdidas de energía por disipación, principalmente en forma de calor que es necesario contrarrestar mediante sistemas de refrigeración para evitar daños en los equipos. Además de la energía disipada en forma de calor, existe también una pérdida de energía asociada a procesos de deformación que generan problemas de desgaste y degradación de la superficie de los componentes, haciendo inevitable el reemplazo de las piezas deterioradas^{60 61 62}.

La fricción depende fundamentalmente de tres factores⁶³:

- La superficie real de contacto, dependiente de la rugosidad de las superficies.
- La resistencia de las uniones adhesivas que se forman en los puntos de contacto.
- Los mecanismos que intervienen durante el movimiento relativo.

La fricción no es una propiedad del material, es una respuesta integral del sistema. Las dos leyes básicas que rigen la fricción son⁶⁴:

1. La resistencia de fricción es proporcional a la fuerza normal ejercida entre los dos cuerpos en contacto.
2. La fricción es independiente de las dimensiones de las superficies de contacto.

El grado de fricción se valora mediante el coeficiente de fricción μ , que se define como la relación existente entre la fuerza tangencial (F_T) necesaria para mantener o iniciar el movimiento relativo entre dos cuerpos y la fuerza normal (F_N) que mantiene el contacto entre los mismos:

$$\mu = \frac{F_T}{F_N}$$

⁵⁸ Wilson R. D. y Hawk J. A., Impeller-in-drum impact-abrasion wear test, Wear.

⁵⁹ Coulomb C. A., Recherches sur la meilleure manière de fabriquer les aiguilles aimantées, Paris, 1780.

⁶⁰ Bayer R.G., Wear analysis for engineers, HNB Publishing, New York, 2002.

⁶¹ Brushan B. y Gupta B.K., Handbook of tribology: Materials, coatings, and Surface treatments, Krieger Publishing Company, Malabar, Florida, 1997.

⁶² Ludema K. C., Friction, wear, lubrication. A textbook in tribology, CRC Press, New York, 1996.

⁶³ Lasheras J. M. y Carrasquilla J. F., Ciencia de los materiales, Ed. Donostiarra, 1992.

⁶⁴ Kamdar M. H., Embrittlement by Liquid and Solid Metals, Ed. The Metallurgical Society, 1984.

Esta proporcionalidad entre fuerza normal y tangente ya fue enunciada por Leonardo da Vinci, y es la base de la Primera Ley de Fricción. La figura 16 muestra los resultados obtenidos para el coeficiente de fricción entre el acero y el aluminio sin lubricación para distintas cargas aplicadas.

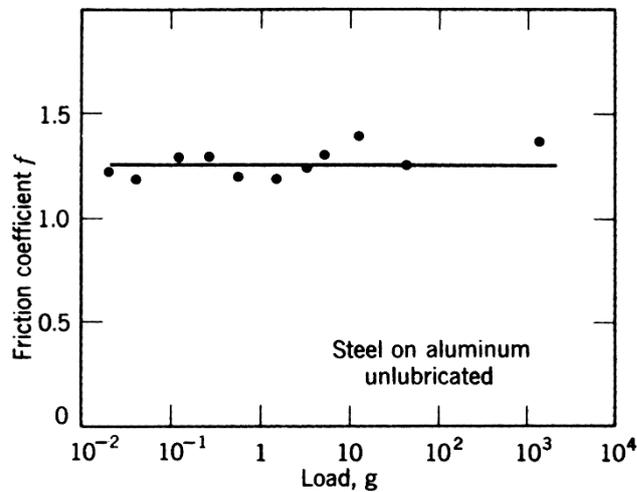


Figura 16. Coeficiente de fricción en función de la carga aplicada en una unión acero-aluminio sin lubricar⁶⁵

Se define el coeficiente de fricción estático, μ_s , como la relación entre la fuerza tangencial necesaria para iniciar el movimiento (F_S) y la fuerza normal existente entre las dos superficies (F_N):

$$\mu_s = \frac{F_S}{F_N}$$

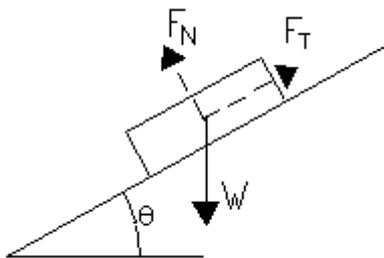
Una vez que se inicia el movimiento, la fricción disminuye ligeramente, y la relación entre la fuerza necesaria para mantener el movimiento relativo (F_K) y la fuerza normal (F_N) define ahora el coeficiente de fricción dinámico:

$$\mu_d = \frac{F_K}{F_N}$$

El coeficiente de fricción dinámico es siempre inferior al coeficiente de fricción estático:

$$\mu_s > \mu_d$$

Cuando el cuerpo que se desliza lo hace sobre una superficie inclinada, con un ángulo de inclinación θ , el coeficiente de fricción se calcula como la tangente de ese ángulo:



$$F_T = W \sin \theta$$

$$F_N = W \cos \theta$$

$$\mu = \tan \theta = \frac{F_T}{F_N}$$

⁶⁵ Whitehead J. R., Surface deformation and friction of metals at high loads, Proc. Roy. Soc., A 201, 1950, pp. 109-124.

En la tabla siguiente se recogen algunos coeficientes de fricción típicos para distintos contactos:

Tabla 1. Coeficientes típicos de fricción para diferentes contactos⁶⁶

Contactos	Coefficiente de fricción
Metales limpios en vacío	>5
Metales limpios en aire	0,8 – 2
Metales limpios en aire húmedo	0,5 – 1,5
Acero / metal antifricción (Pb, Sn)	0,1 - 0,5
Acero / cerámica	0,1 - 0,5
Polímero / polímero	0,05 - 1
Cerámica / cerámica	0,05 - 0,5
Metal / polímero	0,04 - 0,5
Cerámica / polímero	0,04 - 0,5
Metal / metal lubricado	0,05 - 0,2
Metal / metal con lubricación hidrodinámica	0,001 - 0,005

La Segunda Ley de Fricción establece que la fuerza de fricción tangencial (F_T) es independiente del área aparente de contacto A_a , lo que implica que un cuerpo rectangular podría deslizarse con la misma facilidad por cualquiera de sus superficies laterales, independientemente de cuáles sean sus dimensiones. En la figura se muestra el coeficiente de fricción obtenido para la madera y el acero con distintas áreas de contacto aparentes.

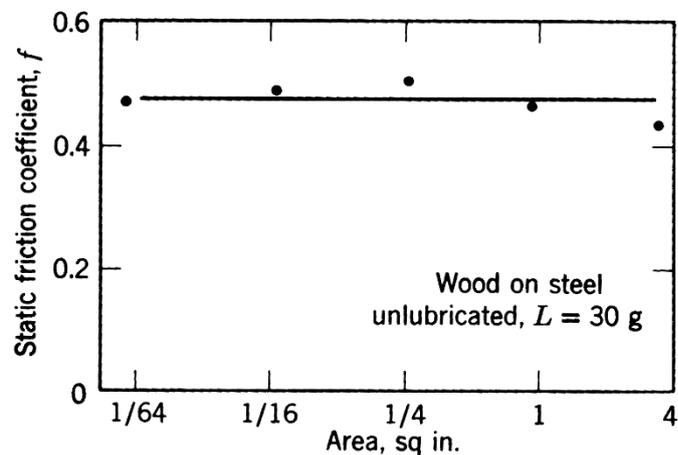


Figura 17. Coeficiente de fricción en función del área aparente de contacto para una unión madera-acero sin lubricar⁶⁷

Estas dos primeras leyes se cumplen en un amplio rango de condiciones, sin embargo, existen algunos casos excepcionales en que éstas no se obedecen. Las excepciones a la primera ley ocurren

⁶⁶ Belzunce F. J., Caracterización mecánica de superficies. Fricción y desgaste en Ciencia e Ingeniería de la superficie de los materiales metálicos (Vázquez A. J., Damborenea J. J., eds.), CSIC, Madrid, 2000, pp. 453-472.

⁶⁷ Rabinowicz E., Friction and wear of materials. John Willey & Sons, Inc., USA, 1995, p. 16.

principalmente con materiales muy duros como el diamante o materiales muy blandos como el teflón, o cuando las fuerzas aplicadas son del orden de miligramos⁶⁸. Para estos casos la primera ley se puede definir como:

$$F_T = cF_N^x$$

donde en este caso c es una constante y x varía entre $2/3$ y 1 , siendo 1 en los casos en los que la ley es obedecida.

En la figura 18 se muestra la relación entre el coeficiente de fricción del teflón en función de la carga aplicada obtenida por Allan (1958)⁶⁹ basándose en los datos experimentales de otros autores.

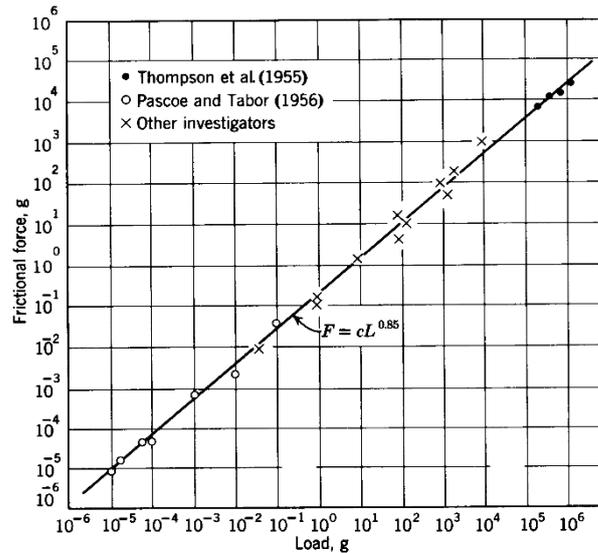


Figura 18. Coeficiente de fricción del teflón en función de la carga aplicada.

Las desviaciones a la segunda ley, que afirma que la fricción es independiente del área de contacto aparente, se producen cuando las superficies son muy lisas y limpias. En estas circunstancias se producen muchas interacciones entre las superficies, y el área aparente coincide prácticamente con el área de contacto real.

La Tercera Ley de Fricción, establecida por Coulomb, afirma que la fricción es independiente de la velocidad de deslizamiento, y, por tanto, la fuerza necesaria para iniciarlo sería la misma que la necesaria para mantener ese deslizamiento, lo que se ha comprobado que no siempre es cierto. Un ejemplo de la variación del coeficiente de fricción (cinético) se aprecia en la figura 19, en ella se observa como la pendiente de la curva es positiva para velocidades de deslizamiento pequeñas y negativa cuando la velocidad de deslizamiento se incrementa considerablemente.

⁶⁸ Rabinowicz E., Friction and wear of materials. John Willey & Sons, Inc., USA, 1995, p. 16.

⁶⁹ Allan A. J. G., Plastics as solid lubricants bearings, Lubrication engineering, vol. 14, 1958, pp. 211-215.

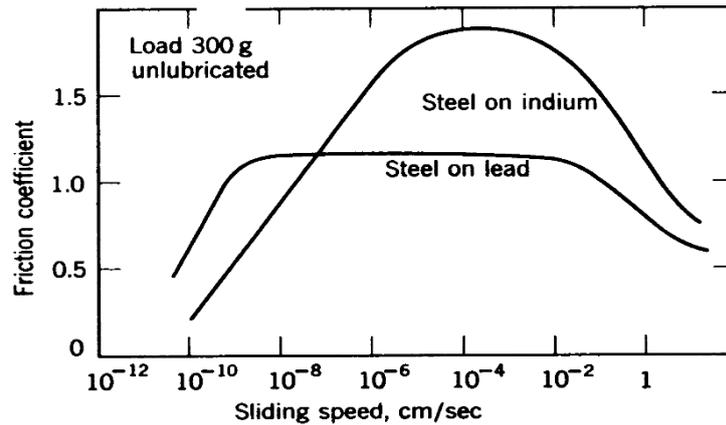


Figura 19. Coeficiente de fricción en función de la velocidad de deslizamiento para las uniones acero-indio y acero-plomo sin lubricar⁷⁰

Los fenómenos de fricción se clasifican en dos categorías:

- Fricción de deslizamiento
- Fricción de rodadura

1.2.1.1. Fricción de deslizamiento

Durante el proceso de fricción, el contacto entre los dos cuerpos normalmente sólo tiene lugar en áreas pequeñas y localizadas que en general constituyen una pequeña fracción del área nominal de contacto. El contacto real en toda el área nominal es posible únicamente en superficies ideales o muy blandas y deformables. La carga de contacto es soportada por una serie de microcontactos que juntos constituyen el área real de contacto y que dependerá de la carga, la rugosidad y las propiedades mecánicas de los materiales que conforman los dos cuerpos en contacto y, en menor medida, de su geometría.

Según esto, la fuerza tangencial de fricción sería el resultado de multiplicar el área real de contacto (A_r) por el esfuerzo cortante (σ_T), mientras que la fuerza normal sería el resultado de multiplicar esa misma área por la presión de contacto (σ_N). De esta forma el coeficiente de fricción se expresaría de la siguiente forma:

$$\mu = \frac{F_T}{F_N} = \frac{A_r \sigma_T}{A_r \sigma_N} = \frac{\sigma_T}{\sigma_N}$$

El fenómeno de fricción que se produce entre dos cuerpos con movimiento relativo de deslizamiento se debe fundamentalmente a la combinación de tres efectos:

- Adhesión
- Rayado
- Deformación

⁷⁰ Rabinowicz E., Friction and wear of materials. John Willey & Sons, Inc., USA, 1995, p. 16.

La contribución de cada uno de estos efectos al fenómeno global será función del material empleado, la topografía de la superficie, de las condiciones de deslizamiento y de las condiciones ambientales.

Adhesión

El componente adhesivo de la fricción se debe a la formación y ruptura de uniones en la superficie de contacto entre los dos cuerpos^{71 72} como resultado de las fuerzas interatómicas causadas por la interpenetración de las protuberancias y la superficie. La fuerza de fricción en este caso es la que produce las rupturas de estas uniones.

Rayado

Si uno de los cuerpos en contacto tiene una dureza superior al otro, su rugosidad puede penetrar en la superficie del material más blando y rayarla.

Deformación

Cuando se produce el contacto entre las protuberancias de dos cuerpos tienden a deformarse de tal forma que el desplazamiento que resulta es con la dirección de deslizamiento y la suma de las componentes verticales de tracción de las protuberancias en contacto igualan a la fuerza normal.

La deformación plástica que se produce implica una pérdida de energía, representando la mayor parte de la energía disipada en la fricción.

Otros componentes de la fricción

Además de los fenómenos de fricción antes explicados, hay que considerar la componente viscoelástica de la fricción, que cobra importancia cuando una superficie viscoelástica con altas pérdidas de histéresis se desliza con otra superficie. En este caso, el trabajo externo debe hacerse por la componente tangencial de la superficie de fricción para vencer la energía perdida. Esto se conoce como la fricción debida a la histéresis elástica, y generalmente es importante en el deslizamiento de materiales viscoelásticos como los polímeros⁷³.

1.2.1.2. Fricción de rodadura

La fricción de rodadura es la resistencia al movimiento que tiene lugar cuando un objeto rueda sobre una superficie en contacto⁷⁴.

La fricción de rodadura generalmente es mucho menor que la de deslizamiento, siendo el coeficiente de fricción del orden de 5×10^{-3} a 10^{-5} . Se puede clasificar en dos tipos según la fuerza tangencial transmitida sea grande o no. Los factores que contribuyen a la fricción por rodamiento son:

- Adhesión
- Microdeslizamiento
- Histéresis elástica
- Deformación plástica

Adhesión

La unión y separación de los elementos bajo contactos de rodadura son algo diferentes a las que se produce en deslizamiento. Los elementos de la superficie se aproximan y se separan en la dirección normal a la interfase, por lo que el crecimiento de uniones es improbable en la mayor parte del área

⁷¹ Bowden F. P. y Tabor D., Friction and lubrication of solids, Part I, Clarendon Press, Oxford, 1950.

⁷² Bowden F. P. y Tabor D., Friction and lubrication of solids, Part II, Clarendon Press, Oxford, 1964.

⁷³ Moore D. F., The friction and lubrication of elastomers, Pergamon, Oxford, 1972.

⁷⁴ Jiang Y. Y. y Sehitoglu H., A model for Rolling contact failure, Wear, vol. 224, nº1, 1999, pp. 38-49.

de contacto y la componente adhesiva de la fricción en este caso es sólo una parte pequeña de la fricción total.

Microdeslizamiento

El rodamiento puro se produce cuando el contacto entre dos cuerpos se da en un solo punto, sin embargo, en la práctica la zona de contacto sufre deformación (principalmente elástica), por lo que no se tienen las condiciones ideales. Esto provoca que en muchos puntos exista una combinación de rodamiento y deslizamiento⁷⁵. Aunque la velocidad de deslizamiento es normalmente pequeña, la mayor parte de la resistencia a la rodadura se debe al deslizamiento. El coeficiente total de fricción, f_r , se puede expresar como:

$$f_r = \frac{v_s}{v_r} f_k$$

Siendo v_s , la velocidad de deslizamiento

v_r , la velocidad de rodadura

f_k , el coeficiente cinético de la fricción de deslizamiento.

Histéresis elástica

Durante la rodadura regiones de la superficie se someten a tensión en un primer momento, y posteriormente esa tensión se relaja cuando el punto de contacto se desplaza. En cada momento, un elemento de volumen de cualquiera de los dos cuerpos en contacto se somete a un esfuerzo invirtiendo energía elástica en la deformación. Parte de esta energía elástica es liberada cuando cesa el esfuerzo, pero una pequeña parte se pierde en forma de calor a causa de la histéresis elástica del material, y esta pérdida continua de energía debe compensarse con la fuerza de rodadura.

Deformación plástica

La deformación plástica de la rugosidad de las superficies de rodadura cuando éstas no son perfectamente lisas provoca una pérdida de energía. De forma análoga, ocurre lo mismo cuando partículas contaminantes son presionadas entre las superficies de contacto.

1.2.2. Desgaste

El desgaste puede definirse como la pérdida de material de superficies sólidas como consecuencia de una acción mecánica que puede conducir a la inutilidad de los objetos por lo que se considera un fenómeno destructivo y normalmente perjudicial.

El comportamiento frente al desgaste de los materiales es un fenómeno complejo que se basa en diversos mecanismos, siendo alguno de los más importantes los que se relacionan a continuación^{76 77}:

- Desgaste adhesivo
- Desgaste abrasivo
- Desgaste por fatiga
- Desgaste corrosivo
- Desgaste erosivo

⁷⁵ Rabinowicz E., Friction and wear of materials. John Willey & Sons, Inc., USA, 1995.

⁷⁶ Bhushan B., Davis R. E. y Gordon M., Metallurgical reexamination of wear models: I. Erosive, electrical arcing, and fretting, Thin Solid Films, vol. 123, 1985, pp. 93-112.

⁷⁷ Bhushan B., Davis R. E. y Gordon M., Metallurgical reexamination of wear models: II. Adhesive and abrasive, Thin Solid Films, vol. 123, 1985, pp. 113-126.

- Desgaste erosivo por cavitación
- Fretting

1.2.2.1. Desgaste adhesivo

El desgaste adhesivo tiene lugar cuando dos cuerpos lisos tienen un movimiento de deslizamiento relativo entre ambos y el material arrancado de uno de ellos se adhiere a la superficie del otro.

El proceso se inicia con la formación de uniones adhesivas en la interfase de ambas superficies en contacto, que se rompen durante el proceso de deslizamiento. La rotura de estas uniones no tiene porqué producirse en la interfase inicial, de manera que en su ruptura se genera una interfase distinta. Como consecuencia, se produce una transferencia de materia de una superficie a otra.

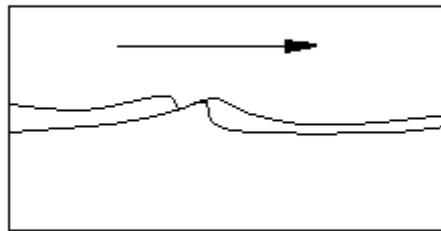


Figura 20. Formación de uniones adhesivas

Tanto en la formación de las uniones adhesivas como en su ruptura existen una serie de parámetros que influyen, de manera que el desgaste adhesivo se favorece o no en función como actúen esos parámetros.

La unión por adhesión metálica en la interfase depende de la estructura electrónica de los materiales en contacto, de forma que se favorece cuando uno de los metales dona electrones y otro los recibe⁷⁸.⁷⁹ De igual forma el proceso de adhesión se ve favorecido cuando existe compatibilidad metalúrgica⁸⁰. La estructura y la orientación de los cristales influye también sobre este mecanismo de desgaste, de forma que los metales que cristalizan en estructura cúbica centrada en el cuerpo o en las caras tienen mayor tendencia a sufrir este fenómeno que los metales que cristalizan en estructura hexagonal, disminuyendo, además, cuando aumenta la densidad atómica^{81 82}.

El proceso de desgaste adhesivo fue descrito por Archard^{83 84} mediante la siguiente ecuación:

$$W = \frac{V}{L} = \mu \frac{F_N}{H}$$

⁷⁸ Buckley D. H., Adhesion of metals to a clean iron surface studied with LEED and auger emission spectroscopy, *Wear*, vol. 20, 1972, pp. 89-103.

⁷⁹ Ohmae N., Okuyama T., Tsukiozoe T., Influence of electronic structure on the friction in vacuum of 3d transition metals in contact with copper, *Tribology International*, vol. 13, 1980, pp. 177-180.

⁸⁰ Rabinowicz E., *Wear coefficients in Handbook of lubrication: Theory and practice of tribology*, vol. 2: Theory and Design (E. R. Booser, ed.), CRC Press, Boca Raton, Fla, 1984, pp. 201-208.

⁸¹ Buckley D. H., Johnson R. L., The influence of cristal structure and some properties of hexagonal metals on friction and adhesión, *Wear*, vol. 11, 1965, pp. 405-419.

⁸² Buckley D. H., *Surface effects in adhesión, friction, wear, and lubrication*, Elsevier, Amsterdam, 1981.

⁸³ Archard J. F., Contact and Rubbing of flat surface, *Journal of Applied Physics*, vol. 24, 1953, pp. 981-988.

⁸⁴ Archard J. F., *Wear theory and mechanisms*, in *Wear Control Handbook* (M.B. Peterson, W. O. Winer, eds.) ASME, New York, 1980, pp. 35-80.

siendo W , la velocidad de desgaste
 μ , el coeficiente de fricción
 V , el volumen desgastado
 L , la distancia de deslizamiento
 F_N , la fuerza normal
 H , la dureza del material más blando

En este modelo la única propiedad del material considerada es la dureza, sin embargo, el coeficiente de fricción depende de otras propiedades, y la relación cualitativa entre ellas y μ es más compleja.

La ecuación de Archard mostrada anteriormente es válida para contactos plásticos. El modelo implica que la velocidad de desgaste es proporcional al área de contacto real, por lo que puede no ser aplicable en los casos en que existan contactos elásticos.

El modelo de Archard fue extendido por Hornbogen⁸⁵, que propuso un modelo que pretendía explicar el incremento de la velocidad de desgaste cuando decrece la tenacidad de los materiales metálicos. Este modelo se basa en la comparación de la deformación que tiene lugar durante las interacciones de las protuberancias con la deformación crítica que inicia el crecimiento de las grietas. Cuando la deformación aplicada es inferior a la crítica, entonces la velocidad de desgaste es independiente de la tenacidad y se cumple el modelo de Archard. Por el contrario, cuando la deformación aplicada es mayor, se aumenta la probabilidad de crecimiento de grietas y, por tanto, se incrementa el desgaste. La ecuación modificada por Hornbogen es la siguiente:

$$W = N^2 \frac{\sigma_Y E' F_N^{\frac{3}{2}}}{K_{IC}^2 H^{\frac{3}{2}}}$$

donde K_{IC} es la tenacidad a la fractura
 σ_Y el límite de fluencia
 N el factor de endurecimiento por trabajo en frío
 E' el módulo elástico aparente

1.2.2.2. Desgaste abrasivo

El desgaste abrasivo se produce como consecuencia del daño ocasionado por una superficie rugosa dura o que contiene partículas duras, que se desliza sobre otra superficie más blanda produciendo una serie de surcos sobre la misma.

Existen dos situaciones generales en las que se produce este tipo de desgaste:

- Abrasión entre dos cuerpos. La superficie de mayor dureza es el abrasivo, desgastando la superficie del material con el que está en contacto.
- Abrasión entre tres cuerpos. En este caso el abrasivo son partículas duras que quedan atrapadas entre dos superficies más blandas con un movimiento relativo y a las que desgasta.

⁸⁵ Hornbogen E., The role of fracture toughness in the wear of metals, *Wear*, vol. 33, 1975, pp. 251-255.

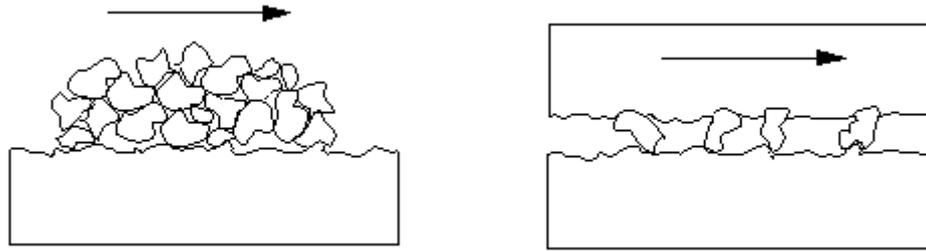


Figura 21. Desgaste abrasivo entre dos cuerpos (izq.) y desgaste abrasivo entre tres cuerpos (dcha.).

En general, en los procesos de desgaste abrasivo las protuberancias de la superficie más dura hacen presión sobre la superficie más blanda, generando un flujo plástico de materia. Cuando, además, existe una fuerza tangencial, se arranca materia de la superficie blanda combinando los efectos de arañado, corte y rotura.

En el caso de metales puros y materiales no metálicos duros la resistencia al desgaste abrasivo es proporcional a la dureza relativa de los dos materiales en contacto⁸⁶, de manera que, por ejemplo, los tratamientos térmicos en los aceros generalmente le proporcionan una mayor resistencia al desgaste abrasivo.

En 1965, Rabinowicz⁸⁷ obtuvo una expresión para el desgaste abrasivo, asumiendo que las protuberancias del material más duro son cónicas. En este supuesto la velocidad de desgaste responde a la siguiente ecuación:

$$W = \frac{V}{L} = \mu \frac{F_N}{\pi H} \tan \theta$$

donde θ es la pendiente de la protuberancia con la superficie y $\tan \theta$ es la media ponderada de los distintos conos.

Zum Gahr, en 1982⁸⁸, propone un nuevo modelo, en el que considera el proceso detallado de microcorte, microrayado y microagrietado del proceso abrasivo de metales dúctiles. Este modelo incluye, además de la presión y la dureza, otras propiedades de los materiales, como el endurecimiento por trabajo, la ductilidad, la homogeneidad y distribución de las deformaciones, la anisotropía de cristalización... La expresión propuesta por Zum Gahr es la siguiente:

$$W = \frac{f_{ab}}{K_1 K_2 \tau_c} \frac{\cos \rho \sin \theta}{\left[\cos \frac{\theta}{2} \right]^{\frac{1}{2}} \cos(\theta - \rho)} F_N$$

donde f_{ab} es el factor del modelo (1 para microcorte)

k_1 es la relación entre la tensión normal y la tangencial

⁸⁶ Khrushov M.M., Principles of abrasive wear, Wear, vol. 28, 1974, pp. 69-88.

⁸⁷ Rabinowicz E., Friction and wear of materials. John Willey & Sons, Inc., USA, 1995.

⁸⁸ Zum Gahr K. H., Abrasive wear of ductile materials, Z. F. Metallkd., vol. 73, 1982, pp. 267-276.

K_2 es el factor de textura (1 para metales c.c.c)

τ_c es el esfuerzo tangencial en el movimiento de dislocación

ρ es el ángulo en la interfase material-abrasivo

1.2.2.3. Desgaste por fatiga

Cuando los materiales son sometidos a ciclos de carga y descarga repetitivos es posible la aparición de grietas superficiales y subsuperficiales que a la larga pueden ocasionar desprendimientos de material de la superficie en forma de fragmentos relativamente grandes de manera que sobre la misma se generan grandes irregularidades. Este comportamiento se puede asemejar al desgaste que experimentan los materiales frágiles, y en ambos casos los daños que se ocasionan sobre la superficie son mayores cuando existe un deslizamiento oscilante (hacia delante y hacia atrás consecutivamente).

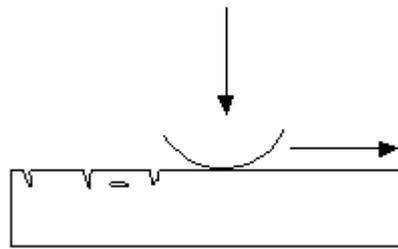


Figura 22. Proceso de desgaste por fatiga

La formación de estas grietas se debe a los siguientes fenómenos combinados⁸⁹:

- Cuando dos superficies en contacto se deslizan entre sí, las protuberancias de la superficie más blanda se suavizan como consecuencia de la deformación impresa por las cargas cíclicas
- La fricción superficial de las protuberancias más duras sobre las protuberancias de la superficie blanda provoca deformación cortante plástica que se acumula con las repeticiones.
- Puesto que la deformación subsuperficial continúa, las grietas se inician bajo la superficie, mientras que la iniciación de grietas muy cerca de la superficie se inhibe por la fuerza de compresión existente en la región de contacto.
- El mantenimiento de las cargas sobre la superficie favorece la propagación de las grietas paralelamente a la superficie, y cuando estas grietas llegan a la superficie se produce el desprendimiento de las partículas y, por tanto, el desgaste.

La expresión que define la velocidad de desgaste por fatiga fue obtenida por Halling en 1975⁹⁰ y es la siguiente:

$$W = \mu \frac{\eta Y}{\varepsilon_1^2 H} F_N$$

⁸⁹ Suh N. P., An overview of the delamination theory wear, *Wear*, vol. 44, 1977, pp. 1-16.

⁹⁰ Halling J., A contribution to the theory of mechanical wear, *Wear*, vol. 34, 1975, pp. 239-249.

donde η es la distribución lineal de las protuberancias
 Y es la constante que define el tamaño de partícula
 $\bar{\epsilon}_1$ es la deformación de fallo en un solo ciclo de carga
 H es la dureza del material más blando
 μ es el coeficiente de fricción

1.2.2.4. Desgaste corrosivo

El desgaste debido a la adhesión, abrasión y fatiga se debe a deformaciones y esfuerzos que experimenta la superficie, mientras que en el desgaste corrosivo el papel fundamental lo juegan las interacciones entre el medio ambiente y las superficies^{91 92 93}.

El desgaste corrosivo tiene lugar cuando existe un ambiente corrosivo. Cuando no existe deslizamiento, los productos de corrosión forman una película sobre la superficie, de manera que se disminuye la velocidad o se elimina la corrosión. Por el contrario, en presencia de movimiento deslizante esta película se elimina, continuando el proceso corrosivo. El proceso de desgaste corrosivo tiene, por tanto, dos etapas que se repiten cíclicamente:

- Primera etapa: Las superficies en contacto reaccionan con el medio ambiente, generándose unos productos de corrosión.
- Segunda etapa: Se produce el desgaste de los productos de oxidación como resultado de la formación de grietas y abrasión en la zona de interacción de los dos cuerpos.

1.2.2.5. Desgaste erosivo

La erosión se entiende como aquel proceso en el que o bien partículas que se desplazan en el seno de un medio fluido, o bien pequeñas gotas de líquido o gas, golpean sobre las superficies sólidas provocando arranque de material de las mismas.

Existen principalmente dos tipos de procesos erosivos:

- Erosión de baja velocidad.
- Erosión de alta velocidad.

Cuando el agente abrasivo es fluido, el proceso de desgaste erosivo es sólo de alta velocidad, mientras que, si es sólido, puede producirse tanto el desgaste a baja velocidad como el desgaste a alta velocidad.

Erosión de baja velocidad

El proceso de erosión a bajas velocidades se da cuando las partículas sólidas inciden sobre la superficie con un cierto ángulo, se mueven sobre la superficie a lo largo de una pequeña distancia y finalmente rebotan. Mientras las partículas se desplazan por la superficie provocan una pequeña erosión, dando lugar a un desgaste abrasivo considerable. Cuando las partículas implicadas son esféricas puede producirse desgaste adhesivo.

⁹¹ Fischer T. E., *Tribochemistry*, Ann. Rev. Mater. Sci., vol. 18, 1988, pp. 303-323.

⁹² Quinn T. F. J., A review of oxidational wear, Part I, *Tribology International*, vol. 16, 1983, pp. 257-271.

⁹³ Quinn T. F. J., A review of oxidational wear, Part II, *Tribology International*, vol. 16, 1983, pp. 305-315.

Las velocidades típicas de las partículas en este tipo de procesos erosivos están comprendidas entre 5 y 200 m/s.

Erosión de alta velocidad

En este caso, cuando las partículas sólidas o las gotas fluidas se desplazan a mayores velocidades, el arranque de material de la superficie se produce mediante un mecanismo de iniciación y crecimiento de grietas y, finalmente, arranque de partículas (mecanismo de fatiga).

La respuesta de los materiales frente al desgaste erosivo depende fundamentalmente de los siguientes factores:

- Tipo y estado del material
- Velocidad de impacto
- Ángulo de impacto
- Tipo y tamaño de partícula

En la figura 23 se muestra la velocidad de desgaste por erosión en el caso de materiales dúctiles y frágiles en función del ángulo de impacto, así como una comparación entre elastómeros y fundiciones.

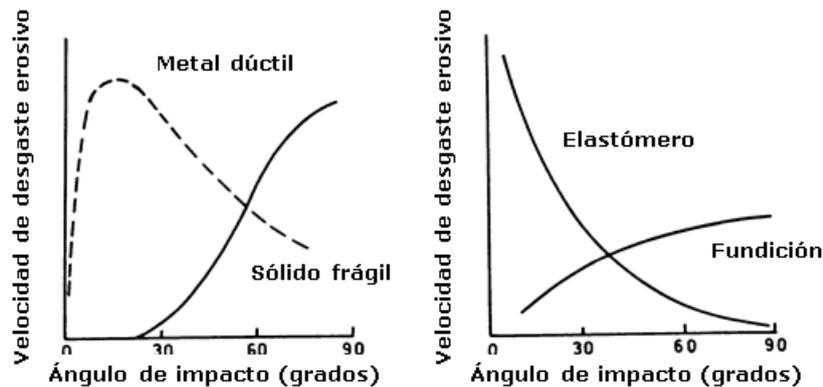


Figura 23. Velocidad de desgaste erosivo en función del ángulo de impacto para materiales dúctiles y frágiles (dcha.) y para elastómeros y fundiciones (izda.).

El mecanismo de desgaste erosivo para materiales dúctiles fue modelizado por Finnie et al. en 1979⁹⁴, que consideró el elemento abrasivo como una partícula rígida angular en la superficie del metal dúctil. De esta forma, el volumen de material desprendido de la superficie es:

$$V \approx \frac{Mv^2 f(\alpha)}{P}$$

siendo: M , la masa de las partículas erosivas

v , la velocidad de las partículas

$f(\alpha)$, la función del ángulo de impacto

P , la componente horizontal de la presión entre partículas y superficie

⁹⁴ Finnie I., Levy A. V., McFadden D. H., Fundamental mechanisms of erosive wear ductile metals by solid particles in erosion, prevention and useful applications (W. F. Adler, ed.), Special Publication STP-664, ASTM, Philadelphia, 1979, pp. 36-58.

1.2.2.6. Desgaste erosivo por cavitación

El desgaste erosivo por cavitación se produce cuando un sólido y un fluido están en movimiento relativo y burbujas en el fluido se vuelven inestables e implosionan contra la superficie sólida⁹⁵.

El desgaste sigue el siguiente proceso:

1. La superficie se cubre con el líquido cuya presión hidrostática está por debajo de la presión de vapor.
2. Se forma la burbuja en el líquido.
3. El líquido sufre compresión de nuevo y la burbuja se colapsa.
4. El impacto del chorro formado en la burbuja impacta con gran velocidad contra la superficie dañándola.

1.2.2.7. Fretting

Este tipo de desgaste aparece cuando las superficies están sometidas a vibraciones de baja amplitud y alta frecuencia. Se inicia como un proceso de adhesión, seguido de corrosión de las partículas generadas y sus principales consecuencias son la abrasión debido al carácter abrasivo de los óxidos formados en la etapa anterior^{96 97}.

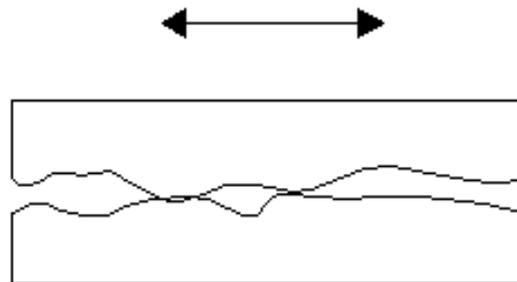


Figura 24. Proceso de Fretting entre dos superficies

Inicialmente el desgaste debido al fretting se denominó corrosión por fretting⁹⁸ puesto que el inicio del desgaste se debe a la formación del óxido. Sin embargo, este fenómeno ha sido observado en materiales que no son susceptibles de oxidarse⁹⁹, por lo que la denominación adoptada finalmente es la de fretting.

El fretting ocurre generalmente cuando el movimiento relativo entre los cuerpos no es intencionado, y está muy influenciado por las condiciones ambientales.

⁹⁵ Hammitt F. G., Cavitation and liquid impact erosion in wear control handbook (M. B. Peterson and W. O. Winwr, eds.), ASME, New York, 1980, pp.161-230.

⁹⁶ Kalin M., Vizintin J., Use of equations for wear volume determination in Fretting experiments, Wear, vol. 237, 2000, pp. 39-48.

⁹⁷ Waterhouse R. B., Fretting wear, Wear, vol. 100, 1984, pp. 107-118.

⁹⁸ Halliday J. S., Hirst W., The Fretting corrosión in mild Steel, Proc. Roy. Soc., A236, 1956, pp. 411-425.

⁹⁹ Godfrey D., Bailey J. M., Early stages of Fretting of copper, iron, and Steel, Lubrication Engineering, vol. 10, 1954, pp. 155-159.

1.2.3. Métodos de ensayo del desgaste

En 1997 el Laboratorio Nacional de Física del Reino Unido llevó a cabo una encuesta entre los usuarios de equipamiento de ensayo de desgaste con el objetivo de determinar los tipos de ensayos que se estaban empleando para cada problema concreto, encontrándose con una gran variedad de posibilidades en cuanto a equipamiento y en cuanto a condiciones concretas de operación^{100 101 102}.

1.2.3.1. Desgaste adhesivo

El desgaste adhesivo es el mecanismo de desgaste más común en componentes como cojinetes y pistones que normalmente trabajan en condiciones lubricadas. Para este tipo de componentes normalmente los ensayos sugeridos están destinados a probar los lubricantes, sin embargo, a continuación, se comentarán algunos de los ensayos más apropiados para verificar el comportamiento frente al desgaste de estos componentes en condiciones de falta de lubricación. No obstante, el objetivo de los ensayos es siempre simular las condiciones de servicio donde se puede producir el fallo de los equipos, por tanto, para este tipo de componentes lubricados será necesario el uso de pequeñas cantidades de lubricante con el fin de que el contacto químico se reproduzca.

El desgaste adhesivo también es frecuente en componentes sin lubricación tales como frenos, embragues y cojinetes de fricción. Para este tipo de equipos los ensayos se pueden realizar directamente.

En las figuras 25 y 26 se pueden apreciar dos disposiciones típicas para ensayar cojinetes de fricción sin lubricación y arandelas de empuje. El dispositivo de la figura 25 produce resultados mejores que el de la figura 26, puesto que en este último el área de contacto entre las dos partes varía sustancialmente durante el ensayo. Esta variación en el área de contacto se debe a la necesidad de dejar ciertas tolerancias entre los diámetros de las dos partes para facilitar el montaje.

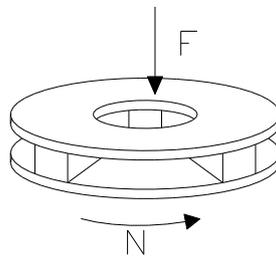


Figura 25. Esquema de cojinete dividido en tres partes en contacto con un aro giratorio

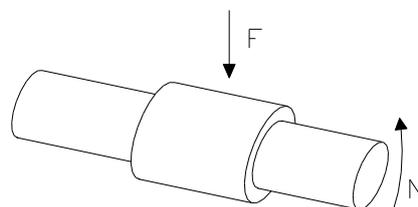


Figura 26. Esquema del dispositivo de ensayo de camisa y eje rotatorio

¹⁰⁰ Hawk J. A., Wilson R. D., Tylczak J. H., Dogan Ö. N., Laboratory abrasive wear test: investigation of test methods and alloy correlation, *Wear*, vol. 225-229, 1999, pp. 1031-1042.

¹⁰¹ Neale M. J., Gee M., *Guide to wear problems and testing for industry*, William Andrew Publishing, New York, 2001.

¹⁰² Tylczak J. H., Hawk J. A., Wilson R.D., A comparison of laboratory abrasión and field wear results, *Wear*, vol. 225-229, 1999, pp. 1059-1069.

La figura 27 muestra una disposición típica para simular el aro del pistón y camisa del cilindro en contacto. La principal desventaja de este ensayo es la geometría excesivamente compleja necesaria para la muestra a ensayar. Cuando el ensayo se hace sobre componentes ya fabricados, se facilita el ensayo utilizando como muestra una parte del mismo, pero cuando el material que se pretende ensayar es nuevo, la preparación del ensayo se dificulta.

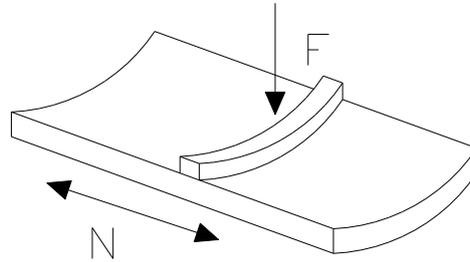


Figura 27. Esquema del dispositivo de ensayo de segmentos de aro de pistón y cilindro

Las figuras 28, 29 y 30 muestran configuraciones más sencillas que presentan muy buena reproducibilidad. Para que los resultados obtenidos con estas disposiciones sean fiables es necesario reproducir con la mayor precisión posible las condiciones de contacto reales (materiales, acabados superficiales, velocidades, movimientos, temperaturas...).

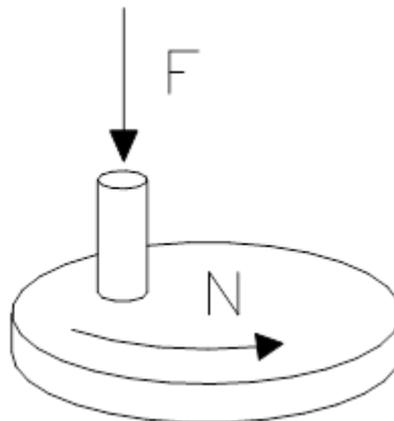


Figura 28. Esquema del dispositivo de ensayo "pin on disk"

El dispositivo de la figura 28 se emplea como un ensayo simplificado del aro del pistón y de materiales cilíndricos. En este caso, el aro está representado por el "pin", mientras que el disco representa el cilindro. El principal problema de este ensayo es que la temperatura se modifica por el calor generado en la fricción, desviando las condiciones de ensayo de las de servicio. El dispositivo de la figura 29 subsana este problema, puesto que la velocidad del movimiento recíproco es inferior a la del ensayo anterior, y la temperatura se puede controlar.

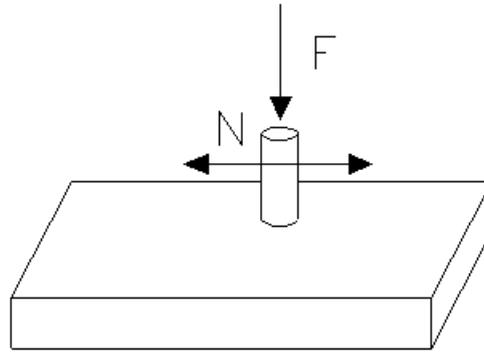


Figura 29. Esquema del dispositivo de ensayo "pin on plate"

La figura 30 muestra el esquema de una simplificación del ensayo mostrado anteriormente en la figura 26, donde la geometría de la muestra es ahora un bloque.

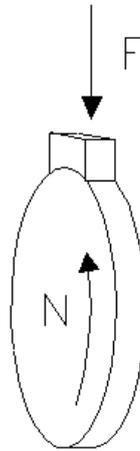


Figura 30. Esquema del dispositivo de ensayo "block on rotating disc"

1.2.3.2. Desgaste abrasivo

A continuación, se contemplan las distintas posibilidades que se emplean con mayor frecuencia en el caso de que el desgaste sea abrasivo y se deba a la acción de partículas duras que actúan sobre la superficie.

Un hecho que hay que tener en cuenta cuando se ensaya con métodos que requieren la utilización de partículas duras como abrasivo es el desgaste que el propio abrasivo sufre durante el ensayo. Las modificaciones en el material abrasivo del ensayo pueden provocar que los resultados del mismo no sean suficientemente representativos.

Cuando se utiliza como abrasivo partículas sueltas, estas pueden modificar tanto su tamaño (romperse) como su forma (suavización de aristas), de manera que la abrasión sobre el material a ensayar disminuye con respecto a la que se tendría en caso de que el abrasivo fuese siempre nuevo.

En la figura 31 se puede observar la disposición de un ensayo de abrasión "pin in drum", donde el problema del deterioro del abrasivo es significativo.

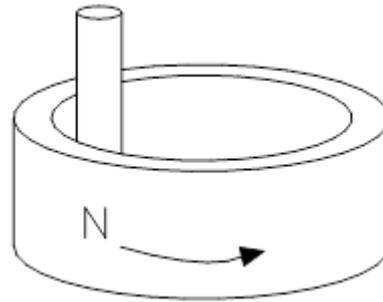


Figura 31. Esquema del dispositivo de ensayo "pin in drum"

Como alternativa a este método, y para evitar este problema se puede emplear el ensayo esquematizado en la figura 32, y que consiste en no emplear el abrasivo en forma de partículas sueltas, sino en un sustrato¹⁰³.

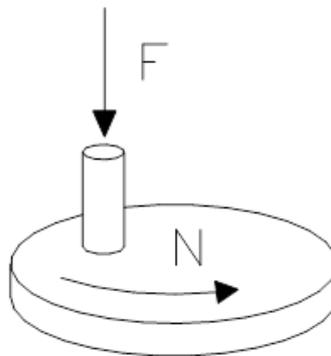


Figura 32. Esquema del dispositivo de ensayo "pin on disk"

El problema que surge con esta disposición es la acumulación del abrasivo a medida que se produce el desgaste del material a ensayar y los residuos del mismo se quedan sobre el sustrato. Como solución a este problema surge una nueva disposición, mostrada en la figura 33.

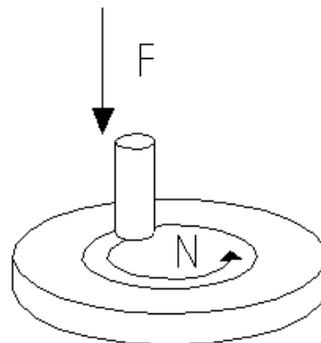


Figura 33. Esquema del dispositivo "pin on disk" con trayectoria en espiral

¹⁰³ Fujisawa N, James N. L., Tarrant R. N., McKenzie D.R., Woodard J. C., Swain M.V., A novel pin-on-disc apparatus, *Wear*, vol. 254, 2003, pp. 111-119.

En este caso el “pin” sigue una trayectoria en espiral, lo que disminuye el riesgo de embotamiento del abrasivo. Sin embargo, el problema en este caso es la limitación del recorrido que se puede efectuar, lo que disminuye las posibilidades de aplicación de este ensayo.

Todos estos problemas hacen que los ensayos con mayor aplicación sean aquellos en los que la alimentación de material abrasivo es continua, como los mostrados en la figura 34.

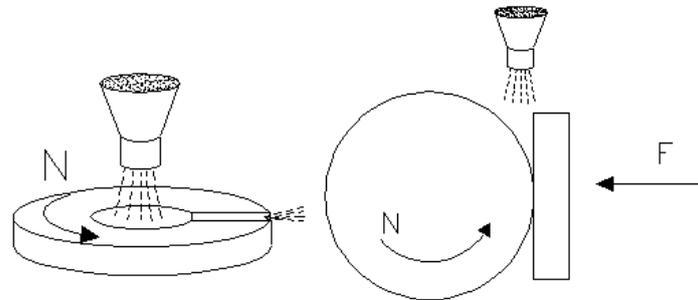


Figura 34. Esquema de dispositivos de ensayo con alimentación de abrasivo continua.

El dispositivo de la izquierda de la figura 34 se basa en la creación de una fuerza centrífuga que provoca el movimiento de las partículas abrasivas. Las condiciones de proceso son, para ensayo, menos controladas que en el caso del ensayo esquematizado a la derecha de la figura, que es el ensayo más fiable y aceptado para ensayar el desgaste abrasivo.

Este ensayo está normalizado según norma ASTM G65 “Standard Test Method for Measuring Abrasion Using the Dry Sand / Rubber Wheel Apparatus”¹⁰⁴. En él se emplea una rueda recubierta de caucho con un diámetro prefijado. La velocidad de giro de la rueda es de 200 revoluciones por minuto, y la alimentación de abrasivo es continua y con velocidad también constante. La fuerza que se aplica (F), y el número de revoluciones totales de la rueda es variable, según cuatro posibles procedimientos establecidos en la norma. El desgaste experimentado por el material a ensayar se mide en función de la pérdida de peso o volumen.

Una variación de este ensayo, esquematizado en la figura 35, es el recogido por la norma ASTM G105 “Standard Test Method For Conducting Wet Sand /Rubber Wheel Abrasion Test”, en el que el abrasivo empleado es una mezcla de arena y agua sumergido en una cámara.

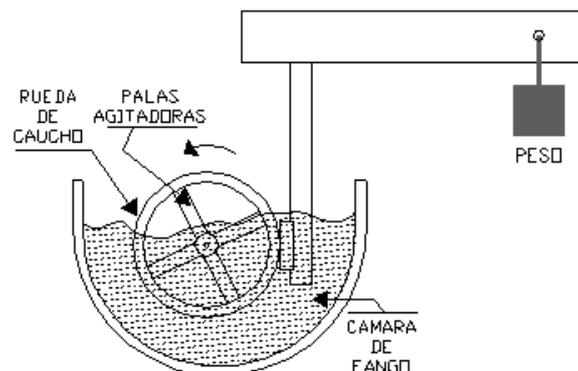


Figura 35. Esquema del dispositivo de ensayo según la norma ASTM G105

¹⁰⁴ Stevenson A. J. N., Hutchings I. M., Development of the dry sand/rubber wheel abrasión test, Wear, vol.195, 1996, pp. 232-240.

Cuando el desgaste abrasivo es de tres cuerpos, los dispositivos empleados para los ensayos son algo diferentes. Una característica importante para minimizar el daño este tipo de desgaste abrasivo es que la dureza de las dos superficies sea distinta, de manera que el abrasivo se incrusta en la superficie más blanda protegiéndola del desgaste.

En la figura 36 se esquematiza el diseño de un ensayo adecuado en circunstancias en las que existe movimiento oscilatorio. En este caso el material más duro sería el que constituye el "block", y el disco sería de material blando.

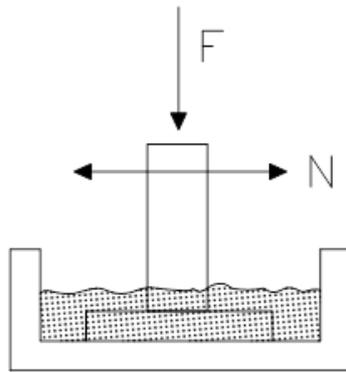


Figura 36. Esquema del dispositivo "block on plate"

El diseño de la figura 37 es más apropiado para simular situaciones de alta velocidad.

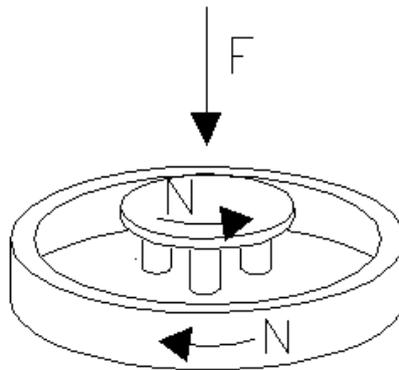


Figura 37. Esquema del dispositivo triple "pin on disk" en cámara de fango

Finalmente, en la figura 38 se muestran dos disposiciones donde el abrasivo permanece embebido en la superficie blanda desgastando a la superficie dura, de esta forma presenta siempre una geometría constante, produciendo sobre las superficies a ensayar cráteres esféricos.

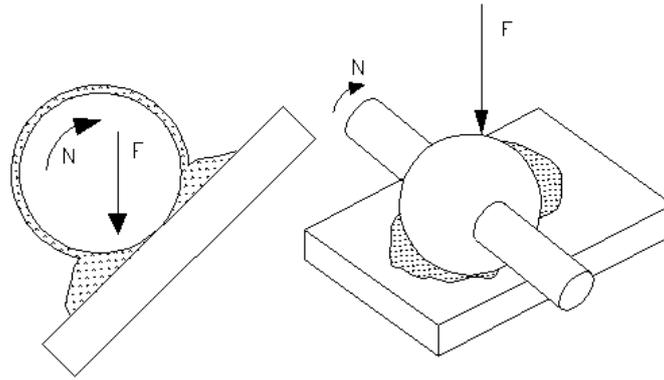


Figura 38. Superficie esférica rotando sobre la superficie de ensayo.

1.2.3.3. Desgaste por erosión

La figura 39 muestra el dispositivo empleado para ensayar el desgaste erosivo producido por un chorro líquido, mientras que, la figura 40, se emplea cuando el agente causante de la erosión es un chorro de gas.

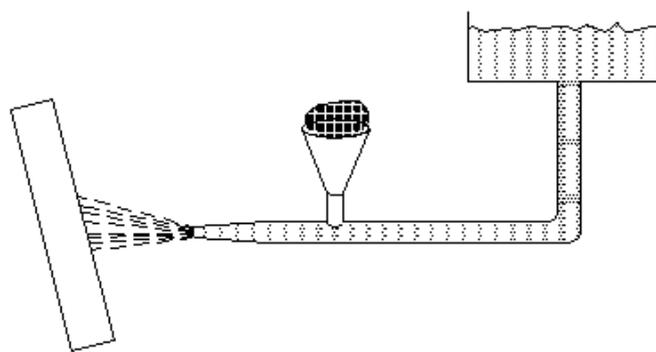


Figura 39. Esquema del dispositivo de ensayo de erosión mediante un líquido

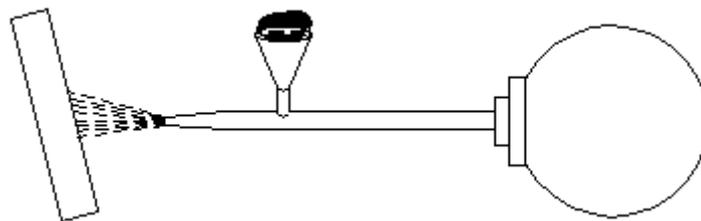


Figura 40. Esquema del dispositivo de ensayo de erosión mediante un gas

En estos ensayos el abrasivo debe ser representativo de lo que ocurre en servicio, por tanto, se debe controlar la forma, tamaño y dureza del mismo, así como la velocidad y el ángulo de impacto sobre la superficie de ensayo.

1.2.3.4. Desgaste erosivo por cavitación

En la figura 41 se muestra un esquema de la configuración para ensayar el desgaste producido mediante erosión por cavitación. Con esta disposición, la cavitación se crea cíclicamente mediante el empleo de la oscilación de alta frecuencia de un eje. En la oscilación se produce el acercamiento y alejamiento de la superficie de ensayo con la superficie del eje, produciéndose la cavitación en el momento del alejamiento.

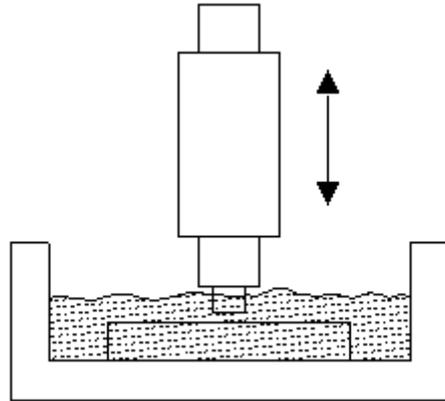


Figura 41. Esquema del dispositivo de ensayo de placa y eje vibratorio sumergido en un fluido

1.2.3.5. Desgaste por fatiga

Las figuras 42 y 43 muestran dos dispositivos que simulan las condiciones de desgaste en componentes de maquinaria, mientras las figuras 44 y 45 son configuraciones más simples que tratan de acelerar los ensayos en el caso de cojinetes de rodadura. Estos ensayos se emplean fundamentalmente en la industria relacionada con estos componentes, y no se emplean normalmente en laboratorios.

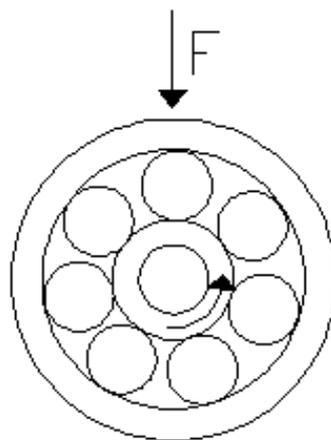


Figura 42. Esquema del dispositivo de ensayo del cojinete de bolas bajo carga

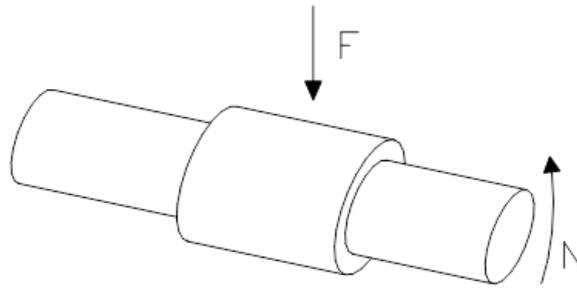


Figura 43. Esquema del dispositivo de ensayo de cojinetes planos

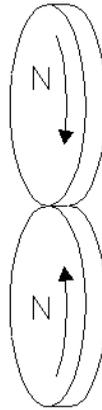


Figura 44. Esquema del dispositivo de ensayo de dos rodillos girando en contacto

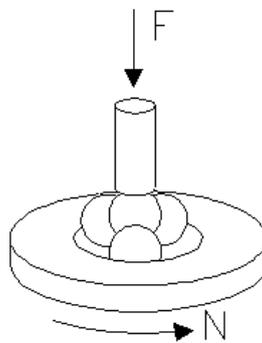


Figura 45. Esquema del dispositivo de ensayo de cuatro bolas en contacto de rodadura

1.2.3.6. Fretting

El fenómeno del fretting tiene lugar cuando existen pequeños movimientos oscilatorios entre superficies que soportan una fuerte carga, por lo que los ensayos de simulación necesariamente deben implicar fricción entre dos componentes que se desplazan con un movimiento recíproco de pequeña amplitud, normalmente inferior a $250\ \mu\text{m}$, sometidos a una presión de contacto elevada. Además, puesto que la temperatura influye en el desgaste mediante este mecanismo, es importante asegurar que el ensayo se realice a la temperatura de servicio.

Las figuras 46 y 47 son dos ejemplos de configuraciones típicas para ensayar el desgaste por fretting.

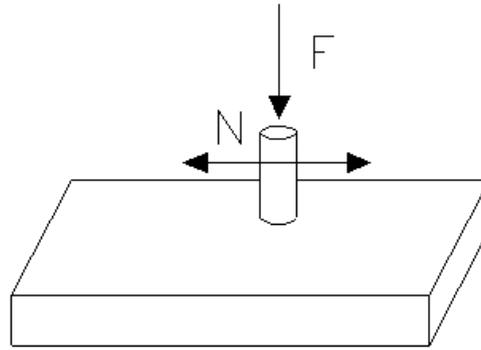


Figura 46. Esquema del dispositivo de ensayo "pin on plate"

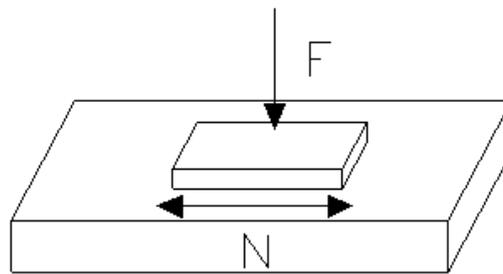


Figura 47. Esquema del dispositivo de ensayo "block on plate"

1.2.4. Normas ASTM para ensayo del desgaste

1.2.4.1. ASTM B611: Standard Test Method for Abrasive Wear Resistance of Cemented Carbides¹⁰⁵

Procedimiento

Consiste en someter al material a ensayar a un procedimiento de desgaste abrasivo controlado. En este caso el abrasivo empleado es una mezcla de alúmina y agua contenido en una cámara, que se conduce entre la rueda giratoria que en esta ocasión es de acero.

Parámetros de ensayo

- Abrasivo: fango de alúmina en proporciones de 4 gramos de alúmina por cada centímetro cúbico de agua.
- Fuerza aplicada: 20 N
- Revoluciones de la rueda: 1000
- Velocidad de giro: 100 r/min
- Diámetro de la rueda: 165 mm

Resultados

Se examinará la superficie desgastada y el volumen de material desgastado.

¹⁰⁵ ASTM B611. Standard Test Method for Abrasive Wear Resistance of Cemented Carbides

1.2.4.2. ASTM G32: Standard Test Method for Cavitation Erosion Using Vibratory Apparatus¹⁰⁶

Procedimiento

El objetivo de este ensayo es producir desgaste por cavitación en la superficie de una muestra que vibra a una frecuencia elevada mientras se encuentra sumergida en un líquido. La vibración provoca la formación y el colapso de burbujas en el líquido, y esto a su vez da lugar a la pérdida de material por desgaste de la muestra.

Parámetros de ensayo

- Frecuencia de oscilación de la muestra: 20 kHz
- Amplitud de oscilación de la muestra: 50 μm
- Líquido de ensayo: Agua destilada o desionizada
- Profundidad del líquido: al menos 100 mm
- Profundidad de inmersión de la muestra: 12 mm
- Temperatura de ensayo: 25 $^{\circ}\text{C}$

Resultados

Se examinará la superficie desgastada y la masa o volumen de material desgastado.

1.2.4.3. ASTM G65: Standard Test Method For Measuring Abrasion Using the Dry Sand / Rubber Wheel Apparatus¹⁰⁷

Procedimiento

Consiste en someter al material a ensayar a un procedimiento de desgaste abrasivo controlado. Para ello se introduce el abrasivo entre la muestra y una rueda giratoria recubierta con caucho de dureza determinada. La superficie de la muestra se presiona con una fuerza determinada contra la rueda mientras un flujo controlado de abrasivo la desgasta. La dirección de giro de la rueda coincide con la del flujo de abrasivo. La duración del ensayo y la carga aplicada varía en función del grado de resistencia o espesor del material a ensayar, dando lugar a cuatro procedimientos específicos (A, B, C y D, en orden de mayor a menor severidad).

Parámetros de ensayo

- Abrasivo: Arena según especificación AFS 50-70
- Flujo de abrasivo: 300-400 g/min
- Fuerza aplicada: 45 N para el procedimiento A y 130 N para el B, C y D
- Revoluciones de la rueda: 6000 para el procedimiento A, 2000 para el B, 100 para el C y 6000 para el D.
- Velocidad de giro: 200 r/min
- Diámetro de la rueda: 228 mm
- Dureza de la goma: 60 Shore A

Resultados

Se examinará la superficie desgastada y la masa o volumen de material desgastado.

¹⁰⁶ ASTM G32. Standard Test Method for Cavitation Erosion Using Vibratory Apparatus

¹⁰⁷ ASTM G65: Standard Test Method For Measuring Abrasion Using the Dry Sand / Rubber Wheel Apparatus

1.2.4.4. ASTM G75: Standard Test Method for Determination of Slurry Abrasivity (Miller Number) and Slurry Abrasion Response of Materials (SAR Number)¹⁰⁸

Procedimiento

En este ensayo se pretende determinar tanto el número de Miller como el SAR midiendo la pérdida de masa que experimenta un bloque metálico de dimensiones y forma estandarizado cuando se mueve, con un movimiento recíproco, contra el fondo de una cubeta donde se encuentra el fango abrasivo.

Parámetros de ensayo

- Abrasivo: Variable, para la determinación del índice de Miller generalmente se emplean 150g de sólido y 150g de agua destilada.
- Amplitud del movimiento: 200 mm
- Fuerza aplicada: 22.24 N
- Duración: 8 horas

Resultados

Se examinará la superficie desgastada y la masa o volumen de material desgastado.

1.2.4.5. ASTM G76: Standard Test Method for Conducting Erosion Tests by Solid Particle Impingement Using Gas Jets¹⁰⁹

Procedimiento

En este ensayo se emplea un chorro de gas a alta presión para acelerar un chorro de partículas a través de una boquilla que incide sobre la superficie de ensayo.

Parámetros de ensayo

- Dimensiones de la boquilla: 1.5 mm de diámetro interior y al menos 50 mm de longitud.
- Gas: Aire seco
- Partículas abrasivas: Alúmina de 50 μ m
- Velocidad de las partículas: 30 m/s
- Ángulo de incidencia de las partículas: 90 °
- Distancia boquilla-superficie: 10 mm

Resultados

Se examinará la superficie desgastada y la masa o volumen de material desgastado.

1.2.4.6. ASTM G99: Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus¹¹⁰

Procedimiento

En este ensayo se emplea un “pin” con punta redondeada posicionado perpendicularmente a un disco plano y que se mueven de manera que el “pin” describe una trayectoria circular sobre el disco. El “pin” es presionado contra el disco con una fuerza determinada.

¹⁰⁸ ASTM G75. Standard Test Method for Determination of Slurry Abrasivity (Miller Number) and Slurry Abrasion Response of Materials (SAR Number).

¹⁰⁹ ASTM G76. Standard Test Method for Conducting Erosion Tests by Solid Particle Impingement Using Gas Jets.

¹¹⁰ ASTM G99. Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus.

Parámetros de ensayo

- Fuerza aplicada: inferior a 10000N
- Velocidad: 0.001-10 m/s
- Duración del ensayo: 1000-1000000 s

Resultados

Se examinará la superficie desgastada y la masa o volumen de material desgastado, además se estudiará el coeficiente de fricción.

1.2.4.7. ASTM G105: Standard Test Method for Conducting Wet Sand / Rubber Wheel Abrasion Tests¹¹¹

Procedimiento

Consiste en someter al material a ensayar a un procedimiento de desgaste abrasivo controlado. En este caso el abrasivo empleado es una mezcla de arena y agua contenido en una cámara. Una rueda recubierta con caucho de dureza determinada gira introduciendo el abrasivo entre la muestra y la superficie de la goma. La superficie de la muestra se presiona con una fuerza determinada contra la rueda.

En el ensayo se emplean tres ruedas con dureza distinta, 50, 60 y 70 Shore A, realizándose una primera etapa de preparación con la rueda de 50 Shore A y tres etapas más con las ruedas de dureza 50, 60 y 70 Shore A respectivamente.

Parámetros de ensayo

- Abrasivo: 0.940 kg. de agua y 1.500 kg. de arena AFS 50/70
- Fuerza aplicada: 222 N
- Revoluciones de la rueda: 4000 (1000 en cada etapa)
- Velocidad de giro: 245 r/min
- Diámetro de la rueda: 178 mm
- Dureza de la goma: 50, 60 y 70 Shore A

Resultados

Se examinará la superficie desgastada y la masa o volumen de material desgastado.

1.2.4.8. ASTM G133: Standard Test Method for Linearly Reciprocating Ball-on-Flat Sliding Wear¹¹²

Procedimiento

Una bola estacionaria se presiona sobre la superficie plana de la muestra que se desplaza alternativamente de adelante atrás recíprocamente.

Parámetros de ensayo

- Carga: 25 N
- Frecuencia: 5 Hz
- Carrera: 10 mm

¹¹¹ ASTM G105. Standard Test Method for Conducting Wet Sand / Rubber Wheel Abrasion Tests

¹¹² ASTM G133. Standard Test Method for Linearly Reciprocating Ball-on-Flat Sliding Wear.

- Geometría de la bola: Radio de 4.76 mm
- Duración: 16 minutos y 40 segundos

Resultados

Se examinará la superficie desgastada y la masa o volumen de material desgastado, además se estudiará el coeficiente de fricción.

1.2.4.9. ASTM G134: Standard Test Method for Erosion of Solid Materials by a Cavitation Liquid Jet¹¹³

Procedimiento

Este ensayo puede emplearse para comparar la resistencia a la erosión por cavitación de materiales sólidos o para comparar la capacidad de erosión por cavitación de distintos líquidos. Desde una boquilla se envía un chorro sumergido que incide sobre la superficie de la muestra, de forma que se produce el colapso de las burbujas del chorro sobre ella y, por tanto, se erosiona.

Parámetros de ensayo

- Condiciones del fluido: 21 MPa, 4.5 L/min
- Temperatura del agua en la boquilla: 35 °C

Resultados

Se examinará la superficie desgastada y la masa o volumen de material desgastado.

1.2.5. Influencia de las propiedades de los materiales sobre su comportamiento tribológico

Las características de la interacción que se produce entre dos materiales en contacto dependen de la combinación de las propiedades que presenten estos materiales. Uno de los principales objetivos en la investigación en el campo de la fricción y el desgaste es la determinación de la influencia concreta de cada una de las propiedades de los materiales en el fenómeno del desgaste. En esta línea, los parámetros que gobiernan la interacción entre las superficies se clasifican en dos categorías¹¹⁴: las propiedades referidas al volumen y las propiedades de superficie. Las primeras relacionan los cuerpos en contacto como un todo, mientras que las últimas determinan la interfase de contacto entre los cuerpos.

Las propiedades de volumen que mayor influencia tienen en los procesos de desgaste son el límite elástico y la dureza, seguidas del módulo de Young, el módulo cortante y la energía elástica almacenada. También se deben considerar propiedades que describen la fragilidad o las propiedades térmicas en el caso de que el deslizamiento se produzca a altas velocidades.

Entre las propiedades de superficie que cabe destacar están la reactividad química o la tendencia de la superficie a adquirir una película superficial de diferente composición química que la del sustrato. De igual importancia es la tendencia de los materiales de absorber moléculas del entorno. También hay que señalar la energía superficial, relacionada con la dificultad de generar nueva superficie y con la compatibilidad de las dos superficies en contacto.

¹¹³ ASTM G134: Standard Test Method for Erosion of Solid Materials by a Cavitation Liquid Jet.

¹¹⁴ Rabinowicz E., Friction and wear of materials. John Willey & Sons, Inc., U.S.A., 1995, p.16.

1.2.5.1. Propiedades elásticas de los materiales

Las propiedades elásticas de los materiales se determinan mediante el ensayo de tracción, en el cual una probeta con dimensiones y forma normalizadas se somete a un esfuerzo en la dirección de su eje longitudinal y en el sentido tendente al alargamiento de la misma, mientras se mide la fuerza de tracción ejercida y la deformación provocada en la misma.

Si se divide la fuerza medida entre la superficie transversal de la probeta se determina el esfuerzo de tracción:

$$\sigma = \frac{F}{A}$$

La deformación se determina como la relación entre la deformación experimentada por la probeta durante el ensayo y la longitud original de la misma:

$$\varepsilon = \frac{\Delta l}{l_0} = \frac{l_f - l_0}{l_0}$$

En la figura 48, se observa una curva típica de esfuerzo-deformación obtenida mediante el ensayo de tracción. En ella se aprecia las dos regiones fundamentales, la región elástica (región lineal inicial) y la región plástica.

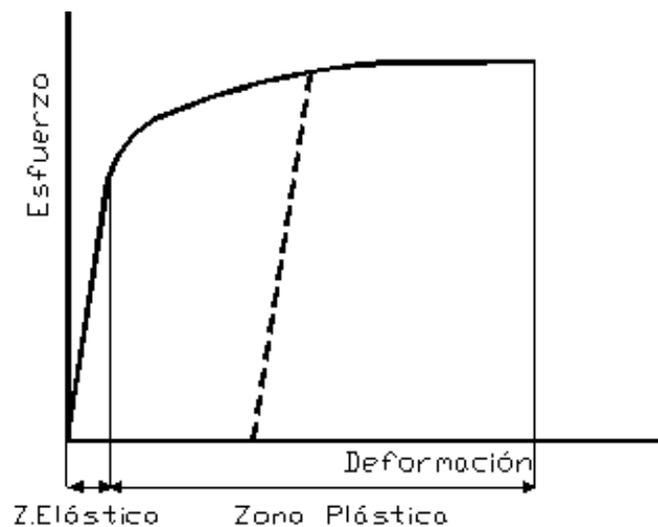


Figura 48. Diagrama de esfuerzo-deformación

En la figura también se puede apreciar, mediante la curva de trazos, la recuperación de la deformación elástica cuando se descarga la probeta una vez alcanzada la región plástica y su posterior carga.

En la región elástica el comportamiento de los materiales es lineal, siendo la pendiente de la curva el módulo de Young (E). Durante este periodo, si la carga se suprime la deformación se recupera totalmente, y la probeta retorna a sus dimensiones originales.

En la figura 49 se muestran distintos diagramas en función del tipo de material que se ensaya.

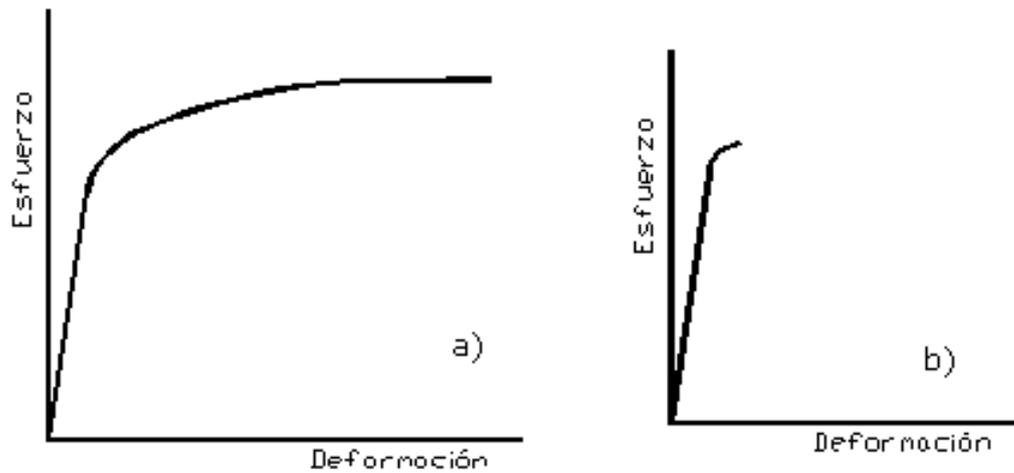


Figura 49. Diagrama de esfuerzo-deformación para un material frágil (a), y un material dúctil (b)

El comportamiento elástico definido anteriormente tiene algunas excepciones que cobran importancia en algunas situaciones prácticas como en dispositivos de contacto de rodadura (por ejemplo, cojinetes de bolas). En estos casos existe una pequeña desviación con respecto al comportamiento lineal perfecto en el ciclo de carga y descarga. Esta desviación se denomina histéresis, y consiste en una pérdida de energía¹¹⁵, y una pequeña deformación residual una vez que la carga se elimina en la zona elástica¹¹⁶. Estos dos fenómenos se observan en las figuras 50 y 51.

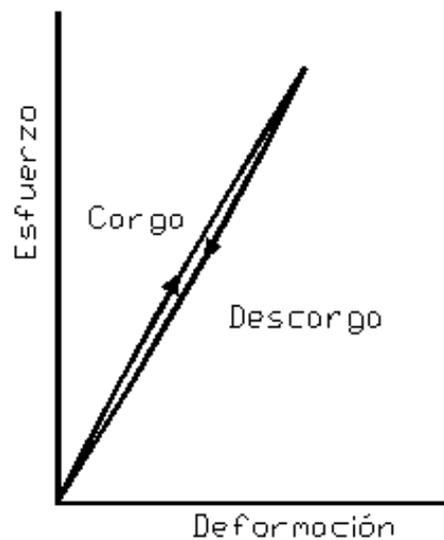


Figura 50. Fenómeno de histéresis durante la carga y la descarga

¹¹⁵ Tabor D., The mechanism of 'free' rolling friction, Lubrication Engineering, vol. 12, 1956, pp. 379-386

¹¹⁶ Muir H., Averbach B. L., Cohen M., The elastic limit and yield behavior of hardened Steel, Trans. ASM, vol. 47, 1955, pp. 380-407.

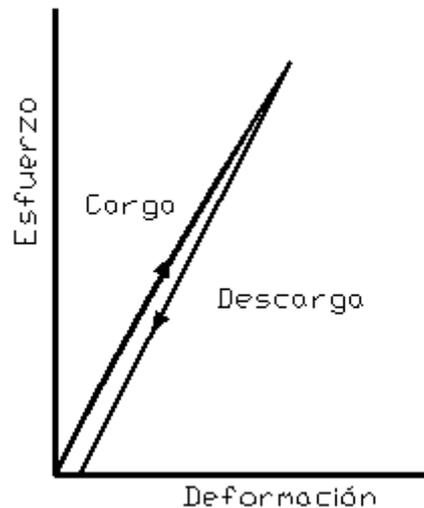


Figura 51. Deformación residual después de la descarga

La sensibilidad de los resultados a la velocidad de deformación durante el ensayo también es importante en el campo de tribología para muchos metales blandos y materiales no metálicos, por ejemplo, polímeros. La velocidad de deformación durante el ensayo de tracción es, en general, muchos órdenes de magnitud inferior a la velocidad de deformación que se produce durante el deslizamiento. Algunos materiales, como los metales blandos, parecen más resistentes cuando se ensayan a velocidades de deformación mayores, por lo que la resistencia de estos materiales es mayor durante el deslizamiento que durante el ensayo de tracción, lo que muestra la influencia de la velocidad en el coeficiente de fricción¹¹⁷.

Otro factor que puede influir en los resultados del ensayo es el tamaño de la probeta ensayada, de forma que cuanto más pequeña sea más resistente aparentará ser. Este fenómeno se puede explicar por la mayor probabilidad de presentar dislocaciones e imperfecciones de las piezas grandes, y, por tanto, con una mayor probabilidad de pérdida de resistencia¹¹⁸.

1.2.5.2. Propiedades de deformación plástica de los materiales

La mayoría de los materiales muestran una transición entre la zona elástica y plástica que en ocasiones es difícil de definir con un solo parámetro. En general, se definen distintos parámetros que tratan de explicar el comportamiento de los materiales en las proximidades del cambio elástico-plástico. Fundamentalmente las propiedades elegidas son las siguientes:

Límite de proporcionalidad

Es el punto donde se inicia la curvatura en el diagrama de esfuerzo-deformación.

Límite elástico

Es el primer punto en el cual si la carga es retirada existe una deformación residual. Este punto depende mucho de la precisión y condiciones de los aparatos de medida, siendo muy difícil de determinar, por lo que normalmente se define el límite elástico convencional o límite de fluencia.

¹¹⁷ Burwell J. T., Rabinowicz E., The nature of the coefficient of friction, Journal of applied physics, vol.24, 1953, pp. 136-139.

¹¹⁸ Menter J. W., Pashley D. W., The microstructure and mechanical properties of thin films, in structure and properties of thin films, ed. C. A. Neugebauer, J. B. Newkirk and O. A. Vermilyea, Wiley, New York, pp. 111-150.

Límite elástico convencional al 0,2% o límite de fluencia

Corresponde al esfuerzo que ocasiona una deformación residual plástica del 0,2 %. Se determina sobre el diagrama de esfuerzo-deformación trazando una paralela a la zona elástica desde una deformación del 0,2 %, según se aprecia en la figura 52.

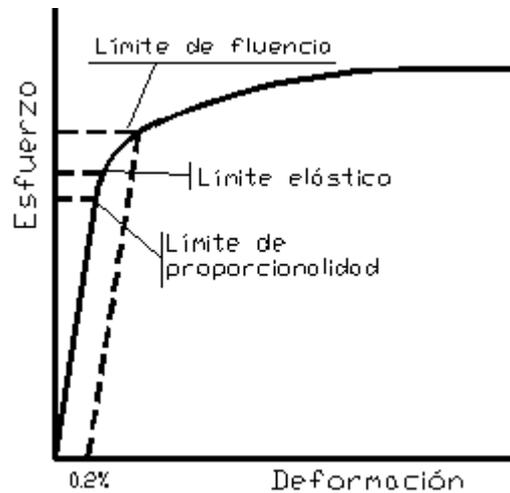


Figura 52. Propiedades plásticas obtenidas del diagrama de esfuerzo-deformación.

De los tres parámetros definidos anteriormente el que se emplea más comúnmente es el último, sin embargo, los tres valores son muy próximos, por lo que, para simplificar, se denominará solamente límite elástico, sin hacer más distinción entre ellos.

Del diagrama de esfuerzo-deformación se puede obtener también otra característica importante de los materiales; la pendiente de la zona plástica se relaciona con la capacidad de endurecimiento mediante deformación.

Dureza

Una definición de la dureza empleada con frecuencia es la que la define como la resistencia que ejerce el material a la penetración mediante un útil denominado penetrador.

La determinación de la dureza se puede realizar mediante diferentes ensayos de fácil realización, de manera que esta propiedad puede emplearse como una forma más sencilla de aproximar el valor del límite elástico.

En general, los diferentes ensayos de dureza tienen en común el ejercicio de una presión sobre la superficie del material a ensayar, y el estudio posterior de la huella que sobre ella se imprime. El material que constituye el penetrador empleado para presionar, su forma y sus dimensiones concretas, así como la carga aplicada y la manera en que se mide la huella dejada en la superficie son los factores que diferencian los distintos métodos de determinación de la dureza. Para el ensayo de materiales duros normalmente se emplean penetradores con formas agudas, tales como conos o pirámides de gran dureza, mientras que para los materiales más blandos se emplean, generalmente, esferas de acero.

Los valores de dureza obtenidos en los distintos ensayos se relacionan con la resistencia de los materiales de forma que, puesto que la determinación de la dureza se puede llevar a cabo mediante

diferentes ensayos de fácil realización, esta propiedad puede emplearse como una aproximación al valor de resistencia mecánica¹¹⁹.

El ensayo de dureza tiene gran importancia en la evaluación de materiales para su empleo en aplicaciones relacionadas con la tribología, puesto que cuando dos superficies entran en contacto, las rugosidades de una de las superficies se presionan contra la otra, de manera que la geometría resultante es similar a la que se produce durante la presión con el penetrador en el ensayo de dureza¹²⁰.

1.2.5.3. Reactividad química de las superficies

La reactividad química de las superficies es una de las propiedades relacionadas con el contacto entre superficies más importantes. Algunos materiales en contacto con el aire forman películas de óxido, mientras que en contacto con otras atmósferas forman otro tipo de películas, como sulfuros, cloruros, etc. El espesor de estas películas depende de la naturaleza concreta del material que la forma, así como de las condiciones en las que se forma.

El comportamiento frente al desgaste está fuertemente influido por la existencia y características de estas películas. Las películas blandas y coherentes actúan como una capa lubricante que separa las dos superficies, siendo las que mayor influencia tienen sobre la interacción de las mismas. Por el contrario, las películas duras, con poco espesor y frágiles tienen mayor probabilidad de romperse cuando se aplica la carga de contacto, por lo que su efecto sobre las propiedades de desgaste es menor.

1.2.5.4. Adsorción superficial

Además de los recubrimientos formados por reacción química con el medio ambiente, existen otras películas cuya causa es la adsorción de partículas o moléculas. Por ejemplo, en contacto con el aire las superficies pueden adsorber moléculas de vapor de agua y de oxígeno. En otras ocasiones, estas películas pueden ser de grasa o aceite. Estas películas contribuyen, también, a disminuir la interacción de las superficies en contacto.

1.2.5.5. Energía superficial

Aparte de la reactividad química de la superficie y de la tendencia de las moléculas a adsorber otras partículas, es necesario considerar la energía superficial de los sólidos y su influencia en las aplicaciones tribológicas.

En el caso de los líquidos, la energía superficial se manifiesta como la energía que tiene la superficie de los átomos o moléculas que lo constituyen. Esta energía es la responsable de algunas propiedades características de los líquidos como la capilaridad, la formación de gotas de forma esférica..., que normalmente se relacionan con la tensión superficial.

¹¹⁹ Totik Y., Sadeler H., Altun H., Gavgali M., The effects of induction hardening on wear properties of AISI 4140 steel in dry sliding conditions, *Materials&Design*, vol. 24, 2003, pp. 25-30.

¹²⁰ Nitta I., Kato K., Kayaba T., Kemezawa, The effect of work hardening on the contact pressure and the deflection of asperity points in contact, *Wear*, vol. 146, nº2, 1991, pp. 325-335.

Se puede hacer una aproximación al cálculo de energía superficial en los líquidos mediante el calor latente de vaporización. Si el calor latente de vaporización es la energía que debemos aportar al líquido para romper las uniones entre los distintos átomos o moléculas, y asumimos las teorías formuladas de que un átomo en un líquido presenta seis uniones con las partículas vecinas frente a ninguna unión de las partículas en estado gaseoso¹²¹, podemos decir que para llevar un átomo del seno de un líquido a su superficie es necesario romper una de esas uniones (los átomos de la superficie presentan cinco uniones con sus vecinos). Por tanto, la energía superficial de un líquido es aproximadamente un sexto del calor latente de vaporización. Los resultados obtenidos de esta forma para los valores de energía superficial se aproximan con bastante exactitud a los valores obtenidos experimentalmente¹²².

Los materiales sólidos también tienen calor latente de vaporización, por lo que se puede deducir que también tienen energía superficial, y siendo ambos parámetros siempre superiores a los que presentan sus líquidos correspondientes.

Como simplificación se asumirá que la energía superficial del sólido se corresponde con la energía superficial que presenta el líquido a su temperatura de fusión, sin embargo, en la industria nos encontramos generalmente con materiales que se encuentran a temperatura ambiente o temperaturas cuando menos inferiores a las de fusión. Se ha demostrado¹²³ que para los metales la energía superficial decrece cuando aumenta la temperatura (0.5 erg/cm² por cada °C), de forma que el valor de la energía superficial a temperatura ambiente puede incluso llegar a ser un 50 % mayor que la medida a la temperatura de fusión.

Otro factor a tener en cuenta es el hecho de que en condiciones normales de trabajo es posible que se formen películas de óxido o de otro tipo que disminuyen el valor de la energía superficial.

Entre la energía superficial y la resistencia mecánica de los materiales existe una similitud, y es que ambas dependen de la resistencia de las uniones entre moléculas, por lo que supuestamente cuanto mayor sea la energía de enlace mayores serán las propiedades mecánicas que presente un material¹²⁴.

La figura 53 muestra una representación de la energía superficial medida a la temperatura de fusión en función de la dureza a temperatura ambiente para diversos materiales ensayados.

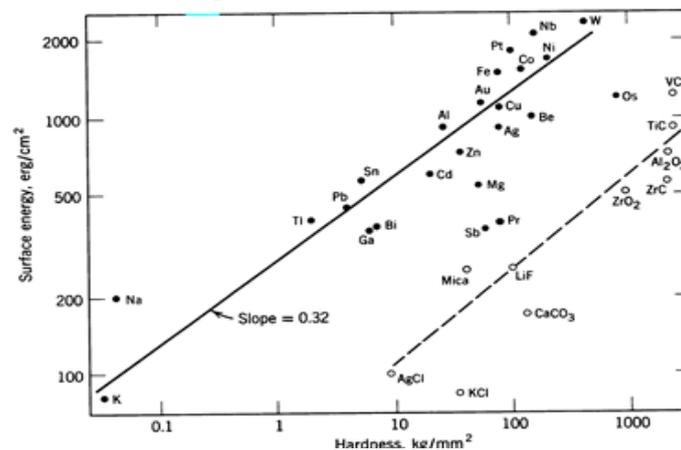


Figura 53. Energía superficial en función de la dureza de varios materiales¹²⁵

¹²¹ Stefan J., On the relation between theories of capillarity and of evaporation, Ann. D. Phys., vol. 29., 1886, pp. 655-665.

¹²² Rabinowicz E., Friction and wear of materials. John Willey & Sons, Inc., U.S.A., 1995, p.16.

¹²³ McLean D., Grain boundaries in metals, Clarendon Press, Oxford, 1957.

¹²⁴ Iwai Y., Li S., Cavitation erosion in waters having different surface tensions, Wear, vol. 254, 2003, pp. 1-9.

¹²⁵ Rabinowicz E., Friction and wear of materials. John Willey & Sons, Inc., U.S.A., 1995, p.16.

1.2.5.6. Compatibilidad

Otro factor a considerar que influye sobre las propiedades de desgaste de los materiales es la compatibilidad metalúrgica entre los dos materiales en contacto. Dos metales se considerarán compatibles totalmente cuando presenten solubilidad total en estado líquido y sólido. La figura 54 muestra el diagrama de fases binario de dos metales completamente compatibles.

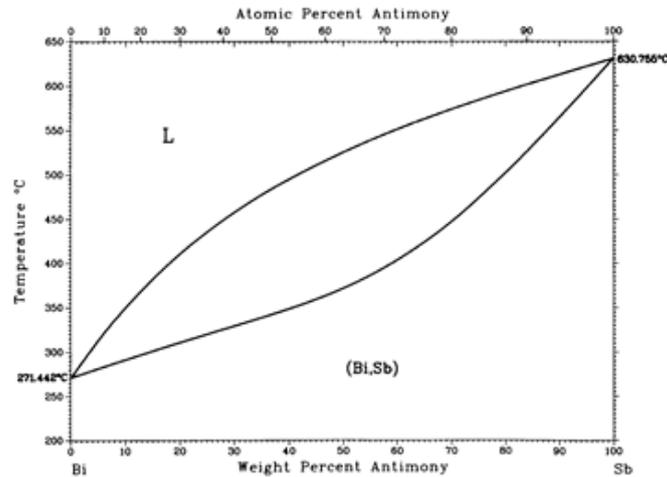


Figura 54. Diagrama de fases binario: Solubilidad total en estado líquido y sólido¹²⁶

Normalmente los materiales que son compatibles metalúrgicamente son incompatibles desde el punto de vista tribológico.

La figura 55 muestra el diagrama de fases binario para dos metales parcialmente compatibles, mientras que la figura 56 muestra el diagrama correspondiente a dos elementos parcialmente incompatibles. La diferencia entre ambos estriba en que, aunque los dos tienen solubilidad total en estado líquido, el primero presenta cierta solubilidad en estado sólido, mientras que la solubilidad del segundo en estado sólido es nula o prácticamente nula.

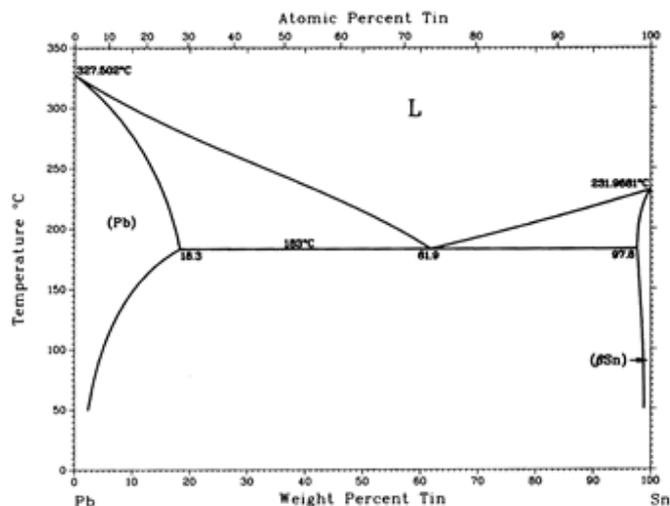


Figura 55. Diagrama de fases binario: Solubilidad total en estado líquido y parcial en estado sólido¹²⁷

¹²⁶ Okamoto H., Alloy phase diagrams, ASM Handbook vol. 3, ASM International, 1992.

¹²⁷ Karakaya I., Thomson W. T., Alloy phase diagrams, ASM Handbook vol.3, ASM International, 1992.

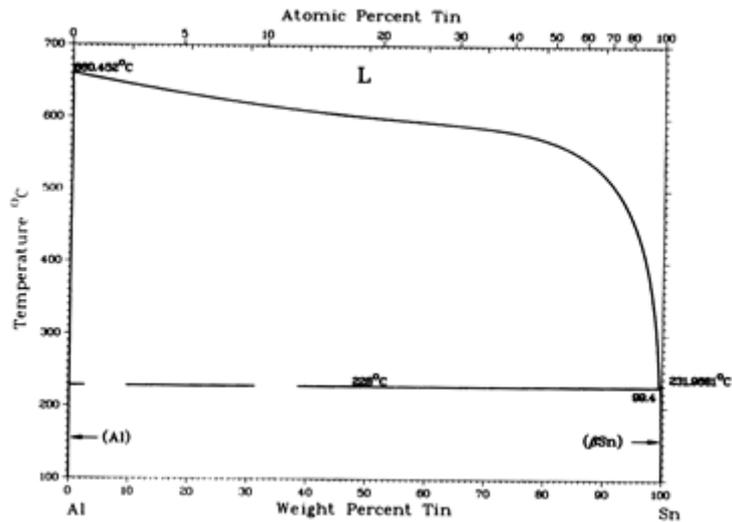


Figura 56. Diagrama de fases binario: Solubilidad total en estado líquido e insolubles en estado sólido¹²⁸

Por último, dos metales se consideran totalmente incompatibles cuando son insolubles tanto en estado líquido como en estado sólido. La figura 57 es un ejemplo de esto.

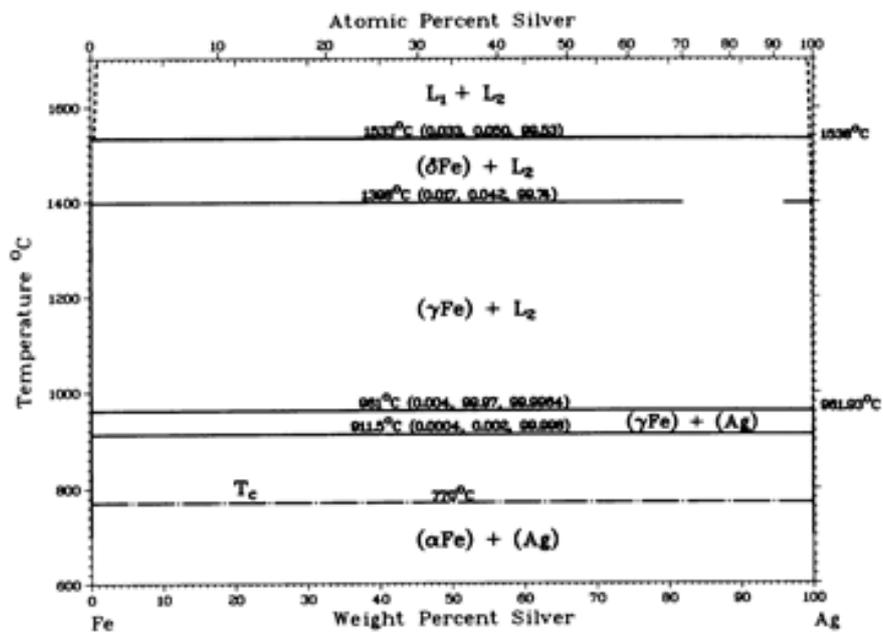


Figura 57. Diagrama de fases binario: Insolubilidad total en estado líquido y sólido¹²⁹

¹²⁸ McAlister A.J., Kahan D.J., Alloy phase diagrams, ASM Handbook vol.3, ASM International, 1992.

¹²⁹ Swartzendruber L.J., Alloy phase diagrams, ASM Handbook vol.3, ASM International, 1992.

A continuación, la figura 58 muestra un gráfico de compatibilidad para diversos elementos metálicos junto con algunos no metálicos construido a partir de los datos recogidos en los diversos diagramas de fases binarios por varios autores¹³⁰.

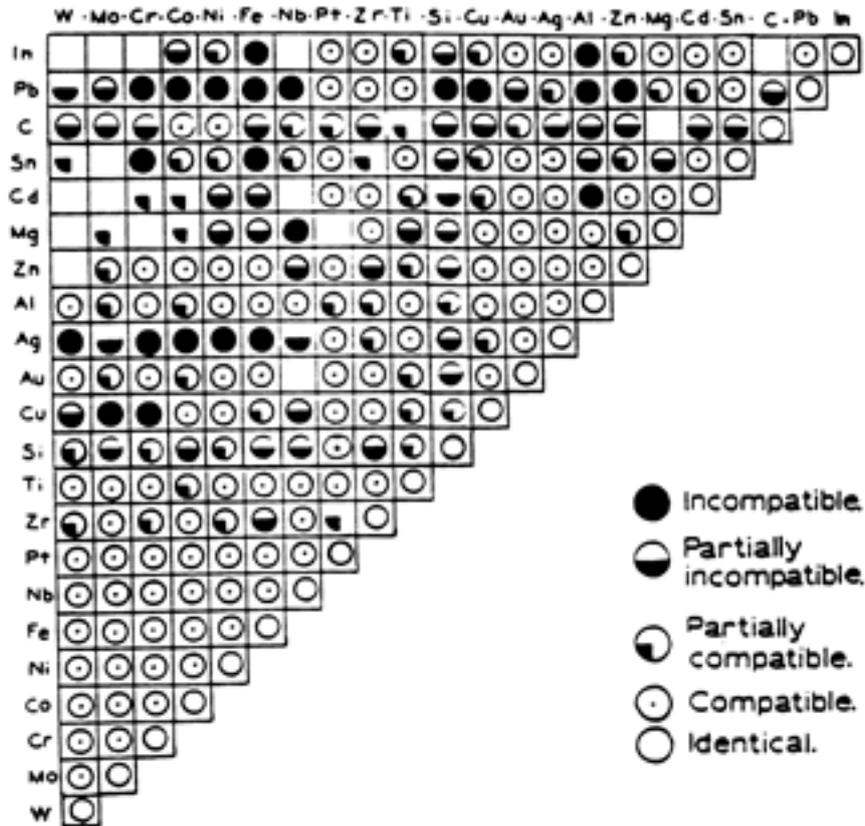


Figura 58. Compatibilidad de varios materiales

1.3. Materiales y desgaste. Aceros para herramientas

Un factor determinante para controlar el desgaste de las piezas en servicio es una adecuada selección del material empleado en su fabricación.

Los aceros de herramientas son aquellos que se utilizan para la fabricación de útiles o herramientas destinados al conformado de piezas o procesamiento de materiales: matrices, estampas, cuchillas, brocas, escariadores, troqueles, moldes para inyección, martillos o mazas para molinos de trituración etc., es decir, herramientas destinadas a conformar materiales por compresión, percusión, cizallamiento, arranque de material, etc.

En nuestro caso, los materiales utilizados en las matrices de extrusión para la fabricación de aluminio, son los aceros para herramientas debido a que la finalidad de este tipo de aceros es presentar alta resistencia a temperaturas elevadas, buena respuesta frente a la corrosión, gran dureza y buena resistencia al desgaste, de manera que se minimicen los daños sufridos por el desgaste durante las

¹³⁰ Elliot R.P, Hansen M, Anderko K., Moffat W.G., Rabinowicz E. y Shunk F.A.

operaciones de conformado, y se mantenga la dureza a las temperaturas generadas por estas operaciones que a pesar de no ser el objetivo final de este tipo de aceros ayuda a soportar el desgaste y dar durabilidad a la pieza¹³¹. También es importante destacar la necesidad de mantener las dimensiones a altas temperaturas, ya que será necesario mantener una cierta tolerancia dimensional en las piezas a fabricar.

Los aceros de herramientas son aceros al carbono o aleados susceptibles de endurecerse mediante tratamiento térmico, siendo las técnicas de fabricación las que distinguen estos aceros de otros como son los aceros de construcción.

Mientras que en los aceros de construcción las variables fundamentales para la selección del acero son la resistencia mecánica y la resiliencia, en los de herramientas son la dureza y resistencia al desgaste.

Los aceros de herramientas empiezan a fabricarse en el siglo XVIII, aunque es en el siglo XIX cuando se desarrollan plenamente. Sin embargo, los hititas y egipcios obtenían espadas y cuchillos, de corte aceptable, por cementación y temple de hierro de muy bajo contenido en carbono. Este es el método usado hasta el año 1740 en que Benjamin Hunstman inventó el procedimiento de fusión al crisol, que permitía la obtención de aceros de alto contenido en carbono y, por tanto, de alta dureza tras el temple, característica fundamental de los aceros de herramientas.

La dureza en frío, característica común de casi todas las herramientas, justifica que los contenidos en carbono superen a los de los aceros de construcción, y la tenacidad requerida en el núcleo de las herramientas previene que habrán de ser revenidas después del temple. Los elementos de aleación confieren primariamente templabilidad y resistencia al revenido de la martensita, y complementariamente, otras propiedades. Los aceros no aleados, aunque son favorables por su precio bajo y mejor maquinabilidad que los aleados, ablandan notablemente por revenido. En consecuencia, no deberán emplearse para trabajos en caliente.

En general, los aceros de herramientas son de más difícil fabricación y tratamiento que los aceros de construcción, siendo mucho mayor que en aquéllos el contenido de carbono y, en su caso, de elementos aleantes.

1.3.1. Clasificación de los aceros de herramientas

Se han propuesto muchas clasificaciones para los aceros de herramientas basadas en el método de fabricación, elementos de aleación, aplicaciones, etc., adaptándose aquí la basada en la temperatura de trabajo aplicable¹³²:

- Aceros de herramientas para trabajo en frío.
- Aceros de herramientas para trabajo en caliente.

Se entiende por trabajo en frío aquel que no conduce a calentamientos de la herramienta superiores a 150-200°C, mientras que por encima debe considerarse como trabajo en caliente. Sin embargo, habitualmente se considera trabajo en caliente el efectuado a temperaturas superiores a los 500-550°C, es decir, entre los 200 y los 500°C puede hablarse de un campo de temperaturas intermedias en el que, a veces, pueden competir ambos tipos de aceros de herramientas.

¹³¹ Marinov V., Experimental study on the abrasive wear in metal cutting, *Wear*, vol. 197, nº1, 1996, pp. 242-247.

¹³² Blázquez Martínez Victor M., Lorenzo Esteban Vicente, del Río López Benito, *Ingeniería y ciencia de materiales metálicos*, ETSII, UPM, 2012, p. 360.

La clasificación completa, con arreglo al criterio anterior, de los aceros de herramientas sería la siguiente:

- Aceros de herramientas para trabajo en frío:
 - Aceros al carbono
 - Aceros aleados de corte no rápido - aceros extraduros
 - Aceros grafiticos
 - Aceros autotemplantes - aceros indeformables
 - ◆ Aceros para matrices de acuñar y cortantes en frío
 - ◆ Aceros para matrices de estampar en frío
 - Aceros aleados para trabajo de choque
 - Aceros resistentes al desgaste

- Aceros de herramientas para trabajo en caliente:
 - Aceros rápidos
 - ◆ Aceros rápidos al Molibdeno
 - ◆ Aceros rápidos al Wolframio
 - ◆ Aceros rápidos sintetizados
 - Aceros aleados para trabajo de choque
 - Aceros resistentes al desgaste

1.3.1.1. Aceros de herramienta para trabajo en frío

Aceros al carbono

Los aceros al carbono fueron hasta el siglo XX los únicos utilizados en la fabricación de todo tipo de herramientas y, aunque han sido desplazados por los aceros aleados, siguen siendo muy utilizados para aplicaciones no críticas en las que son precisos emplear aceros de bajo precio.

Los aceros al carbono de herramientas tienen contenidos en carbono variables entre 0,5 y 1,4%, mientras que el manganeso oscila entre 0,20 y 0,70%. El resto de elementos es Si<0,4%, P<0,025% y S<0,025%.

Para las aplicaciones en las que se precisa mayor tenacidad (martillos, picos, destornilladores, cortafrío, hachas, estampas para forja en frío, etc.) se utilizan contenidos en carbono inferiores a 0,8%, mientras que para trabajos en que se precisa gran capacidad de corte se acude a los aceros de mayor porcentaje en carbono (brocas, cuchillas, fresas, terrajas, limas, etc.).

Este tipo de aceros para herramientas poseen más de un 0,5% en carbono a fin de lograr una adecuada dureza superficial en el temple¹³³: entre 60 y 67HRc, por lo que es fundamental obtener un tamaño de grano fino que permitirá una menor deformabilidad en el temple, una mayor dureza superficial y una aceptable tenacidad. Pueden ser aceros hipoeutectoides o hipereutectoides. Después del temple, el revenido no debe de hacerse a alta temperatura, a pesar de que aumentaría su tenacidad, ya que la dureza de temple de estos aceros no aleados disminuye considerablemente con la temperatura y resultarían inadecuados para la función a la que se destinan, puesto que las durezas requeridas en servicio suelen ser del orden de 58-65HRc. Por eso la temperatura del revenido no debe de superar los

¹³³ Pero-Sanz José Antonio, Aceros: metalurgia física, selección y diseño, CIE, 2004, pp. 517-522.

400°C. Normalmente el revenido suele darse a 250°C, y a veces, a 150°C si lo que se pretende es, sencillamente, eliminar las tensiones de temple.

Por consiguiente, los aceros al carbono no pueden utilizarse a temperaturas superiores a las del revenido bajo, ya que se emplean exclusivamente en herramientas para trabajos en frío.

La templabilidad de estos aceros aumenta ligeramente con el contenido en carbono en los hipoeutectoides (el eutectoide es el de mayor templabilidad). En cambio, disminuye en los aceros hipereutectoides ya que la cementita proeutectoide facilita la nucleación heterogénea de la perlita y acerca al origen de tiempos la zona perlítica de la curva TTT. Pero, en cualquier caso, por tratarse de aceros no aleados, tienen poca templabilidad. Por eso el temple suele hacerse en agua, incluso en agua salada, y la penetración de temple apenas alcanza 3mm. La clasificación AISI¹³⁴ encuadra estos aceros para herramientas en el grupo W (*water hardening*).

Se debe de tener en cuenta que en piezas grandes la velocidad de enfriamiento de la periferia (como resultado del factor tamaño) puede resultar insuficiente para que en ese medio refrigerante llegue a formarse martensita en la periferia. Los aceros al carbono, por tanto, se suelen utilizar para herramientas de pequeño tamaño y de formas no complicadas.

Cuando se precisa una mayor templabilidad, para aplicaciones en que no se requiere una gran dureza, como pueden ser llaves fijas, alicates, picos, palas, guadañas, etc., se emplean aceros de entre 0,5-0,75% de carbono y 0,70% de manganeso de temple en aceite.

Los tratamientos térmicos utilizados para este tipo de aceros son los siguientes:

- Recocido: se emplea el recocido de globalización a temperaturas entre 680°C y 720°C durante 3-8 horas, con objeto de facilitar el temple reduciendo el peligro de grietas y deformaciones. Para piezas complicadas que requieren mecanizados intensos debe efectuarse, antes del mecanizado final, un recocido de eliminación de tensiones a 620-650°C durante una hora con enfriamiento posterior en horno.
- Temple: éste puede ser de austenización completa o incompleta y se efectúa entre 770°C y 830°C, dependiendo del contenido en C y Mn del acero. Las piezas más gruesas se templan desde una temperatura ligeramente superior, o bien, cuando interesa mayor espesor de capa templada. Generalmente el temple es en agua a 20°C, excepto piezas complicadas que se templan en agua a 40°C para evitar deformaciones. Las herramientas largas deben introducirse siempre verticalmente en el baño, y siempre es aconsejable retirarlas de éste antes de que su temperatura baje de 50°C, procediendo inmediatamente al revenido.
- Revenido: la temperatura del revenido depende del empleo de la herramienta, siendo las comprendidas entre 100°C y 350°C las más habituales. Los aceros de menor contenido en carbono y elevado manganeso suelen revenirse a temperaturas entre 400°C y 500°C, cuando el espesor de la herramienta es inferior a 10mm, obteniéndose por ello un temple total.

Después de temprar y efectuar un revenido bajo, la dureza de este tipo de aceros, y por consiguiente su resistencia al desgaste en servicio, resulta mayor cuanto mayor sea el contenido en carbono, aunque su tenacidad disminuya. La elección del contenido en carbono es un compromiso entre la resistencia al desgaste y la tenacidad. Si la resistencia al desgaste es suficiente, debe elegirse el acero de menor porcentaje en carbono, no sólo por su mejor tenacidad sino porque también resulta más fácil su forja y temple (menores riesgos de decarburación, de sobrecalentamiento y de quemado).

¹³⁴ Steel Products Manual, Tool Steels. American Iron and Steel Institute (AISI), 1981.

Estos riesgos de decarburación se producen debido a que el hierro en contacto prolongado con una atmósfera binaria equilibrada de CO y CO₂ puede permanecer inalterado o por el contrario resultar oxidado superficialmente, produciendo decarburación superficial o, por el contrario, con determinadas concentraciones de CO, introducir carbono en la superficie del acero (cementación).

La decarburación periférica será más acusada en los aceros de alto contenido de carbono. Para evitar dichas decarburaciones durante la austenización, previa a un recocido o a un temple, conviene emplear hornos de atmósfera controlada. O bien efectuar esa austenización en cajas cerradas llenas de carbón vegetal seco, o de virutas de fundición.

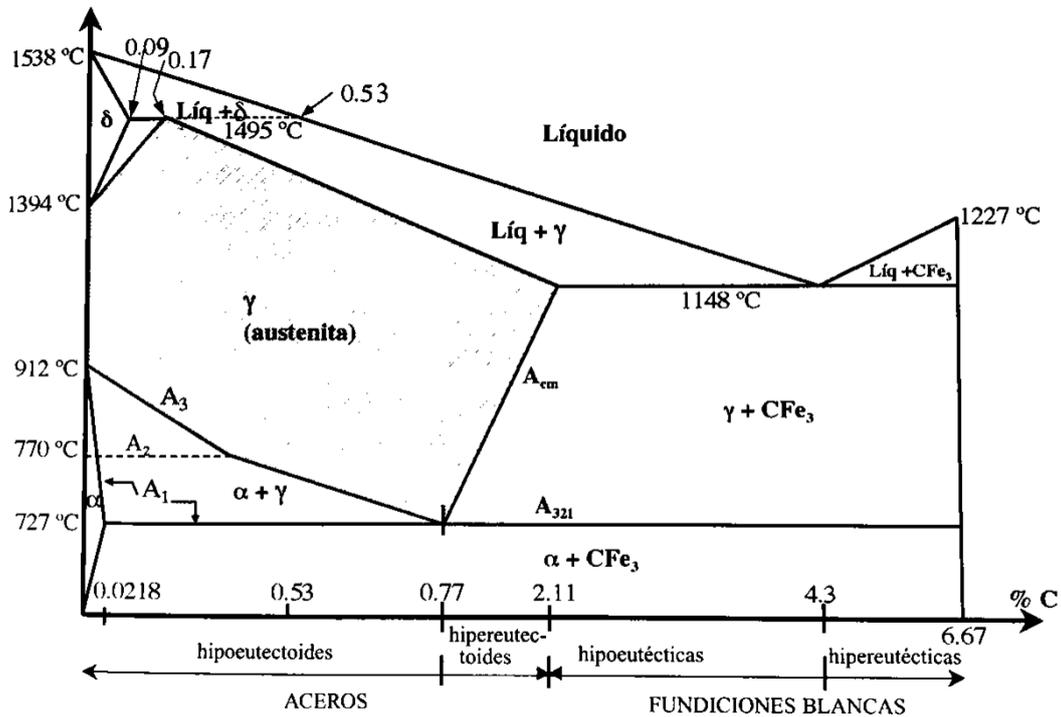


Figura 59. Diagrama metaestable¹³⁵ Fe-C

La temperatura de austenización para templar aceros hipoeutectoides conviene que supere en unos 40°C la correspondiente a la temperatura A₃ (ver figura 59) del acero, a fin de evitar la presencia de ferrita proeutectoide en el temple.

Para un mismo tiempo de permanencia a la temperatura de austenización el grano austenítico crece cuanto más alta sea la temperatura. En consecuencia, la templabilidad del acero aumenta y, con ella, también la profundidad de la capa templada. Por eso en piezas grandes suele templarse entre 70-80°C por encima de A₃. Aunque no es práctica correcta aumentar de ese modo la templabilidad, por engrosamiento de grano, puesto que la martensita, de mayor tamaño, implica una dureza menor y, por el contrario, una mayor capacidad de deformación. En esos casos resulta preferible utilizar un acero aleado.

En el caso de los aceros hipereutectoides, su dureza de temple depende no sólo del contenido en carbono del acero sino también de la temperatura de austenización incompleta utilizada. Cuanto

¹³⁵ Pero-Sanz José Antonio, Aceros: metalurgia física, selección y diseño, CIE, 2004, p. 35

mayor sea dicha temperatura, más carbono solubiliza la austenita y por lo tanto, más duro resulta el acero templado. En cualquier caso, la temperatura de austenización debe ser siempre inferior a A_{cm} a fin de evitar riesgos de sobrecalentamiento y/o quemado. Habitualmente se recomienda superar solamente unos 50°C la temperatura eutéctode.

Actualmente son muy empleados los aceros al carbono con pequeñas adiciones de cromo o de vanadio.

Para aminorar el sobrecalentamiento suele utilizarse, a veces, vanadio entre 0,10-0,20% ya que sus carburos, muy estables, frenan el desplazamiento de las juntas del grano austenítico, manteniéndolo fino y, además, elevan las temperaturas de austenización completa. Al formar carburos muy estables, que no se disuelven hasta temperaturas muy elevadas, limita el crecimiento de grano y aumenta la tenacidad de las herramientas.

Los aceros al carbono de herramientas con cromo, entre 0,20 y 0,80%, presentan una mayor templabilidad y se utilizan en el caso de útiles de dimensiones grandes.

La temperatura y tiempo son complementarios tanto en la austenización como en el revenido. El revenido suele hacerse en horno de circulación forzada de aire. Y conviene efectuarlo inmediatamente después del temple para evitar el peligro de grietas por tensiones, sobre todo si se trata de piezas con perfiles de diferente masividad¹³⁶.

Debido a su alto contenido en carbono la conformación de este tipo de aceros no puede hacerse en frío sino por forja o laminación en caliente. Habitualmente las temperaturas recomendadas para ello están comprendidas entre 1050°C y 850°C. Se deben evitar mantenimientos prolongados a esas temperaturas ya que provocarían crecimiento de grano y una estructura frágil después de la forja. También conviene calentar lenta y uniformemente la masa evitando la exposición directa a la llama de zonas agudas y delgadas si el calentamiento no es realizado en horno.

En los aceros hipereutéctoides la temperatura final de forja conviene que sea inferior a A_{cm} . Es favorable terminar la forja en el rango de austenita y cementita a fin de evitar durante el enfriamiento una morfología intergranular de la cementita proeutéctode, que aparecerá si la forja acabara con estructura plenamente austenítica antes de enfriamiento.

El enfriamiento después de forja no comporta riesgos de formar martensita, puesto que se trata de aceros de baja templabilidad, y no requiere especiales cuidados excepto si son aceros hipereutéctoides. Suelen enfriarse en cenizas. La estructura final, ferrito perlítica o cementito perlítica, resulta blanda, con dureza inferior a 250HB, por lo que no suele precisar un recocido de ablandamiento antes de mecanizado.

El recocido después de forja puede ser necesario cuando la cementita contornea las colonias de perlita debido a una forja inadecuada. Al templar permanecería intergranularmente esa cementita y contribuiría a enfragilizar la herramienta. La finalidad del recocido posterior a la forja y previo al temple, sería la de globulizar esa cementita. En todo caso, si se requiere un recocido luego de forjar un acero hipereutéctode, no debe ser de austenización completa.

Para eliminar las decarburaciones periféricas conviene rebajar 1 ó 2mm a superficie de la pieza bruta de forja, o en su caso recocida, mediante un mecanizado. Durante esa operación debe evitarse que se formen rayas profundas a ángulos vivos que serían luego causa de grietas en el temple.

¹³⁶ Pero-Sanz José Antonio, *Aceros: metalurgia física, selección y diseño*, CIE, 2004, p. 519

Una vez templada la pieza el rectificado final debe hacerse con refrigeración abundante de agua para evitar el ablandamiento que se produciría si se llegara a alcanzar una temperatura mayor que la del propio revenido.

Las durezas con que se utilizan los aceros al carbono de herramientas, tras el temple y el revenido, oscilan entre los 45 y los 65HRC, empleándose las más bajas para trabajos que requieren golpes y por ello una mayor tenacidad, y las más altas para herramientas cortantes de gran resistencia al desgaste.

Los aceros al carbono, junto a las limitaciones ya señaladas presentan interesantes ventajas: son baratos, su dureza supera a la de los aceros de media y alta aleación porque no tienen otros elementos que limiten la solubilidad del carbono en la austenita. Esa ausencia de aleantes ocasiona también menos austenita residual en el temple que en los aceros de media y alta aleación. Por la inexistencia de otros carburos diferentes de la cementita su maquinabilidad es buena, lo que facilita la fabricación de las herramientas. También su forjabilidad es mejor que la de los aceros de media y alta aleación.

En la tabla 2 figuran los aceros al carbono para herramientas propuestos por el American Iron Steel Institute. Son hipereutectoides. La denominación “W” responde a que su temple, por la escasa templabilidad de estos aceros, se efectúa en agua.

Tabla 2. Aceros al carbono (AISI grupo “W”)¹³⁷

Tip o	%C	%Mn	%Si	%Cr	%Ni	%Mo	%W	%V
W1	0,70-1,50	0,10-0,40	0,10-0,40	0,15 máx.	0,20 máx.	0,10 máx.	0,15 máx.	0,10 máx.
W2	0,85-1,50	0,10-0,40	0,10-0,40	0,15 máx.	0,20 máx.	0,10 máx.	0,15 máx.	0,15-0,35
W3	1,05-1,15	0,10-0,40	0,10-0,40	0,15 máx.	0,20 máx.	0,10 máx.	0,15 máx.	0,10 máx.

Aceros aleados de corte no rápido – aceros extraduros

Los aceros al carbono no dan buenos resultados cuando se precisan herramientas de alta dureza y gran capacidad de corte que, además, presenten una extraordinaria resistencia al desgaste del filo. Sin embargo, la presencia de carburos de elementos como el Cr o el W en la matriz del acero permite mejorar la capacidad de corte y aumentar notablemente la resistencia al desgaste de la herramienta. Los aleantes tienen por objeto posibilitar el temple en aceite de redondos con diámetros de hasta 10-15mm. Las adiciones de W y V afinan el grano mejorando así la tenacidad de la herramienta. Complementariamente Cr, W y V (elementos carburígenos) proporcionan, al formar carburos, una mejor resistencia al desgaste.

Estos aceros, llamados de corte no rápido, es decir, que no trabajan a alta velocidad y, por tanto, no sufren calentamientos en servicio, son muy utilizados en la fabricación de brocas, fresas, cepillos, limas, etc. La dureza requerida durante el servicio viene a ser de 60-64 HRc. Se emplean después de un revenido bajo, a temperaturas inferiores a 300°C. Son aceros para temple en aceite y por ello esta familia de aceros se designa como grupo O (*oil hardening*) en la clasificación AISI.

La forja suele efectuarse a temperaturas de 1.050-900°C seguida de un enfriamiento en cenizas. El recocido a 825-850°C con enfriamiento en horno. Y el temple, como en los aceros al carbono, puede realizarse austenizando en hornos convencionales a temperaturas entre 790°C y 850°C.

¹³⁷ Pero-Sanz José Antonio, Aceros: metalurgia física, selección y diseño, CIE, 2004, p.522

Tabla 3. Aceros extraduros (AISI, grupo O)

Tip o	%C	%Mn	%Si	%Cr	%Ni	%Mo	%W	%V
O1	0,85-1,00	1,00-1,40	0,50 máx.	0,40-0,60	0,30 máx.	----	0,40-0,60	0,30 máx.
O2	0,85-1,95	1,40-1,80	0,50 máx.	0,50 máx.	0,30 máx.	0,30 máx.	----	0,30 máx.
O6	1,25-1,55	0,30-1,10	0,55-1,50	0,30 máx.	0,30 máx.	0,20-0,30	----	----
O7	1,10-1,30	1,00 máx.	0,60 máx.	0,15 máx.	0,30 máx.	0,30 máx.	1,00-2,00	0,40 máx.

En el compromiso entre dureza y tenacidad prima en estos aceros la dureza. El acero O2 se utiliza generalmente para limas grandes y de grabado profundo, con unas características normales de utilización de 62-66HRC. El acero O7 permite templar, en aceite, redondos de hasta 15mm. Se emplea generalmente para peines y machos de roscar, pero resulta también de interés para herramientas de pequeña sección destinadas a corte con arranque de viruta a baja velocidad en trabajos de poca responsabilidad como alternativa a los aceros rápidos. Su dureza habitual en servicio es 60-64HRC.

El alto contenido de Si del acero O6 tiene por finalidad mejorar la tenacidad a revenidos bajos. Además, por el carácter grafitizante del Silicio, en el compromiso estable/metaestable durante el enfriamiento desde el estado austenítico llega a proporcionar algo de grafito favorable como lubricante. Pero teniendo en cuenta la ausencia de elementos carburígenos (antigrafitizantes), debe evitarse que pueda formarse grafito eutéctico durante la solidificación, o proeutectoide en el enfriamiento, porque aminoraría notablemente su tenacidad.

Aceros grafiticos

Estos aceros, se denominan aceros grafiticos por contener grafito libre en forma de pequeños nódulos en su microestructura, tienen aplicaciones en la fabricación de troqueles, matrices cortantes, etc. El fundamento de la aplicación de estos aceros se base en la presencia del grafito en la matriz del acero, pues se comporta como un lubricante en la operación de corte, mejorando sensiblemente la resistencia al desgaste de la herramienta. En realidad, estos aceros son una familia más, aunque singular, de los aceros de corte no rápido.

Tabla 4. Aceros grafiticos¹³⁸

%C	%Mn	%Si	%Cr	%Ni	%Mo	%W	%Al
1,50	0,50	0,90	----	----	----	----	----
1,50	0,30	0,65	----	----	0,50	2,50	----
1,50	0,30	0,25	----	----	----	----	0,20
1,50	0,30	0,80	----	----	0,30	----	----
1,50	1,25	1,00	0,50	1,75	0,50	----	----

Los tres primeros aceros grafiticos de la tabla 4 son de temple en agua, el cuarto de temple en aceite y el último autotemplante (permite su temple en aire).

La grafitización es provocada por el silicio y el aluminio y se produce por recocido a temperaturas variables en función de sus porcentajes, oscilando entre los 750°C para un 1% de Si y los 900°C para el 0,65% de Si. El enfriamiento tras este recocido, llamado de grafitización, se efectúa lentamente en el horno. El porcentaje de grafito libre que se obtiene oscila entre el 0,30 y el 0,70% dependiendo del

¹³⁸ Blázquez Martínez Victor M., Lorenzo Esteban Vicente, del Río López Benito, Ingeniería y ciencia de materiales metálicos, ETSII,UPM, 2012, p.364

tipo de acero. Una vez realizado el recocido de grafitización se realiza el temple y revenido del acero en la forma usual.

Una característica diferencial de estos aceros es su facilidad de mecanización, muy superior a la de cualquier otro acero de herramientas, debido precisamente al grafito libre que rompe la continuidad de la viruta. Esto contribuye a que con estos aceros puedan obtenerse herramientas de excelente acabado dimensional, de ahí su empleo en calibres, galgas, etc.

La dureza que puede conseguirse con estos aceros es superior a 60HRC tras el temple, presentando dureza secundaria en el revenido a 450°C el acero Cr-Ni-Mo autotemplante.

Aceros autotemplantes – aceros indeformables

Los aceros de herramientas para temple al aire (autotemplantes) suelen denominarse también indeformables debido a que no presentan deformaciones en el temple al aire y son aptos para reproducir con exactitud formas y dimensiones de iguales medidas a las que tenían las piezas antes de ser templadas. Esto es posible por el pequeño gradiente de temperaturas entre la periferia y centro de la pieza durante el dicho temple al aire.

En general, los aceros al carbono de herramientas sufren una dilatación lineal en el temple del orden del 0,25-0,30%, y una contracción en el revenido, quedando finalmente con una dilatación variable según la temperatura de revenido. Los aceros indeformables, por el contrario, tras el temple y revenido sufren una dilatación muy pequeña. El menor coeficiente de dilatación de estos aceros se traduce en menores deformaciones y peligro de aparición de grietas de tratamiento. Es importante tener en cuenta que, por ser aleados su temperatura M_s , es decir, la temperatura de formación de la martensita, es baja. Por consiguiente, si los aceros para temple en aire se templaran en un medio refrigerante más severo, tal como el agua, los riesgos de agrietamiento serían mayores que los de un acero de igual contenido de carbono, pero no aleado, templado en ese refrigerante severo. También se debe tener en cuenta que, al alcanzarse la temperatura ambiente en el temple al aire, los aceros aleados presentan mayor cantidad de austenita residual que si el temple se hubiera efectuado en un medio refrigerante más severo.

Los aceros autotemplantes se emplean habitualmente para trabajos en frío de conformación, acuñado, punzonado y corte. Se utilizan también para galgas, calibres y cilindros de laminación en frío. Suelen conocerse como aceros para matrices de acuñar y cortantes, o aceros para matrices de estampar en frío.

Además de la estabilidad dimensional de las piezas en el temple, los aceros deben presentar resistencia al desgaste para evitar que la abrasión en servicio pueda desgastar la herramienta y, con ello, modificar las medidas iniciales. Y, al mismo tiempo, cierta tenacidad y elevado límite elástico a compresión.

Como en los otros aceros para herramientas para trabajos en frío, la templabilidad es conferida fundamentalmente por elementos carburígenos, en cuantía suficiente para proporcionar profundidades de temple al aire entre 150 y 250mm. Esta elección tiene, además, por finalidad lograr numerosos carburos a fin de obtener una buena resistencia al desgaste, aunque en detrimento de la tenacidad.

Aceros para matrices de acuñar y cortantes, en frío

En la tabla 5 se observa la familia de aceros con 5% de Cr, que corresponden al grupo A (*Air*) según la clasificación AISI de aceros para herramientas destinadas a trabajos en frío.

Tabla 5. Aceros para matrices de acuñar y cortantes en frío (AISI, grupo A)

Tip o	%C	%Mn	%Si	%Cr	%Ni	%Mo	%W	%V
A2	0,95-1,05	1,00 máx.	0,50 máx.	4,75-5,50	0,30 máx.	0,90-1,40	----	0,15-0,50
A3	1,20-1,30	0,40-0,60	0,50 máx.	4,75-5,50	0,30 máx.	0,90-1,40	----	0,80-1,40
A4	0,95-1,05	1,80-2,20	0,50 máx.	0,90-2,20	0,30 máx.	0,90-1,40	----	----
A6	0,65-0,75	1,80-2,50	0,50 máx.	0,90-1,20	0,30 máx.	0,90-1,40	----	----
A7	2,00-2,85	0,80 máx.	0,50 máx.	5,00-5,75	0,30 máx.	0,90-1,40	0,50-1,50	3,90-5,15
A8	0,50-0,60	0,50 máx.	0,75-1,10	4,75-5,50	0,30 máx.	1,15-1,65	1,00-1,50	----
A9	0,45-0,55	0,50 máx.	0,95-1,15	4,75-5,50	1,25-1,75	1,30-1,80	----	0,80-1,40
A10	1,25-1,50	1,60-2,10	1,00-1,50	----	1,55-2,05	1,25-1,75	----	----

El acero A2 se utiliza ampliamente en matricería. Presenta una combinación de indeformabilidad, resistencia a la abrasión y tenacidad que resulta interesante para matrices de acuñar y troqueles cortantes de complicado diseño. Su resistencia a la abrasión resulta intermedia entre los aceros del grupo O y la de los aceros para matricería del grupo D (*Die*, matriz), pero con mayor tenacidad.

Las temperaturas recomendadas para forja son 1.100°C-900°C, para recocido 880-890°C y para temple 950-980°C.

En piezas de diseño complicado suele recomendarse el “temple interrumpido”. En efecto, si observamos la figura 60, la curva TTT de este acero, muy alejada del origen de tiempos y con una laguna entre la curva perlítica y la bainítica que permite interrumpir el enfriamiento de temple en baño de sales fundidas a 500-550°C. Se logra así uniformizar, a esa temperatura, la periferia y núcleo de la pieza sin que llegue a iniciarse la transformación de la austenita. A continuación, desde esa temperatura, la austenita puede enfriarse al aire sin apenas gradiente de temperatura entre periferia y núcleo de la pieza para obtener martensita prácticamente exenta del riesgo de deformaciones.

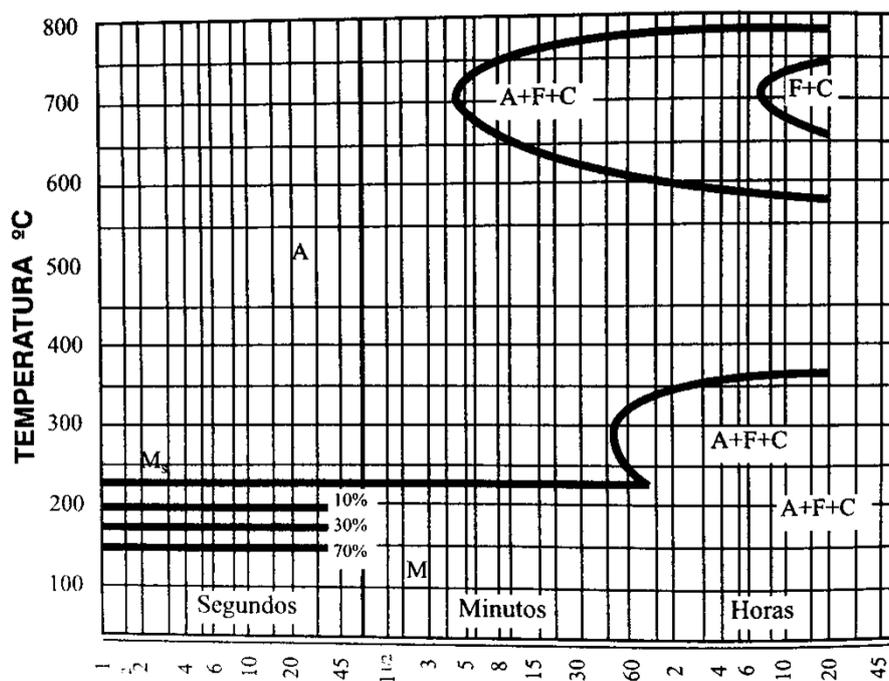


Figura 60. Curva TTT del acero A2 para temperatura de austenización 1025°C (Echevarría S.A.)

La laguna existente entre la zona perlítica y bainítica de las curvas TTT de algunos de estos aceros permite también el tratamiento termomecánico de *ausforming*¹³⁹ que se aplica con resultados satisfactorios a aceros para matricería y a aceros inoxidables.¹⁴⁰

Con revenidos a 200°C suele lograrse la mejor combinación de resistencia al desgaste y tenacidad, quedando las piezas con una dureza de empleo de 60 a 62HRC. Cuando prima la resistencia al choque, el revenido suele hacerse a 350°C y se obtienen durezas de 57-59HRC. En ocasiones se recomiendan tratamientos subcero¹⁴¹; o, mejor, dos revenidos para, en el segundo, revenir la martensita, o la bainita, obtenida en el primer revenido.

El acero A6 por sus menores contenidos en carbono y cromo, suele emplearse para matrices y cortantes sometidas a esfuerzos de flexión como sucede en el corte de chapas gruesas. Las piezas de este acero pueden introducirse sin precalentamiento en horno a 830-870°C manteniéndose durante unos 20 minutos prolongados con fracciones de cinco minutos por pulgada de espesor antes del enfriamiento al aire. La dureza del temple es 61-63HRC y la dureza normal de utilización, luego del revenido a 200°C, es de 59-60HRC.

Aceros para matrices de estampar en frío

En la tabla 6 puede advertirse que los aceros de este grupo autotemplante, según la clasificación AISI grupo D (*Die*), tienen 12%Cr. Pueden por tanto encuadrarse entre los aceros inoxidables martensíticos. Y habida cuenta de sus elevados porcentajes de carbono y cromo resultan ser aceros ledeburíticos.

Tabla 6. Aceros autotemplantes de 12%Cr para matrices de estampación en frío

Tipo	%C	%Mn	%Si	%Cr	%Ni	%Mo	%W	%V	%Co
D2	1,40-1,60	0,60 máx.	0,60 máx.	11,00-13,00	0,30 máx.	0,70-1,20	----	1,10 máx.	----
D3	2,00-2,35	0,60 máx.	0,60 máx.	11,00-13,00	0,30 máx.	0,70-1,20	1,00 máx.	1,10 máx.	----
D4	2,05-2,40	0,60 máx.	0,60 máx.	11,00-13,00	0,30 máx.	0,70-1,20	----	1,00	----
D5	1,40-1,60	0,60 máx.	0,60 máx.	11,00-13,00	0,30 máx.	0,70-1,20	----	1,00 máx.	2,50-3,50
D7	2,15-2,50	0,60 máx.	0,60 máx.	11,50-13,50	0,30 máx.	0,70-1,20	----	3,80-4,40	----

La solidificación de estos aceros finaliza dando lugar a una matriz eutéctica de austenita (de C<2,11%) y carburos primarios. Por tanto, luego de solidificar, los tochos deben someterse a una forja de desbaste a muy alta temperatura, para dispersar esos carburos ledeburíticos (empezando con pequeños golpes para trocear la matriz ledeburítica y prosiguiendo luego con mayores deformaciones), ya que la tenacidad depende en buena parte de la distribución uniforme de los carburos y de su tamaño. La forja para conformado de la herramienta suele hacerse a temperaturas entre 1.000°C y 950°C seguida de un lento enfriamiento en cenizas.

Al igual que lo señalado anteriormente con los aceros A, el recocido posterior a la forja, y previo al temple, debe ser de austenización incompleta (870-900°C) con lento enfriamiento en horno (15-20°C/hora), o con enfriamiento isotérmico.

¹³⁹ El *ausforming* es una combinación de tratamiento térmico con deformaciones mecánicas del material. Consiste en un tratamiento de temple que se realiza deformando del 60 al 90% del acero y enfriando después bruscamente.

¹⁴⁰ Pero-Sanz José Antonio, Aceros: metalurgia física, selección y diseño, CIE, 2004, pp. 531-533

¹⁴¹ Los tratamientos subcero se utilizan tras el temple con el fin de reducir al máximo el porcentaje residual de austenita. Normalmente se considera que a una temperatura de -80°C hay aproximadamente un 100% de martensita

Los recocidos isotérmicos, pasando las piezas desde la temperatura de austenización incompleta a otro horno a temperatura más baja, y constante, que posibilite la transformación de austenita a perlita, resultan interesantes para herramientas individuales o para pequeños lotes.

Por su alto contenido en cromo la conductividad térmica de los aceros del grupo D es inferior a la de los aceros del grupo A y deben ser calentados más lentamente que éstos. Y teniendo en cuenta que se debe precalentar el horno a 800°C antes de austenización.

Este tipo de aceros poseen una resistencia a la abrasión y al desgaste superior a la de los aceros del grupo A. Si bien, recíprocamente, su maquinabilidad resulta inferior a la de éstos. Su templabilidad supera a la de los aceros del grupo A.

A temperatura ambiente, la proporción de austenita residual después del temple de los aceros del grupo D puede llegar a ser del orden del 20 a 30%. Para la eliminación de ésta se deben dar dos revenidos a la herramienta.

El acero D2, por su menor contenido en carbono (igual al del D5 pero sin cobalto) es el más resistente al choque de todos estos aceros de 12%Cr. Su dureza luego de temple desde 980-1025°C es de 62-64HRc. Para piezas de geometría compleja se recomienda el temple interrumpido en baño de sales, seguido de enfriamiento al aire. La dureza habitual de utilización, luego de revenido a 150-300°C, es de 61-63HRc (para calibres, plantillas, guías) o de 56-58HRc (para matrices de estampar, punzones y herramientas sometidas a choques).

El acero D4, de gran resistencia al desgaste y a la abrasión, presenta particular interés para matrices de estampado y conformado. También se emplea para cortantes de chapa fina, peines de roscar y, en general, herramientas destinadas a trabajar en grandes series con rendimientos elevados. Su dureza de temple es de 63-65HRc y la dureza normal de utilización de 62-64HRc. Si bien cuando se desea la mayor tenacidad suele revenirse hasta 50-60HRc.

Según los casos observados en la tabla 5 y la tabla 6 los aceros pueden ser hipereutectoides o aceros ledeburíticos. Por su alto contenido de carbono, procurado para obtener martensita matriz de gran dureza, todos ellos son propensos a la decarburación. Por eso en su austenización cobra especial importancia la utilización de atmósferas controladas, o bien el empleo de sales fundidas neutras.

Otra puntualización importante resulta la de que si se templaran desde una temperatura igual a la de un acero al carbono, o a la de uno de baja aleación, los aceros de estos grupos (grupo A y grupo D) resultarían menos duros. Ello es consecuencia de los elementos de aleación carburígenos, es decir, para igual contenido de carbono que un acero no aleado las temperaturas A_{cm} se desplazan hacia valores más altos, y para igual temperatura de temple, la austenita llega a saturarse con contenidos de carbono inferiores a los de un acero no aleado. Por ello, para aumentar el contenido de carbono en la austenita, y poder lograr mayor dureza en el temple, las temperaturas de austenización para templar los aceros de tipo A y tipo D deben ser superiores a las de los aceros al carbono o de baja aleación.

Para alcanzar la temperatura de austenización conviene en todos los casos, tanto para forja como para recocido o para temple, un precalentamiento lento habida cuenta de su baja conductividad conferida por los elevados contenidos de Cr. El calentamiento suele hacerse antes de alcanzar los 700°C a fin de uniformizar en temperatura la periferia y el núcleo de la pieza antes de continuar elevando la temperatura para que tenga lugar la transformación de la ferrita en austenita ($\alpha \rightarrow \gamma$).

En cuanto a tratamientos térmicos es obvio que no deben someterse a un normalizado puesto que el enfriamiento al aire no proporciona estructura ferrito cementítica sino martensítica.

Los recocidos supercríticos son siempre de austenización incompleta ya que se trata de aceros hiper o ledeburíticos. Requieren un lento enfriamiento en horno desde su temperatura de austenización incompleta: del orden de 15°C/hora hasta alcanzar los 550°C, es decir, por debajo ya de la curva perlítica. Alternativamente al enfriamiento continuo se emplea el isotérmico.

Aceros aleados para trabajo de choque

Hay muchas utilidades en las que se precisa que la herramienta, además de tener capacidad de corte, tenga capacidad de soportar golpes, este es el caso de buriles, trépanos, etc.

Para estos usos se han desarrollado una serie de aceros que, tras el tratamiento térmico, quedan con durezas entre 45-55HRc y gran tenacidad, lo que exige que el revenido, luego de temple sea bajo, alrededor de 210°C. Muchos de estos aceros son semejantes a algunos tipos de aceros de construcción, aunque con ligeras variaciones en la composición química para adaptarlos a la forma de trabajo de los aceros de herramientas.

Son aceros hipoeutectoides, puesto que entre dureza y tenacidad prima esta última característica.

En la tabla 7, correspondiente a esta familia de aceros resistentes al choque mecánico en frío (AISI grupo S). La templabilidad es conferida por elementos carburígenos, con preferencia a los gammágenos, ya que tienen, además, la ventaja de proporcionar carburos y ello acrecienta la resistencia al desgaste. El vanadio ayuda a afinar el grano austenítico y por ello mejora la tenacidad.

Tabla 7. Aceros resistentes al choque (AISI, grupo S)

Tipo	%C	%Mn	%Si	%Cr	%Ni	%Mo	%W	%V
S1	0,40-0,55	0,10-0,40	0,15-1,20	1,00-1,80	0,30 máx.	0,50 máx.	1,50-3,00	0,15-0,30
S2	0,40-0,55	0,30-0,50	0,90-1,20	----	0,30 máx.	0,30-0,60	----	0,50 máx.
S5	0,50-0,65	0,60-1,00	1,75-2,25	0,50 máx.	----	0,20-1,35	----	0,35 máx.
S6	0,40-0,50	1,20-1,50	2,00-2,50	1,20-1,50	----	0,30-0,50	----	0,20-0,40
S7	0,45-0,55	0,20-1,00	0,20-1,00	3,00-3,50	----	1,30-1,80	----	0,20-0,30

En todos estos aceros se procura lograr buena tenacidad luego de un revenido bajo. Por ello tienen altos contenidos de silicio que resulta favorable para eliminar la fragilidad a los revenidos bajos¹⁴². Por otro lado, puesto que importa más la resistencia a la deformación elástica que a la deformación plástica, e interesan, por tanto, altos valores del límite elástico en la martensita revenida. El silicio resulta igualmente favorable para mejorar el comportamiento de la herramienta frente a esfuerzos alternativos a fin de evitar roturas por fatiga.

Debemos tener en cuenta que los aceros con alto contenido de silicio son propensos a la decarburación en estado austenítico. Por eso, a fin de eliminar posibles decarburaciones o cualquier otra irregularidad superficial, siempre desfavorables para fatiga, conviene dejar un margen de tolerancia en las medidas para poder dar un rectificado final a la herramienta.

Por lo que respecta a la austenización por forja, el calentamiento debe ser lento a fin de lograr una distribución uniforme del calor en toda la masa de la pieza. Conviene evitar contactos directos con la llama para evitar posibles sobrecalentamientos. En los aceros S1 y S7, por la disminución de

¹⁴² Pero-Sanz José Antonio, Aceros: metalurgia física, selección y diseño, CIE, 2004, pp. 135-139

conductividad térmica que produce la presencia de W y Cr, suele realizarse un calentamiento escalonado hasta alcanzar la temperatura eutéctica (700-750°C), a continuación, se debe uniformizar la temperatura de toda la pieza a esa temperatura, y pasar luego a la temperatura final de austenización.

Aceros resistentes al desgaste

Se entiende por aceros resistentes al desgaste aquéllos que trabajan en condiciones de abrasión o erosión, combinadas o no con golpes, y que no precisan aptitud de corte. Este es el caso de multitud de piezas de gran importancia industrial como pueden ser las placas de recubrimiento de molinos de trituración, martillos y mandíbulas de trituración, dientes de excavadoras, conductos de transporte neumático o cruzamientos de vías de ferrocarril.

El acero con mejor resistencia al desgaste es el acero con 12% Mn, llamado acero Hadfield en honor a su descubridor. La composición más típica de este acero es 1,20%C, 12,5%Mn, 0,5%Si, P<0,05% y S<0,03%.

Por su elevado contenido de manganeso, elemento gammágeno, este acero es austenítico a temperatura ambiente, siendo por ello amagnético.

En estado bruto de colada el acero está formado por austenita y carburos, restando los carburos capacidad de deformación y tenacidad al acero. Por ello el acero Hadfield se somete a hipertemple, enfriamiento en agua desde 1050°C, con objeto de redissolver los carburos y evitar su precipitación con enfriamientos más lentos. Cuando el hipertemple no es correcto el acero presenta cierto magnetismo debido a la existencia de carburos.

La austenita del acero Hadfield es metaestable, transformándose por rozamiento o presión en martensita a temperatura ambiente. Esta precipitación de martensita es la que confiere la gran resistencia al desgaste a este tipo de aceros, aunque conservando toda la tenacidad propia de la matriz austenítica.

El acero puede incrementar su dureza inicial de aproximadamente 15HRc a valores de 50HRc durante el servicio.

El acero Hadfield es inmecanizable, por lo que las piezas se obtienen por moldeo, admitiendo sólo un ligero rectificado a muela. Sin embargo, mecanizados muy ligeros pueden realizarse por un tratamiento de fragilización del acero, consistente en un mantenimiento de cuatro horas a temperaturas de 600-650 ° C. Durante este tratamiento la austenita se transforma en microconstituyentes troostíticos o bainíticos, que permiten un ligero mecanizado con herramienta cerámica. La gran capacidad de deformación del acero Hadfield permite obtener por laminación chapas de gran utilización en blindajes. Al tiempo este acero presenta una excelente soldabilidad con electrodos de igual composición, lo que facilita muchas aplicaciones.

1.3.1.2. Aceros de herramienta para trabajo en caliente

Aceros rápidos

Esta familia de aceros, descubiertos en 1898 por Taylor y White, deben su nombre por la posibilidad de ser empleados en herramientas para mecanizar aceros arrancando viruta a gran velocidad (superior

a 30m/minutos), llegando incluso a mantener su dureza, entre 63 y 68 HRc, aunque el filo alcance temperaturas del orden de los 550-600°C. Por consiguiente, tienen que ser aceros con capacidad para un revenido alto que produzca endurecimiento estructural.

Son aceros altamente aleados. Para corte con arranque de viruta no resultan adecuados los aceros al carbono, ni los aceros de baja aleación; porque su dureza, como se ha comentado ya anteriormente, cae notablemente con la temperatura. Únicamente son aconsejables para arranque de viruta a baja velocidad.

Para evitar ferritizaciones locales durante la austenización (previa a la forja, al recocido supercrítico o al temple) todos los aceros rápidos son de alto carbono, es decir, mayores a un 0,8% en carbono. Por sus altos porcentajes de elementos carburígenos, y de carbono, resultan ser aceros ledeburíticos. Lo cual resulta ventajoso porque los carburos eutécticos acrecientan la resistencia al desgaste en caliente, aunque mermen la tenacidad.

La baja conductividad térmica de los aceros rápidos implica bajas velocidades de enfriamiento, lo que favorece la segregación y formación de redes de carburos eutécticos durante la solidificación, y también, la formación de grietas de origen térmico.

Para la forja de los aceros rápidos, así como para los recocidos supercríticos y para el temple, debe tenerse en cuenta su gran tendencia a la decarburación en estado austenítico. Para evitar esa decarburación de la austenita se recurre a atmósferas controladas o a sales neutras fundidas. Entre otros inconvenientes los ablandamientos locales por decarburación pueden originar grietas durante el temple.

Generalmente, sobre todo si la herramienta es de diseño complejo, suele darse un calentamiento primario a 400-500°C en horno eléctrico para eliminar la humedad de la herramienta y evitar la posterior reacción con sales o el aumento de decarburación si se van a utilizar atmósferas controladas. Después del calentamiento primario se efectúa un precalentamiento secundario, a 800-850°C, en sales fundidas. Desde esa temperatura se pasa ya a la temperatura de austenización.

Para lograr la mayor solubilización posible de carbono en la austenita la temperatura de temple de estos aceros, como la de los aceros del grupo D, ha de ser mucho más alta que la de los aceros de construcción y que la de aceros de media aleación para herramientas. Suele ser del orden de 1.200°C.

En un acero poco aleado los riesgos de sobrecalentamiento y de quemado serían notables a esas temperaturas requeridas para el temple (el acero al carbono de 2,11% empieza a fundir a 1.148°C). En estos aceros, en cambio, ese peligro se aleja porque los aleantes elevan notablemente la temperatura para inicio de fusión. Además, los carburos, sobre todo los de vanadio, frenan el crecimiento del grano austenítico.

Los aceros rápidos resultan ser aceros de gran templabilidad. Por consiguiente, no admiten un normalizado. Antes de temple conviene siempre recocer las herramientas. El enfriamiento luego de forja, o de recocido, ha de ser muy lento hasta lograr plenamente la transformación perlítica. Pueden también ser enfriados, desde el estado austenítico, a 500°C en sales fundidas. Puede templarse al aire, aunque el enfriamiento suele realizarse habitualmente en un medio más severo, en aceite o en sales, para aminorar la proporción de austenita residual, siempre grande en este tipo de aceros. Para eliminar esa austenita suelen darse dos y hasta tres revenidos.

En algunos casos se efectúa una nitruración de la herramienta, luego de temple y revenido, para mejorar la capacidad de corte y, a continuación, se recomienda realizar un revenido a 500°C para aumentar la tenacidad de la capa.

Aceros rápidos al Molibdeno

Los aceros rápidos al Molibdeno se sitúan en el grupo M de la clasificación AISI. Los efectos que produce dicho elemento a los aceros rápidos son muy similares a los efectos que confiere el wolframio a este tipo de aceros. Puesto que el peso atómico del molibdeno (95,94) viene a ser la mitad del peso atómico del wolframio (183,85), se necesita sólo la mitad de peso de molibdeno para tener la misma relación atómica al sustituir el W por Mo. Un acero rápido con 18% de W se comporta en servicio de modo similar a un acero 6%W y 6%Mo.

Los primeros aceros rápidos, del tipo 18-4-1 (ver acero T1 de la Tabla 9) fueron sustituidos en los países aliados, durante la Segunda Guerra Mundial, por aceros del tipo 6-6-4-1 (ver acero M2 de la Tabla 8). Ello se debió a las dificultades para conseguir wolframio en el campo anglosajón. Pero lo que empezó siendo un acero de sustitución se ha popularizado hasta tal punto que el acero M2 es actualmente el más representativo de los aceros rápidos.

Para igual dureza los aceros al Mo resultan más tenaces que los aceros rápidos al W. En cambio, los aceros con molibdeno se decarburan con mayor facilidad que los aceros al wolframio y resultan más sensibles que éstos a las exactas condiciones de austenización.

Para la dureza en caliente influye más la matriz que los carburos. Alguno de los aceros que se observan en la tabla 8 tienen cobalto en su composición química. La finalidad de contar con este elemento es elevar la temperatura de fusión del acero lo cual permite también emplear temperaturas más altas para austenización. De este modo se logra solubilizar mayor cantidad de carbono en la austenita y, en consecuencia, puede obtenerse martensita matriz de mayor dureza, alrededor de 68HRC.

Tabla 8. Aceros rápidos al molibdeno (AISI, grupo M)

Tipo	%C	%Mn	%Si	%Cr	%Ni	%Mo	%W	%V	%Co
M1	0,78-0,8	0,15-0,40	0,20-0,50	3,50-4,00	0,30 máx.	8,20-9,20	1,40-2,10	1,00-1,35	----
M2	0,95-1,05	0,15-0,40	0,20-0,45	3,75-4,50	0,30 máx.	4,50-5,50	5,50-6,75	1,75-2,20	----
M3 clase1	1,00	0,15-0,40	0,20-0,45	3,75-4,50	0,30 máx.	4,75-6,50	5,00-6,75	2,25-2,75	----
M3 clase 2	1,15-1,25	0,15-0,40	0,20-0,45	3,75-4,50	0,30 máx.	4,75-6,50	5,00-6,75	2,75-3,75	----
M4	1,25-1,40	0,15-0,40	0,20-0,45	3,75-4,75	0,30 máx.	4,25-5,50	5,25-6,50	3,75-4,50	----
M7	0,97-1,05	0,15-0,40	0,20-0,55	3,50-4,00	0,30 máx.	8,20-9,20	1,40-2,10	1,75-2,25	----
M10	0,84-0,94	0,10-0,40	0,20-0,45	3,75-4,50	0,30 máx.	7,75-8,50	----	1,80-2,20	----
M30	0,75-0,85	0,15-0,40	0,20-0,45	3,50-4,25	0,30 máx.	7,75-9,00	1,30-2,30	1,00-1,40	4,50-5,50
M33	0,85-0,92	0,15-0,40	0,15-0,50	3,50-4,00	0,30 máx.	9,00-10,00	1,30-2,10	1,00-1,35	7,75-8,75
M34	0,85-0,92	0,15-0,40	0,20-0,45	3,50-4,00	0,30 máx.	7,75-9,20	1,40-2,10	1,90-2,30	7,75-8,75
M35	0,82-0,88	0,15-0,40	0,20-0,45	3,75-4,50	0,30 máx.	4,50-5,50	5,50-6,75	1,75-2,20	4,50-5,50
M36	0,80-0,90	0,15-0,40	0,20-0,45	3,75-4,50	0,30 máx.	4,50-5,50	5,50-6,50	1,75-2,25	7,75-8,75
M41	1,05-1,15	0,20-0,60	0,15-0,50	3,75-4,50	0,30 máx.	3,25-4,25	6,25-7,00	1,75-2,25	4,75-5,75
M42	1,05-1,15	0,15-0,40	0,15-0,65	3,50-4,25	0,30 máx.	9,00-10,00	1,15-1,85	0,95-1,35	7,75-8,75
M43	1,15-1,25	0,20-0,40	0,15-0,65	3,50-4,25	0,30 máx.	7,75-8,50	2,25-3,00	1,50-1,75	7,75-8,75
M44	1,10-1,20	0,20-0,40	0,30-0,55	4,00-4,75	0,30 máx.	6,00-7,00	5,00-5,75	1,85-2,20	1,10-11,25
M46	1,22-1,30	0,20-0,40	0,40-0,65	3,70-4,20	0,30 máx.	8,00-8,50	1,90-2,20	3,00-3,30	7,80-8,80
M47	1,05-1,15	0,15-0,40	0,20-0,45	3,50-4,00	0,30 máx.	9,25-10,00	1,30-1,80	1,15-1,35	4,75-5,25
M48	1,42-1,52	0,15-0,40	0,15-0,40	3,50-4,00	0,30 máx.	4,75-5,50	9,50-10,50	2,75-3,25	8,00-10,00
M62	1,25-1,35	0,15-0,40	0,15-0,40	3,50-4,00	0,30 máx.	10,00-11,00	5,75-6,50	1,80-2,10	----

Los aceros con cobalto, denominados a veces extrarrápidos, presentan gran resistencia a la abrasión, pero son menos tenaces que los aceros sin Co. Resultan interesantes para arrancar viruta de aceros muy resistentes, y para trabajos de desbaste severos. Los riesgos de decarburación durante la austenización son mayores en los aceros con cobalto. El cobalto, además, estabiliza la austenita. Por ello los aceros extrarrápidos dan mayor cantidad de austenita residual en el temple y requieren revenidos múltiples.

Aceros rápidos al Wolframio

Las características de templabilidad, resistencia al desgaste y maquinabilidad de los aceros rápidos al Wolframio (AISI, grupo T) resultan similares a las de los aceros rápidos al Molibdeno. Su tenacidad es algo inferior. Para templarlos conviene emplear temperaturas más altas que para los aceros del grupo M. Algunos de ellos alcanzan la austenización a 1.300 °C, siendo, también, más resistentes a la decarburación que los aceros rápidos al Molibdeno.

Tabla 9. Aceros rápidos al Wolframio (AISI, grupo T)

Tipo	%C	%Mn	%Si	%Cr	%Ni	%Mo	%W	%V	%Co
T1	0,65-0,80	0,10-0,40	0,20-0,40	3,75-4,50	0,30 máx.	----	17,25-18,75	0,90-1,30	----
T2	0,80-0,90	0,20-0,40	0,20-0,40	3,75-4,50	0,30 máx.	1,00 máx.	17,50-19,00	1,80-2,40	----
T4	0,70-0,80	0,20-0,40	0,20-0,40	3,75-4,50	0,30 máx.	0,40-1,00	17,50-19,00	0,80-1,20	4,25-5,75
T5	0,75-0,85	0,20-0,40	0,20-0,40	4,00-4,75	0,30 máx.	0,50-1,25	17,50-19,00	1,80-2,40	7,00-9,50
T6	0,75-0,85	0,20-0,40	0,20-0,40	4,00-4,75	0,30 máx.	0,40-1,00	18,50-21,00	1,50-2,10	11,00-13,00
T8	0,75-0,85	0,20-0,40	0,20-0,40	3,75-4,50	0,30 máx.	0,40-1,00	13,25-14,75	1,80-2,40	4,25-5,75
T15	1,50-1,60	0,15-0,40	0,15-0,40	3,75-5,00	0,30 máx.	1,00 máx.	11,75-13,00	4,50-5,25	4,75-5,25

Debe tenerse en cuenta, en cuanto a la templabilidad, tanto en los aceros del grupo T como en los del grupo M, la exigencia de enfriamientos muy lentos en los recocidos supercríticos, la conveniencia de los recocidos isotérmicos, la posibilidad de temple a dos baños, etc.

En cuanto al revenido es importante recordar la necesidad de revenidos a alta temperatura para lograr endurecimiento estructural, conocido como endurecimiento secundario, y la conveniencia de revenidos múltiples para eliminar la gran cantidad de austenita residual.

La maquinabilidad de los aceros rápidos es peor que la de los otros aceros de herramientas lo cual es lógico si se considera que, aún con estructura perlítica (lograda por recocido supercrítico o isotérmico), tienen gran cantidad de carburos. El mecanizado produce tensiones que conviene eliminar antes de temple, sobre todo si llevan un mecanizado profundo y son de complicado diseño. El recocido contra tensiones suele hacerse mediante calentamiento lento hasta 650 °C, con una permanencia a esa temperatura durante unas tres horas, enfriamiento en horno hasta 250 °C y luego al aire.

El rectificado de las herramientas, es decir, el mecanizado cuando la herramienta ha sido ya tratada a su máxima dureza, presenta grandes dificultades: los carburos de vanadio resultan tan duros como los abrasivos. Suele mejorarse mediante la presencia de azufre, con una proporción equilibrada entre S y Mn.

Aceros rápidos sinterizados

En el intento por obtener una mayor homogeneidad estructural se han desarrollado desde 1970 algunas técnicas pulvimetalúrgicas para fabricación de aceros rápidos entre las que merecen ser citadas la compactación isostática en caliente (*hot isostatic pressing*, HIP) y la sinterización directa. En el año 2000 se fabricaron 12.000 toneladas de aceros rápidos siguiendo la vía HIP, y 2.000 toneladas para asientos de válvula en motores de automóvil empleando la técnica de sinterización directa.

En la tecnología HIP se parte de polvo atomizado con nitrógeno, argón o incluso agua. Los polvos se vibran, se encapsulan bajo vacío previo, y se sintetizan a 1.150 °C a una presión de 100MPa, obteniéndose un producto teóricamente denso al 100%.

En la sinterización directa se parte de polvos atomizados en agua y recocidos, se rellenan con ellos las matrices de formas casi acabadas y se obtienen compactos empleando presiones de 400 a 700MPa. Seguidamente se sinterizan estos compactos en horno de vacío, o bajo nitrógeno a diferentes presiones parciales, con temperaturas de sinterización no superiores a 1.150°C. A continuación, se templean y revienen. La calidad de estos aceros a diferencia de lo que ocurre con los HIP es inferior a la de los convencionales, pero resultan más económicos.

Aceros aleados para trabajo de choque

Los aceros aleados para trabajo de choque se emplean para matrices de forja, de estampación, de extrusión en caliente, así como para herramientas de cizallado en caliente, punzonado, fundición de metales por inyección, etc. Son aceros utilizados para fabricar piezas que tengan que trabajar habitualmente a temperaturas comprendidas entre 330°C y 500°C.

Estas piezas requieren un conjunto de propiedades para trabajar a la temperatura de servicio, como son la dureza, la resistencia al desgaste y a la abrasión, resistencia a compresión, tenacidad, resistencia al choque térmico producido por una enérgica refrigeración, resistencia a la fatiga térmica, etc. Aunque la característica prioritaria y fundamental de estos aceros es que no ablanden durante el servicio, aunque deban permanecer prolongadamente a esas temperaturas.

Debido a que este tipo de aceros no deben ablandarse durante el servicio, la temperatura de revenido de la herramienta debe superar a la temperatura de trabajo. Lo que equivale a afirmar que, a diferencia de los aceros para trabajos en frío, deben utilizarse luego de temple y revenido a temperaturas entre 400°C y 600°C. Deben lograrse durezas del orden de 40 a 55 HRC a la temperatura de servicio.

En la tabla 10 se muestran los aceros recomendados por AISI, clasificados como grupo H (*hot work*), para herramientas destinadas a trabajos en caliente. Se destacan claramente dos familias: una con prácticamente 5% de Cr y otra, también con cromo, pero además 10-18%W.

Tabla 10. Aceros de herramientas para trabajos en caliente (AISI, grupo H)

Tipo	%C	%Mn	%Si	%Cr	%Ni	%Mo	%W	%V	%Co
Aceros de medio contenido en Cromo									
H10	0,35-0,45	0,25-0,70	0,80-1,20	3,00-3,75	0,30 máx.	2,00-3,00	----	2,50-0,75	----
H11	0,33-0,43	0,20-0,50	0,80-1,20	4,75-5,50	0,30 máx.	1,10-1,60	----	0,30-0,60	----
H12	0,30-0,40	0,20-0,50	0,80-1,20	4,75-5,50	0,30 máx.	1,25-1,75	1,00-1,70	0,50 máx.	----
H13	0,32-0,45	0,20-0,50	0,80-1,20	4,75-5,50	0,30 máx.	1,10-1,75	----	0,80-1,20	----
H14	0,35-0,45	0,20-0,50	0,80-1,20	4,75-5,50	0,30 máx.	----	4,00-5,25	----	----
H19	0,35-0,45	0,20-0,50	0,20-0,50	4,00-4,75	0,30 máx.	0,30-0,55	3,75-4,50	1,75-2,20	4,00-4,50

Aceros de alto contenido en Wolframio									
H21	0,26-0,36	0,15-0,40	0,15-0,50	3,00-3,75	0,30 máx.	----	8,50-10,00	0,30-0,60	----
H22	0,30-0,40	0,15-0,40	0,15-0,40	1,75-3,75	0,30 máx.	----	10,00-11,75	0,25-0,50	----
H23	0,25-0,35	0,15-0,40	0,15-0,50	11,00-12,75	0,30 máx.	----	11,00-12,75	0,75-1,25	----
H24	0,42-0,53	0,15-0,40	0,15-0,40	2,50-3,50	0,30 máx.	----	14,00-16,00	0,40-0,60	----
H25	0,22-0,32	0,15-0,40	0,15-0,40	3,75-4,50	0,30 máx.	----	14,00-16,00	0,40-0,60	----
H26	0,45-0,55	0,15-0,40	0,15-0,40	3,75-4,50	0,30 máx.	----	17,25-19,00	0,75-1,25	----
Acero Cromo-Molibdeno-Wolframio									
H42	0,55-0,70	0,15-0,40	0,15-0,40	3,75-4,50	0,30 máx.	4,50-5,50	5,50-6,75	1,75-2,20	----

Con los aceros del grupo de 5%Cr se fabrican herramientas para moldeo de fundición inyectada, de aluminio y aleaciones ligeras, o de cinc. También se utilizan para otras aplicaciones como la extrusión de Al o Mg, para estampas, para matrices y cizallas en caliente, etc.

Se recurre a los aceros de W>10% para la extrusión de latón y de aleaciones de níquel, para moldes y bombas de inyección en fundición de metales ligeros y pesados, para toda clase de matrices y punzones, etc. Los aceros de este grupo logran, tras revenido, las más altas durezas en caliente. Resultan similares a las de temple: 50-52HRc.

Los aceros de W<10% son similares a los aceros rápidos. Si bien, por su menor porcentaje de carbono, resultan notablemente más tenaces que éstos.

Comparativamente al resto de los aceros para herramientas, todos los del grupo H presentan contenidos bajos en carbono, lo que es favorable para la tenacidad. Además, cuanto menor es el contenido en carbono de un acero más alta es su temperatura de final de solidificación y eso, es ventajoso porque las juntas de grano mantienen su resistencia a la deformación intergranular, y por tanto su resistencia al calor hasta temperaturas más altas.

En cuanto a su tenacidad, se recomienda precalentar las herramientas a unos 300°C antes de su puesta inmediata en servicio, ya que la tenacidad aumenta al elevar la temperatura.

Los aceros del grupo H son aceros de media o alta aleación para una gran templabilidad y posibilitar así su temple en aire. Para lograr más penetración de temple cuando las piezas son de tamaño grande se puede aumentar la severidad del agente refrigerante, pudiendo utilizar chorro de aire o temple en aceite, nunca en agua. Y debido a la alta templabilidad de estos aceros nunca se les aplica el tratamiento térmico de normalizado (resultaría ser un temple).

Al tratarse de aceros de media o alta aleación se deben de tener las siguientes consideraciones:

- Lentitud en el calentamiento hasta la austenización.
- Recocidos supercríticos y lentitud en el enfriamiento continuo (a 20 °C/hora) o enfriar isotérmicamente en la zona perlítica.
- Temperaturas altas para temple (1.000-1.200°C) a fin de aumentar el porcentaje de elementos disueltos en la austenita.
- Procurar evitar la decarburación periférica.
- Temple interrumpido en baño de sales.
- Más de un revenido.

La dureza a alta temperatura se consigue mediante la presencia de elementos carburígenos en la composición del acero. Los carburos proporcionan resistencia al desgaste. El cromo, además de

carbúrgeno, mejora la resistencia a la oxidación en caliente y contribuye a la formación de carburos múltiples y complejos, más duros.

Por otra parte, los elementos carbúrgenos Mo, W y V, por ser alfégenos, elevan la temperatura eutectoide A_e , y con ello la posibilidad de revenir la martensita a muy alta temperatura sin que pueda iniciarse la transformación alotrópica $\alpha \rightarrow \gamma$, permitiendo revenir a temperaturas superiores a 600°C para obtener endurecimiento estructural.

En muchas ocasiones es necesario refrigerar la herramienta con agua durante el servicio. Ello no supone riesgos para el temple, ya que nunca se supera la temperatura A_e durante el trabajo en caliente. Sin embargo, esa refrigeración sí que conlleva un choque térmico por diferencia de temperatura entre la superficie de trabajo de la herramienta y la capa subyacente.

Durante el servicio de la herramienta, incluso sin refrigeración, se producen dilataciones y contracciones entre la periferia y la capa subyacente, lo que genera esfuerzos alternativos de tracción y compresión que pueden nuclear grietas de fatiga. Para un buen comportamiento frente a la fatiga térmica conviene que los aceros de esta familia presenten un alto límite elástico. De ahí también la ventaja de los revenidos altos para lograr la máxima dureza en caliente. Además, debido a esa temperatura de revenido, las herramientas quedan prácticamente exentas de tensiones residuales. Con todo, al comparar dos aceros de igual límite elástico a la temperatura de servicio, resultará más resistente a fatiga térmica el menos aleado, ya que los aleantes disminuyen la conductividad térmica del acero.

Por temple y revenido se obtiene la dureza periférica necesaria para la mayor parte de las aplicaciones, de 40 a 52HRc. Pero cuando es necesario aumentar la dureza superficial, aunque con ello aumenta también el riesgo de agrietamiento por fatiga térmica, se puede emplear el tratamiento termoquímico de nitruración¹⁴³ ya que los aceros contienen Cr, V, Mo. Este tratamiento suele utilizarse para aumentar la duración de matrices destinadas a extrusión en caliente. Se debe tener en cuenta que, para nitrurar, debe eliminarse toda decarburación periférica. La estructura previa debe ser martensita revenida, y conviene que la capa nitrurada obtenida sea delgada, del orden de 0,1 a 0,2mm. ya que para mayores espesores aumenta su fragilidad.

Aceros resistentes al desgaste

Para desgaste por abrasión o erosión a temperaturas hasta 600°C es posible utilizar muchos de los aceros mencionados en el apartado anterior, pero para trabajo a más alta temperatura, hasta 1.100°C, son necesarios los llamados aceros inoxidables carburo-ferríticos.

Debe tenerse en cuenta que a temperaturas altas la oxidación, o corrosión seca, puede alcanzar valores muy altos, semejantes o superiores muchas veces a la pérdida de peso por la sollicitación por abrasión o erosión.

Las composiciones típicas de los aceros carburos-ferríticos son 1,20-2,30%C, 1,00-2,00%Si y 30,00-33,00%Cr. El contenido de cromo asegura una resistencia a la oxidación superior a la de cualquier otro acero, y por su alto poder alfégeno el acero es ferrítico a todas las temperaturas careciendo, por tanto, de capacidad de temple.

Este acero es típico de moldeo, pero, al igual que los aceros rápidos, admite forja y laminación con precauciones para los menores contenidos de carbono. Aunque, debido a la red de carburos en estado bruto de colada, es un acero frágil a temperatura ambiente, es tenaz en caliente y soporta

¹⁴³ Pero-Sanz José Antonio, Aceros: metalurgia física, selección y diseño, CIE, 2004, pp. 163-165

aceptablemente el choque térmico. Su bajo precio, aceptable mecanizabilidad y posibilidad de soldeo previo calentamiento a 550°C, son también características que justifican la implantación de estos aceros en condiciones abrasivas a alta temperatura.

1.3.2. Consideraciones complementarias sobre la elección de aceros para herramientas

Cada herramienta requiere un diseño de la composición química para poder lograr un equilibrado compromiso de propiedades. Es importante diferenciar entre las aplicaciones para trabajos en frío y las aplicaciones para trabajos en calor, ya que, por ejemplo, los aceros al carbono no deben ser elegidos para herramientas destinadas a trabajos en caliente.

En cuanto a los elementos de aleación, solamente carburígenos, se hacen necesarios por las características que ofrecen de templabilidad, de estabilidad de la dureza martensítica al elevar la temperatura, de resistencia al desgaste y a la abrasión, etc.

En la elección de aceros para herramientas deben ponderarse múltiples factores y ello hace que el proceso de selección del material no sea sencillo. Debe atenderse no sólo a sus propiedades de uso sino a los requerimientos para el conformado de la herramienta, su forja, tratamientos, mecanizado, etc. Factor relevante a la hora de elegir aceros es la disponibilidad de medios técnicos a fin de garantizar los correctos procesos de manufactura que requiera cada tipo de acero, ya que una temperatura excesiva, un calentamiento rápido e irregular, o un enfriamiento demasiado rápido puede provocar una tenacidad inadecuada, grietas o roturas en el temple, una dureza insuficiente, etc.

En este trabajo se ha decidido utilizar, dos aceros aleados al cromo-molibdeno-vanadio, llamados Dievar y Orvar pertenecientes a la marca Uddeholm, que aportan una gran resistencia contra la fatiga térmica, contra las roturas, resistencia al desgaste en caliente y contra la deformación plástica entre otras características.

Conviene finalmente recordar que no siempre el acero más caro, por más aleado, resulta el más adecuado para la fabricación de una herramienta. Por ejemplo, los aceros autotemplantes son muy agrietables en enfriamientos rápidos y su maquinabilidad resulta menos fácil que la de los aceros al carbono. En definitiva, al elegir un acero para herramientas, el acero óptimo es el suficientemente bueno.

Capítulo 2

Procedimiento experimental

El objetivo de este trabajo de fin de grado es el análisis del comportamiento tribológico frente al desgaste de dos tipos de aceros comerciales empleados para la fabricación de matrices de extrusión de aluminio y proponer actuaciones para mejorar su respuesta. Para ello se modificará su estado estructural mediante la realización de varios tratamientos térmicos diferentes, evaluando posteriormente no sólo su resistencia al desgaste sino también su dureza en estado tratado, así como su estructura metalográfica.

Los aceros seleccionados para este estudio han sido aceros de herramientas para trabajos en caliente, concretamente aceros aleados para trabajo en choque con aleación cromo-molibdeno-vanadio.

Los aceros de herramientas para trabajos en caliente de media y alta aleación se usan para la fabricación de matrices de extrusión, de forja y de estampación y, en concreto, dentro de la extrusión en caliente de aluminio se utilizan para fabricar el vástago, el disco de empuje y los mandrinos, así como la camisa interior del contenedor de la prensa de extrusión.

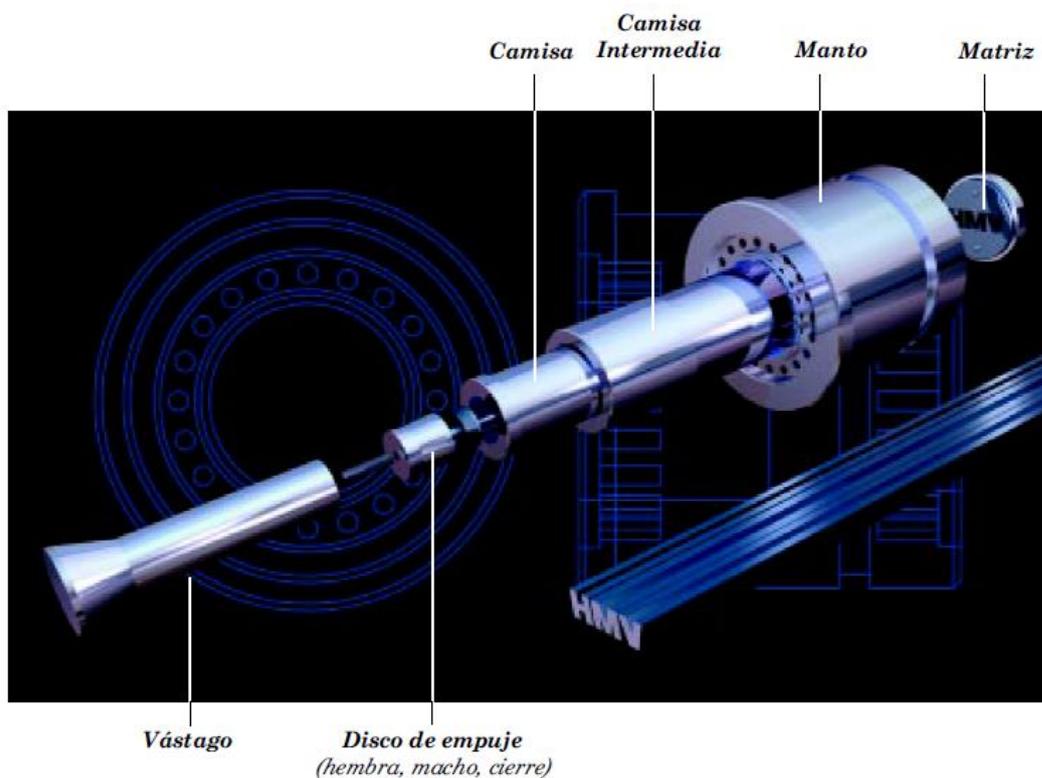


Figura 61. Componentes de una prensa de extrusión

Este tipo de aceros con los que se fabrican diferentes tipos de utillajes y herramientas deben trabajar en condiciones de temperaturas comprendidas entre los 330°C y los 500°C. El componente que está sujeto a la influencia térmica más severa y por tanto el que recibe más tensiones es, evidentemente, la matriz. Por ello, tanto la matriz como el vástago, el disco de empuje, los mandrinos y la camisa interior del contenedor de la prensa de extrusión, deben cumplir con una serie de propiedades a las temperaturas de servicio como son: alta dureza, alto límite de elasticidad, resistencia al desgaste abrasivo, resistencia a compresión, buena tenacidad, resistencia al choque térmico y a la fatiga térmica.

Una de las principales propiedades que deben de tener este tipo de aceros de media y alta aleación es una adecuada resistencia al desgaste a elevadas temperaturas durante un tiempo prolongado, por lo que se requiere que tengan una buena resistencia al revenido para evitar ablandamientos durante el servicio de ahí que la temperatura de revenido deba superar a la temperatura de servicio. Por lo tanto, el acero cuanto mejor retenga su dureza mientras la temperatura o el tiempo se incrementa, mejor será su resistencia al revenido.

Este tipo de aceros, como se explicaba en el apartado 1.3.1, presentan contenidos bajos en carbono para favorecer una buena tenacidad y tienen una media o alta aleación para mejorar su templabilidad y poder templearlos en aire o en aceite. La dureza en caliente se consigue debido a la presencia de elementos carburígenos como es el caso del cromo que favorece la formación de carburos complejos de gran dureza y mejora la resistencia a la oxidación a altas temperaturas. Otros elementos como pueden ser el molibdeno y el vanadio, que también son carburígeno y al tiempo alfégenos, contribuyen a aumentar la temperatura crítica superior y con ello a poder revenir la martensita a temperaturas superiores.

Una vez elegido el material, su estudio comienza con la verificación de la composición química con diversas técnicas, lo que nos permite conocer el contenido exacto de elementos como el carbono, silicio, manganeso, cromo, molibdeno y vanadio.

El proceso llevado a cabo a continuación, atendiendo a los requerimientos descritos anteriormente, consistió en realizar una serie de tratamientos térmicos para determinar en qué estado el acero presenta un mejor rendimiento. Para ello se efectuaron tratamientos de temple escalonado hasta una temperatura final de 1025°C, con posterior enfriamiento en aceite, y tratamientos de doble revenido, realizándose seis tratamientos diferentes desde una temperatura de revenido de 150°C hasta los 650°C, incrementándose la temperatura entre cada tratamiento 100°C.

Con posterioridad a la realización de los diversos tratamientos térmicos se determinó la dureza y se realizó un análisis metalográfico de cada una de las muestras tratadas, así como de la muestra original y se realizaron los ensayos de desgaste abrasivo con tres técnicas diferentes: Pin on Disk, rueda de caucho con arena húmeda y rueda de caucho con arena seca.

Una vez ensayadas al desgaste las muestras seleccionadas se estudió la superficie desgastada de las mismas, y se determinó de nuevo la dureza para comprobar los posibles cambios debidos a las fuerzas de fricción efectuadas durante el ensayo.

A continuación, se va a proceder a explicar cada una de las etapas del procedimiento experimental resumido anteriormente, detallando tanto la técnica empleada como el equipamiento y los ensayos realizados.

2.1. Análisis de la composición química

Para este análisis del comportamiento tribológico frente al desgaste se han escogido dos aceros comerciales de la marca sueca Uddeholm, con denominación comercial Dievar y Orvar respectivamente.

La composición química de estos dos aceros para herramientas se verificó mediante diversas técnicas:

- Analizador de carbono
- Espectroscopía de absorción atómica (AAS) con la que se obtiene la composición de manganeso, cromo, molibdeno y vanadio. Siendo estos tres últimos analizados mediante llama de nitroso.
- Determinación gravimétrica de silicio.

Los análisis correspondientes a estas técnicas fueron realizados en el laboratorio de Ciencia de Materiales e Ingeniería Metalúrgica de la Escuela Politécnica Superior de Ferrol.

2.1.1. Analizador de carbono

El equipo empleado para la determinación del carbono contenido en los aceros estudiados es un analizador de carbono/azufre de la marca LECO, modelo CS-300 con las siguientes características:

- Rango de medida: 0,0002-3,5% de C y 0,0002-0,35% de S, para un tamaño de muestra de 1 gramo.
- Precisión: 2ppm.
- Horno de inducción: 2,2 KW.



Figura 62. Analizador LECO CS-300 de azufre y carbono

El tamaño de muestra adecuado para el LECO CS-300 es de un gramo, que se introduce en el horno de inducción junto a un elemento acelerador de la combustión. La atmósfera del horno se purga con oxígeno para evitar la presencia durante el ensayo de impurezas. Durante la combustión en atmósfera de oxígeno puro se produce la oxidación de todos los elementos de la muestra, y se forma CO y, mayoritariamente, CO₂, junto con el correspondiente SO₂. Los gases de combustión se analizan mediante infrarrojos, determinándose el contenido en C y S de los mismos.

2.1.2. Espectroscopía de absorción atómica (AAS)

Esta técnica determina la concentración de elementos en solución, por lo que la muestra debe disolverse.

Para la determinación de la concentración se emplea una fuente de emisión que produce un espectro particular para cada elemento. Cuando una determinada longitud de onda de esa radiación atraviesa vapor que contiene átomos del mismo elemento que la fuente, parte de esa radiación se absorbe, por lo que se observa un decrecimiento en la señal recogida. La variación en la señal es función de la cantidad de elemento que hay dentro del vapor.

El equipo empleado para la determinación de la composición química del acero es un espectrofotómetro de absorción atómica PERKIN-ELMER modelo 3110, con posibilidad de obtener el vapor mediante llama de aire-acetileno o protóxido de nitrógeno-acetileno.



Figura 63. Espectrofotómetro de absorción atómica

Con la llama de aire-acetileno (2200-2400°C) se favorece la formación de átomos neutros. En cambio, la llama de protóxido de nitrógeno-acetileno (2950-3050°C) se usa para materiales más refractarios como son el cromo, el molibdeno o el vanadio.

2.1.3. Determinación gravimétrica de silicio

Para la determinación del porcentaje de silicio que contienen los dos tipos de aceros que se han estudiado, se ha aplicado la norma UNE 7-028-75, que es aplicable para contenidos en silicio comprendidos entre 0,10 y 8,0%.

Este método se basa en el ataque de la muestra con ácido clorhídrico y nítrico, seguido de la insolubilización de la sílice en medio perclórico. La sílice así obtenida se separa por filtración, se calcina, y se determina por pérdida de peso, previa volatilización de la misma con ácido fluorhídrico en presencia de ácido sulfúrico.

El procedimiento operatorio seguido es el siguiente:

En primer lugar, en función del contenido en silicio que se presume existe en la muestra problema, se pesan las cantidades indicadas en la Tabla 11, en forma de viruta o limadura de espesor inferior a 1mm, obtenida mediante torno, taladro o cepillo. Simultáneamente con la muestra problema se lleva un ensayo en blanco, es decir un ensayo con las mismas cantidades de todos los reactivos, pero sin muestra.

Tabla 11. Masa de la pesada de ensayo en función del porcentaje de silicio supuesto en la muestra

% Si	Masa de la pesada de ensayo (g)
0,10-0,50	5,000 ± 0,001
0,50-2,5	2,500 ± 0,001
2,5-8,0	1,000 ± 0,001

A continuación, se procede al ataque de la pesada de ensayo y precipitación de la sílice. Para ello, se coloca la muestra obtenida en un vaso de 400mL de capacidad, se añaden 30mL de ácido clorhídrico $\approx 12N$ ($d=1,19g/cm^3$), y se calienta moderadamente, cubriéndolo con un vidrio de reloj hasta que cese la reacción. Se añaden con precaución 15mL de ácido nítrico¹⁴¹, y, una vez conseguido el ataque, se lavan el vidrio de reloj y las paredes del vaso, con un poco de agua caliente. Después de este paso, se añade la cantidad de ácido perclórico al 60% indicada en la Tabla 12.

Tabla 12. Cantidad de ácido perclórico necesario en función de la masa de la pesada de ensayo

Masa de la pesada de ensayo (g)	Volumen ácido perclórico al 60% (mL)
5	75
2,5	50
1	35

Se calienta el vaso hasta la aparición de los primeros humos blancos de perclórico, se cubre con el vidrio de reloj y se mantiene en este estado durante 20 minutos, aproximadamente. El residuo, una vez frío, se extrae con 5mL de ácido clorhídrico ($d=1,19 g/cm^3$), se calienta ligeramente y se diluye con 100mL de agua, manteniéndose la solución a una temperatura a 70-80°C para favorecer la disolución de las sales, evitando en todo momento la ebullición.

El siguiente paso será la filtración y el lavado de la sílice, para ello, a la solución obtenida en el apartado anterior se le añade un poco de pulpa de papel, y se filtra sobre un filtro de poro medio. La sílice adherida a las paredes del vaso se separa con la ayuda de una varilla policía.

A continuación, se lavan el vaso y el filtro, primeramente, con ácido clorhídrico ($d=1,01 g/cm^3$)¹⁴² y, después, con ácido clorhídrico ($d=1,10 g/cm^3$)¹⁴³, efectuando estos lavados en caliente. Por último, y para la eliminación total de las sales de hierro, se lava con agua fría.

Después se trasvasan el filtrado y las aguas de lavado, al vaso de 400mL en el que se efectuó el ataque. Se calientan y se concentran hasta la aparición de humos blancos de perclórico, manteniéndose en este estado durante 20 minutos aproximadamente para la recuperación de la sílice en el filtrado. Se

¹⁴¹ Se prepara tomando 750mL de ácido nítrico $\approx 18N$ ($d=1,42 g/cm^3$), y se completa el volumen hasta un litro con agua destilada.

¹⁴² Se prepara tomando 50mL de ácido clorhídrico ($d=1,19 g/cm^3$), y se completa el volumen hasta un litro, con agua destilada.

¹⁴³ Se prepara mezclando 500mL de ácido clorhídrico ($d=1,19 g/cm^3$) con 500mL de agua.

prosigue a continuación de la misma forma que con el residuo procedente del ataque de la pesada de ensayo y precipitación de la sílice.

Por último, se procede a la calcinación y volatilización de la sílice y pesada. Para ello, se introducen los filtros obtenidos en los dos pasos anteriores en un crisol de platino, se calienta a 500-600°C hasta la incineración completa de los mismos, y se calcinan a 1100°C durante 30 minutos hasta obtener una masa constante. Se enfría, se añaden 2mL de ácido sulfúrico ($d=1,48 \text{ g/cm}^3$)¹⁴⁴ y se calienta a 500-600°C hasta la incineración completa de los mismos, y se calcinan a 1100°C durante 30 minutos hasta una masa constante. Se enfría, se añaden 2mL de ácido sulfúrico ($d=1,48 \text{ g/cm}^3$) y se calienta hasta la eliminación total del mismo, calcinando después a 800°C hasta masa constante. Se introduce el crisol en un desecador y se deja enfriar, pesándose a continuación el crisol y su contenido. Se humedece la sílice calcinada con unas gotas de ácido sulfúrico ($d=1,48 \text{ g/cm}^3$) con el fin de evitar la volatilización, al menos parcial, de los fluoruros de elementos como el Nb, Ta, Ti o Zr. A continuación, se añaden 5mL de ácido fluorhídrico ($d=1,14 \text{ g/cm}^3$), evaporándose hasta la eliminación total de vapores sulfúricos. Se calcina de nuevo el crisol a 800°C durante 10 minutos y, posteriormente, se enfría en un desecador y se pesa.

Para la obtención del porcentaje de silicio, se utiliza la siguiente fórmula:

$$\%Si = 46,74 \frac{(A - A_1) - (a - a_1)}{E}$$

Siendo:

- A la masa en gramos del crisol y la sílice impura.
- A_1 la masa en gramos del crisol y del residuo después de la volatilización de la sílice.
- a la masa en gramos del crisol y la sílice impura relativo al ensayo en blanco.
- a_1 la masa en gramos del crisol y del residuo después de la volatilización de la sílice relativo al ensayo en blanco.
- E la masa en gramos de la pesada de ensayo.
- 46,74 es el factor de conversión de sílice en silicio, multiplicado por 100.

2.2. Tratamientos térmicos

Los tratamientos térmicos efectuados sobre el acero de partida tienen como objetivo comparar las modificaciones en el comportamiento de dicho material. Se trató de encontrar el tratamiento de revenido óptimo para el material bajo estudio, controlando la velocidad de calentamiento y el tiempo de permanencia. Para ello, se estudió la influencia de la temperatura de tratamiento para el doble revenido desde una temperatura de 150°C hasta los 650°C, comparando dichos resultados con la muestra sin tratar y la simplemente templada.

Los tratamientos térmicos se realizaron en un horno eléctrico de mufla de la marca Raypa, modelo HM-9, con las siguientes características:

- Temperatura máxima: 1150°C
- Regulación de las temperaturas: regulador electrónico con termopar tipo K (chromel-alumel) de preselección numérica
- Lectura de la temperatura: digital

¹⁴⁴ Se prepara mezclando con precaución 50mL de ácido sulfúrico $\approx 36N$ ($d=1,83$) con 50mL de agua.



Figura 64. Horno marca Raypa modelo HM-9 empleado en los tratamientos térmicos

2.2.1. Temple

El temple de los aceros consiste en un calentamiento a temperatura por encima de su temperatura crítica superior para transformar toda la estructura del acero (perlita y ferrita) en austenita, seguido de un enfriamiento suficientemente rápido (en este caso se ha enfriado en aceite) para transformar la austenita en martensita. La transformación martensítica confiere al acero buenas propiedades mecánicas: dureza y resistencia a la tracción, pero disminuye el alargamiento, la estricción y la resiliencia, es decir, estamos ante un material frágil¹⁴⁵.

El proceso de temple consta esencialmente de tres etapas¹⁴⁶: una etapa de calentamiento, otra de permanencia y, la última, una etapa de enfriamiento.

La etapa de calentamiento tiene por objeto transformar toda la masa del acero en austenita. Su desarrollo está definido por tres variables: velocidad de elevación de la temperatura, permanencia a la temperatura límite y temperatura límite.

En la etapa de enfriamiento, se pretende transformar la totalidad de la austenita transformada, en martensita, aunque el constituyente final deseado en ocasiones puede ser la bainita. El factor que caracteriza a la etapa de enfriamiento es la velocidad de enfriamiento mínimo para que tenga lugar la formación de martensita. Esta velocidad se denomina velocidad crítica de temple, y suele variar según los aceros de 200°C a 600°C por segundo, dependiendo del contenido de carbono. En nuestro caso, interesaba que la velocidad de enfriamiento fuese lo más rápido posible a fin de optimizar las propiedades del utillaje especialmente en lo que se refiere a la tenacidad y resistencia a las grandes roturas.

El tratamiento de temple llevado a cabo sobre las muestras analizadas, ha sido un temple escalonado hasta una temperatura final de 1025°C. El temple escalonado es indicado para este tipo de aceros, ya que permite asegurar la austenización que se busca antes del enfriamiento, permitiendo minimizar el

¹⁴⁵ Lasheras J. M., Carrasquilla J.F., Ciencia de los materiales, Ed. Donostiarra, 1992.

¹⁴⁶ Apraiz J., Tratamientos térmicos de los aceros, Ed. Donostiarra, Madrid 1971.

rectificado de la pieza al final del tratamiento debido a que el tamaño de la pieza prácticamente no variará.

El proceso de calentamiento constó de tres etapas, controlando la velocidad de calentamiento y el tiempo de permanencia a cada temperatura intermedia. En la primera etapa se alcanzó una temperatura de 750°C después de una hora de calentamiento, manteniéndose a esa temperatura durante media hora. Posteriormente se elevó la temperatura hasta los 850°C en un intervalo de tiempo de media hora y de nuevo el tiempo de permanencia en esta segunda etapa fue de treinta minutos. Seguidamente se procedió a un calentamiento de dos horas hasta llegar a la temperatura final de 1025°C con un tiempo de permanencia de otra media hora. Para finalizar el tratamiento se enfriaron las muestras en aceite, ya que, en comparación con el enfriamiento en agua, disminuye las tensiones internas evitando así, grietas y deformaciones. Este ciclo térmico se muestra en la figura 65.

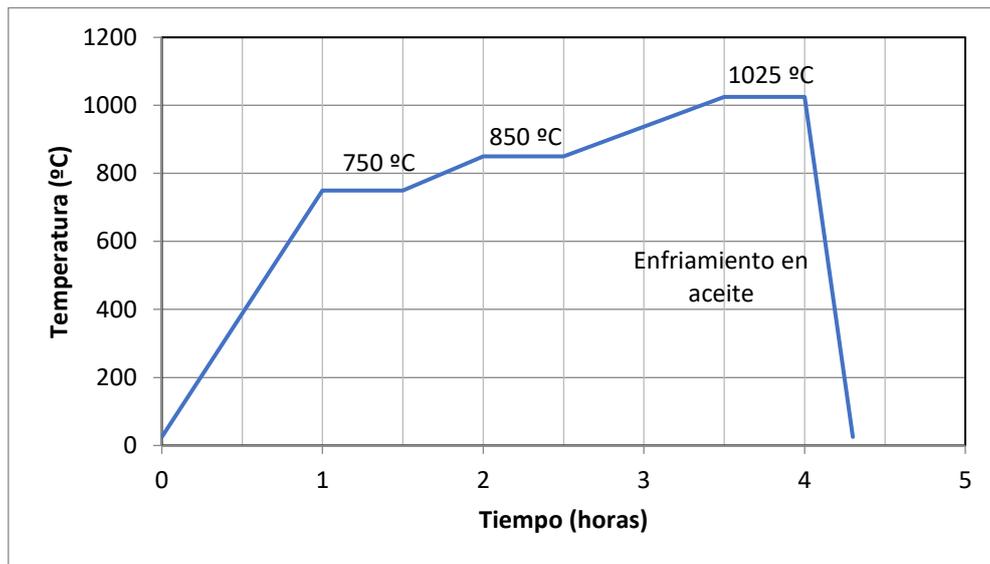


Figura 65. Ciclo térmico del temple escalonado

2.2.2. Revenido

El revenido es un tratamiento térmico que se aplica a aquellas piezas que han sido templadas previamente. Estas piezas después del temple poseen gran fragilidad, tensiones internas residuales y son difíciles de mecanizar por su gran dureza por lo que es conveniente un tratamiento posterior.

El revenido consiste en calentar el acero a una temperatura inferior a la temperatura eutectoide para que la estructura de temple (martensita) evolucione a un estado cercano al de equilibrio. La modificación de los microconstituyentes afecta a las propiedades mecánicas, obteniendo menores durezas y resistencias, pero aumentando la ductilidad y el alargamiento. También se consigue con el revenido eliminar, o disminuir, las tensiones internas producidas a consecuencia del temple¹⁴⁷.

El revenido se efectúa a temperaturas entre 150°C y 650°C, consiguiendo transformar la martensita monofásica en martensita revenida, formada por ferrita y cementita. Una micrografía de martensita revenida debe mostrar pequeñas partículas de cementita homogéneamente repartidas en una matriz ferrítica. Se sacrifica dureza de la martensita a cambio de conseguir un comportamiento más dúctil y tenaz. Posteriormente se enfría la pieza, generalmente al aire.

¹⁴⁷ Apraiz J., Tratamientos térmicos de los aceros, Ed. Donostiarra, Madrid 1971.

Los principales factores que influyen en el revenido son: el estado inicial de la pieza, la temperatura del revenido, la duración del revenido y el tamaño de la pieza. A pesar de que en teoría la velocidad de enfriamiento no tiene influencia, no conviene enfriar muy rápidamente para evitar la aparición de tensiones internas.

En este caso, se han realizado un total de seis tratamientos de doble revenido entre el rango de temperaturas citadas anteriormente, incrementándose la temperatura entre cada tratamiento 100°C. El tiempo de mantenimiento a cada una de las temperaturas fue de dos horas, con un posterior enfriamiento al aire.

2.3. Determinación de la dureza

La dureza de un material depende de muchas de sus propiedades, por lo que la definición de la misma es muy compleja. En general, se puede decir que, la dureza de un material es la resistencia superficial que se opone a la deformación.

El equipo empleado para la determinación de la dureza de las muestras es un Hoytom modelo 1003-A con las siguientes características:

- Cargas disponibles: 31,25; 60; 62,5; 100; 125; 150 y 187,5 kg.
- Penetradores disponibles: esfera de acero de 1/16", esfera de acero de 1/8", esfera de acero de 2,5mm, esfera de acero de 5mm, cono de diamante con un ángulo en el vértice de 120° y pirámide de diamante con un ángulo en el vértice de 136°.
- Aplicación de carga: velocidad controlada y regulable y pesos intercambiables desde el exterior.
- Ensayos disponibles: ensayo Brinell, Vickers y Rockwell B y C.



Figura 66. Durómetro

2.3.1. Ensayo Brinell¹⁴¹

Se denomina dureza Brinell a una escala de medición de la dureza de un material mediante el método de indentación, midiendo la penetración de un objeto en el material a estudiar. Fue propuesto por el ingeniero sueco Johan August Brinell en 1900, siendo el método de dureza más antiguo. El ensayo de dureza Brinell se utiliza para materiales metálicos y se aplica hasta el límite de 650HBW.

El principio de este ensayo consiste en presionar un indentador (bola de metal duro, de diámetro D) contra la superficie de una probeta de ensayo y se mide el diámetro medio de la huella, d , dejada en la superficie al retirar la fuerza, F .

La dureza Brinell es proporcional al cociente obtenido dividiendo la fuerza de ensayo entre el área de la superficie curva de la huella. Se supone que la huella retiene la forma de la bola y el área de su superficie se calcula a partir del diámetro medio de la huella y del diámetro de la bola.

$$\text{Dureza Brinell} = \text{Constante} \times \frac{\text{Fuerza de ensayo}}{\text{Área de la superficie de la huella}}$$

$$HBW = 0,102 \times \frac{2F}{\pi D^2 (1 - \sqrt{1 - d^2/D^2})}$$

Donde:

- h es la profundidad de la huella

$$h = \frac{D}{2} (1 - \sqrt{1 - d^2/D^2})$$

- d es el diámetro medio de la huella

$$d = \frac{d_1 + d_2}{2}$$

¹⁴¹ UNE-EN ISO 6506-1. Materiales metálicos. Ensayo de dureza Brinell. Parte 1: Método de ensayo
 UNE-EN ISO 6506-2. Materiales metálicos. Ensayo de dureza Brinell. Parte 2: Verificación y calibración de las máquinas de ensayo.
 UNE-EN ISO 6506-3. Materiales metálicos. Ensayo de dureza Brinell. Parte 3: Calibración de patrones de referencia.

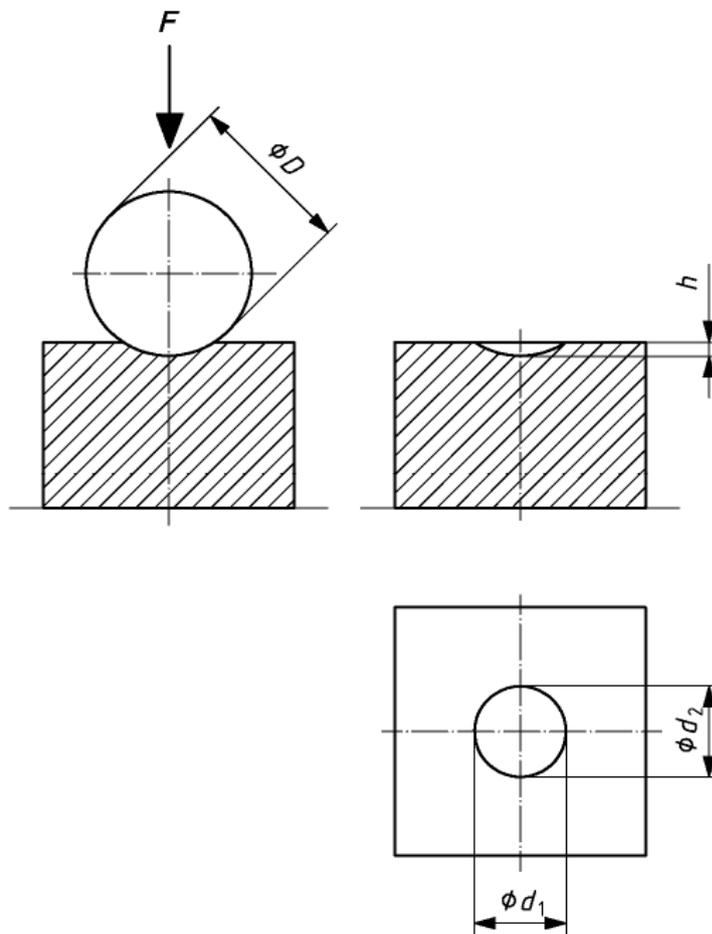


Figura 67. Principio de ensayo Brinell

Procedimiento de medida

En general, el ensayo se debe de realizar a temperatura ambiente, con límites comprendidos entre 10°C y 35°C.

El ensayo se debe llevar a cabo sobre una superficie que sea lisa y uniforme, libre de escamas de oxido, materias extrañas y, en particular, libre de lubricantes. La probeta debe de tener un acabado superficial que permita una determinación exacta de la huella y su espesor debe ser, al menos, ocho veces la profundidad de la huella.

La fuerza de ensayo se debe elegir de forma que el diámetro de la huella d quede comprendido entre los valores $0,24 D$ y $0,6 D$.

El proceso consiste en colocar el indentador en contacto con la superficie de ensayo y se aplica la fuerza de ensayo en dirección perpendicular a la superficie, evitando sacudidas, vibraciones o deslizamientos, hasta que la fuerza aplicada alcance el valor estipulado. El tiempo transcurrido entre la aplicación inicial de fuerza y el momento en que se alcanza la fuerza total de ensayo no debe ser menor de 2 segundos ni mayor de 8 segundos. Se mantiene la fuerza de ensayo entre 10 y 15 segundos. Para algunos materiales para los que se requiera un mayor tiempo de aplicación de la fuerza, este tiempo se debe aplicar con una tolerancia de ± 2 segundos.

2.3.2. Ensayo Vickers¹⁴²

Este ensayo constituye una mejora al ensayo de dureza Brinell y es recomendado para durezas superiores a 500 HBW.

El principio del ensayo Vickers consiste en presionar un indentador de diamante, con forma de pirámide recta de base cuadrada y con un ángulo prefijado entre las caras opuestas en el vértice, contra la superficie de una probeta. Seguidamente se mide la longitud de la diagonal de la huella que ha quedado en la superficie al dejar de aplicar la fuerza de ensayo, F .

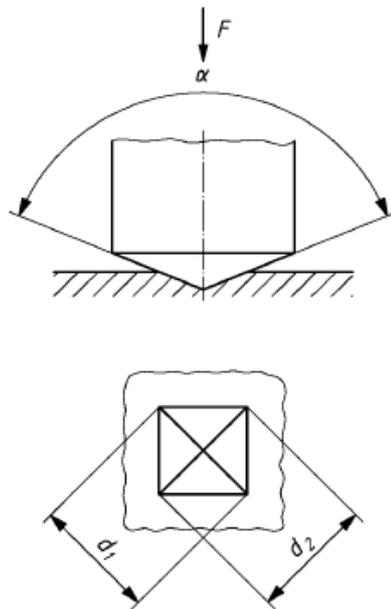


Figura 68. Principio de ensayo Vickers

La dureza Vickers es proporcional al cociente obtenido al dividir la fuerza de ensayo entre el área de las caras de la huella, que se supone que es una pirámide recta de base cuadrada, con el mismo ángulo en el vértice que el indentador.

$$\text{Dureza Vickers} = \text{Constante} \times \frac{\text{Fuerza de ensayo}}{\text{Área de la huella}}$$

¹⁴² UNE-EN ISO 6507-1. Materiales metálicos. Ensayo de dureza Vickers. Parte 1: Método de ensayo
 UNE-EN ISO 6507-2. Materiales metálicos. Ensayo de dureza Vickers. Parte 2: Verificación de máquinas de ensayo.
 UNE-EN ISO 6507-3. Materiales metálicos. Ensayo de dureza Vickers. Parte 3: Calibración de los bloques de referencia.

$$HV = 0,102 \frac{2F \sin \frac{136^\circ}{2}}{d^2} \approx 0,1891 \frac{F}{d^2}$$

Donde:

- α , es el ángulo entre las caras opuestas en el vértice del indentador piramidal (136°).
- F , es la fuerza de ensayo en Newtons (N).
- d , es la media aritmética, en milímetros, de las longitudes de las dos diagonales, d_1 y d_2 .

Procedimiento de medida

En general, el ensayo se realiza a temperatura ambiente, con límites comprendidos entre 10°C y 35°C.

El ensayo se debe llevar a cabo sobre una superficie que sea lisa y uniforme, libre de escamas de óxido, materias extrañas y, en particular, libre de lubricantes, a menos que en las normas del producto se especifique lo contrario. La probeta debe tener un acabado superficial que permita una determinación exacta de la huella y su espesor debe ser, al menos, una vez y media mayor que la longitud de la diagonal de la huella.

El proceso consiste en colocar el indentador en contacto con la superficie de ensayo y se aplica la fuerza perpendicularmente a la superficie, sin sacudidas ni vibraciones, hasta que la fuerza aplicada alcance el valor estipulado. El tiempo transcurrido entre la aplicación inicial de la fuerza y el momento en que se alcanza la fuerza total del ensayo no debe ser menor de 2 segundos ni mayor de 8 segundos. En los ensayos de dureza a baja fuerza y de microdureza, este tiempo no debe exceder los 10 segundos y la velocidad de aproximación del indentador no debe exceder de 2mm/s.

Para el cálculo de la dureza Vickers se debe tomar la media aritmética de la medida de las dos diagonales.

2.3.3. Ensayo Rockwell¹⁴³

El método de ensayo Rockwell nació en 1924, posteriormente al Brinell, y sirvió para poder medir la dureza de determinados materiales como los aceros templados que no se podían ensayar con el método Brinell.

Este método presenta, frente al ensayo Brinell y Vickers, la ventaja de ser más rápido y sencillo. A diferencia de estos dos métodos donde se mide la superficie de la huella dejada por el penetrador, aquí se mide la profundidad de la huella impresa en la superficie de la probeta.

El penetrador empleado en este caso es de diamante con forma cónica y punta esférica cuando se ensayan materiales duros o de forma esférica si son blandos. Dentro del método Rockwell existen diferentes escalas, siendo las más comunes las correspondientes a la Rockwell B y Rockwell C.

¹⁴³ UNE-EN ISO 6508-1. Materiales metálicos. Ensayo de dureza Rockwell. Parte 1: Método de ensayo (escalas A, B, C, D, E, F, G, H, K, N, T)

UNE-EN ISO 6508-2. Materiales metálicos. Ensayo de dureza Vickers. Parte 2: Verificación y calibración de las máquinas de ensayo (escalas A, B, C, D, E, F, G, H, K, N, T).

UNE-EN ISO 6508-3. Materiales metálicos. Ensayo de dureza Vickers. Parte 3: Calibración de patrones de referencia (escalas A, B, C, D, E, F, G, H, K, N, T).

Procedimiento de medida

En general, el ensayo se realiza a temperatura ambiente, con límites comprendidos entre 10°C y 35°C y se realiza en varias etapas. La primera etapa consiste en aplicar una precarga de 10 kg que provocará una huella de profundidad h_0 . A continuación, la carga aumenta 90 o 140 kg, según cual sea el penetrador y escala empleada, de forma que se produce una huella de profundidad h_1 . Finalmente, se retira la carga adicional y el penetrador retrocede debido a la recuperación elástica del material de la probeta, obteniéndose una huella permanente de profundidad h .

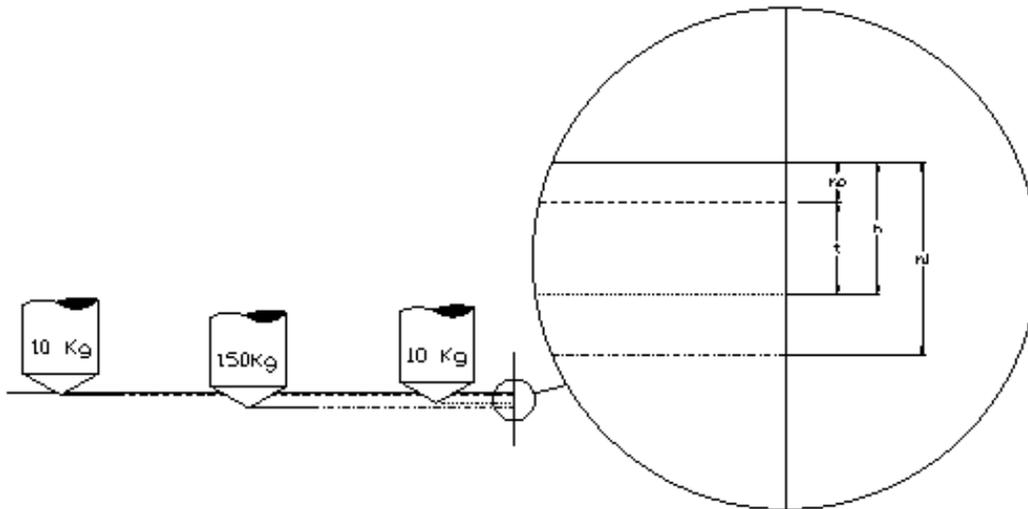


Figura 69. Esquema del procedimiento de medida del método Rockwell

Para determinar la dureza se mide la profundidad de la huella permanente (t), es decir, la diferencia entre las penetraciones obtenidas con la carga de 10 Kg aplicada antes y después de que actúe la carga total:

$$t = h - h_0$$

Cada 0.002 mm ($2 \mu\text{m}$) de profundidad equivalen a una unidad de dureza Rockwell, y el valor de la dureza se obtiene directamente del aparato de medida del equipo.

Características de los métodos de ensayo Rockwell B y Rockwell C

Dureza Rockwell B

Penetrador: Bola de acero templado, con un diámetro de 1/16 pulgadas.

Carga: Carga total de 100 Kg (10+90).

Cálculo de dureza: $HRB = 130 - \frac{t}{0,002}$; con esta expresión se garantiza que para una menor penetración (mayor dureza) se obtenga un valor de HRB mayor.

Dureza Rockwell C

Penetrador: Cono de 120° de ángulo en el vértice, con punta redondeada en forma de casquete esférico de radio 0,2 mm.

Carga: Carga total de 150 Kg (10+140).

Cálculo de dureza: $HRC = 100 - \frac{t}{0,002}$; con esta expresión se garantiza que para una menor penetración (mayor dureza) se obtenga un valor de HRC mayor.

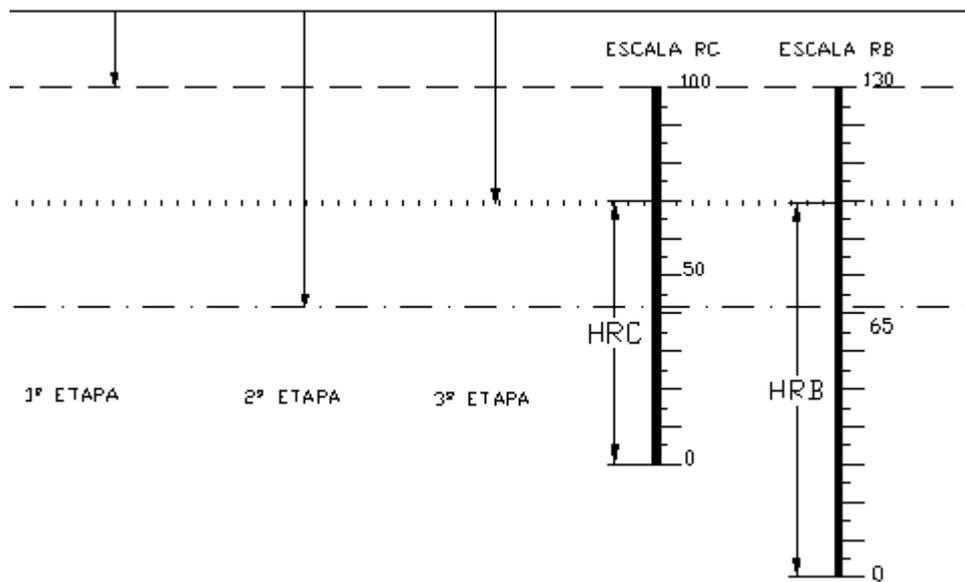


Figura 70. Sistema de cálculo de la dureza Rockwell B y Rockwell C

2.3.4. Aplicaciones de los distintos métodos de ensayo

De los diferentes métodos existentes los más empleados a nivel industrial son el ensayo Brinell, el ensayo Vickers y el ensayo Rockwell. En la tabla 13 se resumen los métodos más comúnmente empleados para diversos tipos de aceros:

Tabla 13. Métodos de determinación de la dureza recomendados para distintos tipos de aceros

	Brinell	Vickers	Rockwell B	Rockwell C
Aceros recocidos y normalizados	X	X	X	
Aceros de construcción templados y revenidos	X	X	X	
Aceros de herramientas templados		X		X
Piezas cementadas y nitruradas		X		X

2.3.5. Procedimiento experimental empleado

El método seleccionado para la realización de los ensayos es la escala Brinell en los aceros de suministro y la escala Rockwell C para los aceros una vez tratados.

Se realizaron ensayos sobre las siguientes muestras:

- Muestra en estado de suministro
- Muestra después de temple
- Muestra después de revenido a 150°C durante dos horas
- Muestra después de revenido a 250°C durante dos horas
- Muestra después de revenido a 350°C durante dos horas

- Muestra después de revenido a 450°C durante dos horas
- Muestra después de revenido a 550°C durante dos horas
- Muestra después de revenido a 650°C durante dos horas

2.4. Análisis metalográfico

Para el análisis metalográfico se cortaron muestras con una superficie en torno a 1 cm² para proceder a su embutición en resina de moldeo. Para ello se empleó el siguiente equipamiento:

- Cortadora metalográfica TECNICUT de TECNIMETAL
- Prensa metalográfica TECNIPRES de TECNIMETAL
 - Horno calefactor: 400 W
 - Molde: pastillas de 30 mm de diámetro
 - Refrigeración: mediante refrigerador de aluminio de aletas
 - Resina de moldeo: temperatura de polimerización entre 70 y 100 °C con una presión en torno a 200 bar y temperatura de desmoldeo entre 40 y 50 °C



Figura 71. Cortadora metalográfica



Figura 72. Empastilladora, enfriador, accesorios de moldeo y probeta empastillada

Posteriormente se procedió al lijado manual de las muestras, seguido de un pulido mecánico realizado en una pulidora – lijadora TECNIPOL de TECNIMETAL que permite una velocidad de giro de 200 o 400 r.p.m.



Figura 73. Pulidora

Para la observación microscópica se llevó a cabo ataque químico, empleando como reactivo vilella (45mL de Glicerol, 15 mL de ácido nítrico y 30 mL ácido clorhídrico). El microscopio óptico utilizado fue un OLYMPUS modelo BH2 que permite obtener microfotografías con aumentos de 50, 200, 500 y 1000. El microscopio lleva acoplada una cámara SONY, modelo CMA-D2, para la obtención de las fotografías en formato digital.

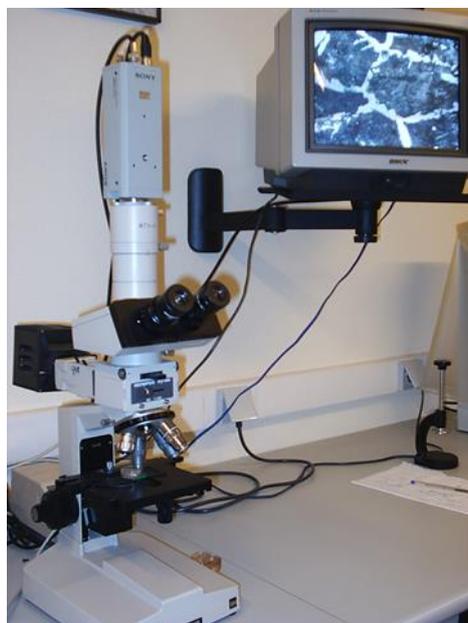


Figura 74. Microscopio óptico y sistema de captación de imágenes digitales

2.5. Determinación de la resistencia al desgaste

En este proyecto, para el estudio tribológico, se emplearon tres métodos de ensayo de resistencia al desgaste: el ensayo *Pin on Disk*¹⁴⁴, el ensayo de *Rueda de caucho y arena seca*¹⁴⁵ y el ensayo de *Rueda de caucho y arena húmeda*¹⁴⁶. El primero de estos ensayos puede ser abrasivo o adhesivo (o mixto) en función de los parámetros de operación elegidos, en cambio, los dos siguientes son ensayos de desgaste abrasivo.

Las probetas de ensayadas tienen forma de prisma rectangular, con unas dimensiones aproximadas de 60 mm de longitud, 24 mm de ancho y 15 mm de espesor.

Las probetas se han preparado previamente para eliminar los productos de oxidación que aparecieron a causa del tratamiento térmico, y reducir la rugosidad a valores adecuados y uniformes, pues una superficie de ensayo con una rugosidad elevada puede dar lugar a una mayor pérdida de masa durante el ensayo, dando lugar a resultados erróneos. Para ello se ha utilizado la rectificadora que aparece en la figura 75.



Figura 75. Rectificadora

En este caso la preparación superficial de las muestras ensayadas aseguró una rugosidad inferior a 0,8 micras en todos los casos.

¹⁴⁴ ASTM Standard G99, "Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus", ASTM International, West Conshohocken, PA.

¹⁴⁵ ASTM Standard G105, "Standard Test Method for Conducting Wet Sand/Rubber Wheel Abrasion Tests", ASTM International, West Conshohocken, PA.

¹⁴⁶ ASTM Standard G65, "Standard Test Method for Measuring Abrasion Using The Dry Sand/Rubber Wheel Apparatus", ASTM International, West Conshohocken, PA.

Durante la realización de todos los ensayos se controló constantemente la masa de las muestras ensayadas a través de una balanza de precisión de 0,00001 gramos que se muestra en la siguiente figura:



Figura 76. Balanza de precisión

La resistencia al desgaste se ha determinada en función de la pérdida de masa sufrida por cada muestra durante el ensayo, de forma que cuanto mayor es la masa perdida peor es el comportamiento al desgaste y menor es la resistencia al desgaste abrasivo del material.

2.5.1. Pin on Disk

El ensayo Pin on Disk se llevó acabo siguiendo la norma ASTM G99 "Standard test method for wear testing with a pin-on-disk apparatus" con un tribómetro Microtest modelo MT/30/SCM/T mostrado en la figura 77.

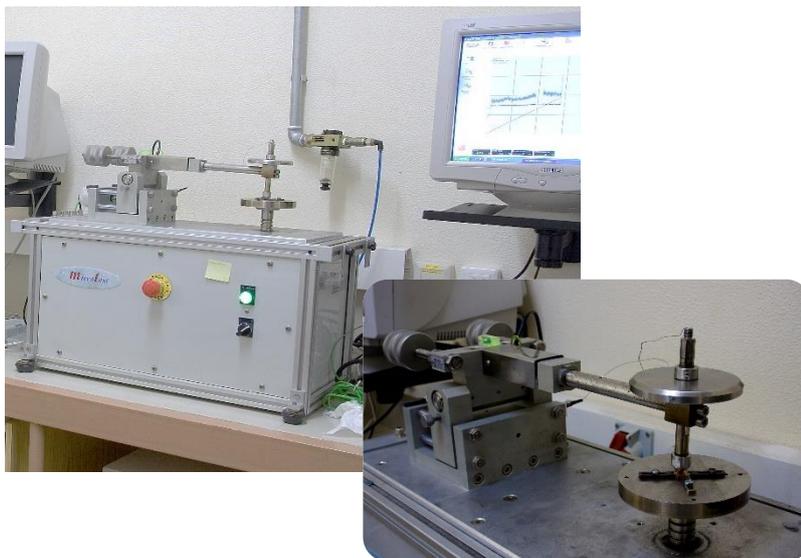


Figura 77. Máquina de ensayo de "Pin on Disk"

Como pin se ha empleado una bola de carburo de wolframio, de dureza 55 HRC y la carga aplicada en todos los ensayos es de 20 N. La huella de desgaste realizada tiene un diámetro de 4 mm, y la velocidad de desgaste lineal es de 0,250 m/s, con un desgaste lineal realizado de 1000 m.

La dureza del pin empleado, es muy superior a la dureza del material a ensayar, de forma que, el desgaste producido en la muestra es mayoritariamente abrasivo, eliminando prácticamente la posibilidad de que produzca un desgaste adhesivo. Este aspecto es fundamental para poder comparar los tres métodos de ensayo, ya que, tanto el desgaste en rueda de caucho y arena seca como el de rueda de caucho y arena húmeda, son desgastes puramente abrasivos, por eso es necesario eliminar la componente adhesiva del ensayo del pin on disk y poder comparar los resultados.

Método de ensayo

Previamente a la realización del ensayo, y antes de realiza la primera pesada, es necesario limpiar y secar las muestras. Es muy importante eliminar cualquier resto de suciedad o partículas externas a las muestras. La limpieza se realiza con disolventes o agentes limpiadores que no sean corrosivos, que no estén clorohidratados, y que no formen películas alrededor de las muestras.

A continuación, se pesa la muestra en una balanza de precisión y se selecciona el pin según la dureza de la muestra a ensayar. Se coloca el pin en el lugar correspondiente de la máquina comprobando que quede perpendicular a la muestra.

Una vez sujeta la muestra, se aplica la fuerza apropiada seleccionando el número de revoluciones adecuado para conseguir el desgaste deseado. Alcanzadas las revoluciones prefijadas se da por finalizado el ensayo.

El ensayo se repite para obtener valores estadísticos significativos.

2.5.2. Rueda de caucho y arena seca

Para la realización de este ensayo se ha empleado una máquina de ensayos Microtest modelo MTD/G10-G65/SMC siguiendo las directrices indicadas en la norma de ASTM G65 "Standard Test Method for Measuring Abrasion Using The Dry Sand/Rubber Wheel Apparatus".

Para los ensayos realizados, se ha elegido el procedimiento B de la norma ASTM G65, de forma que el flujo de arena del que se dispone es de 300-400g/min, con una rueda de 228,6mm de diámetro y una goma de dureza 60 ± 2 Shore A. La rueda, con una carga aplicada de 130N, gira a 200rpm en sentido horario, siendo 2000 las revoluciones totales. El ensayo consume entre 3 y 4Kg de arena de sílice con una granulometría 50/70.

Método de ensayo

La muestra se introduce dentro de un recipiente y en contacto con la rueda de caucho. Antes de iniciar el ensayo se cierra bien el recipiente. Una vez cerrado puede iniciarse el ensayo, estableciendo el flujo de arena correspondiente, que actuará como material abrasivo y caerá entre la rueda y la muestra. La muestra se presiona contra la rueda con una fuerza determinada. La alimentación de abrasivo es continua y con velocidad también constante. La cantidad de arena de sílice que se utiliza es controlada por la geometría de la boquilla. El abrasivo sólo pasa a través de la superficie de ensayo en una ocasión, y es desechado una vez concluido el ensayo.

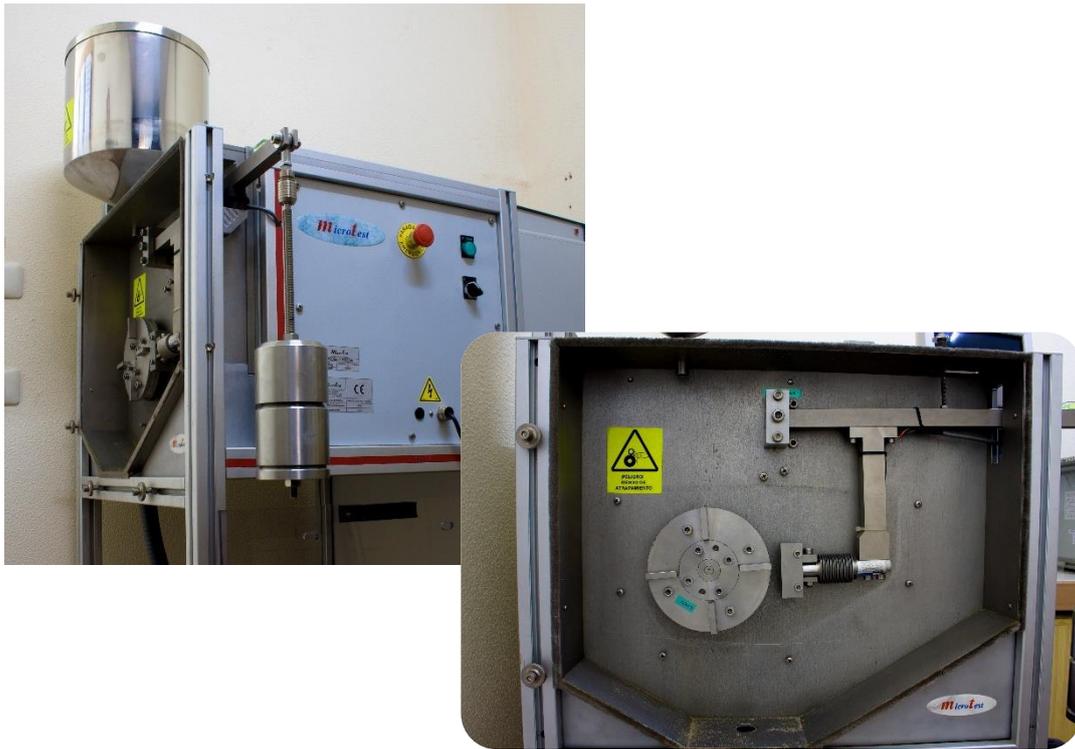


Figura 78. Máquina de ensayo de arena seca o húmeda y rueda de caucho

2.5.3. Rueda de caucho y arena húmeda

Por último, para realizar este ensayo, se ha empleado la misma máquina que para el ensayo de rueda de caucho y arena seca siguiendo la norma ASTM G105 “Standard Test Method for Conducting Wet Sand/Rubber Wheel Abrasion Test”.

Método de ensayo

El método de ensayo consiste en someter a cada muestra a un desgaste abrasivo en varias etapas mediante unas ruedas de caucho con características, dimensiones y dureza, determinadas. En cada etapa la rueda gira a una velocidad dada en contacto con la superficie de la probeta que se introduce en un recipiente que contiene una mezcla de agua y arena que funciona como material abrasivo.

Para determinar la resistencia al desgaste de cada muestra es necesario realizar cuatro operaciones consecutivas:

- Una etapa previa, de preparación de la superficie, consistente en dejar que la rueda gire 1000 vueltas con la goma de caucho de dureza de 50 ± 2 Shore A contra la probeta a ensayar.
- A continuación, se realiza otro ensayo, utilizando también la rueda de 50 ± 2 Shore A, durante otras 1000 vueltas, y se determina la pérdida de masa en gramos que experimenta la probeta durante esta etapa.
- Se realiza un ensayo igual que el anterior, pero en este caso con la goma de dureza de 60 ± 2 Shore A, determinando igualmente la pérdida de masa.

- Por último, se hace un nuevo ensayo con la goma de 70 ± 2 Shore A y se mide de nuevo la pérdida de masa producida.

Las cuatro etapas del ensayo se realizan sobre la misma superficie, de manera que en cada una de ellas la huella de desgaste se imprime sobre la dejada en la etapa anterior.

Los datos de pérdida de masa obtenidos en los ensayos anteriores se normalizan en función de las dimensiones reales de la rueda de goma según la siguiente ecuación:

$$\text{Pérdida de Masa Normalizada (g)} = \frac{177,8 \times 12,7 \times \text{Pérdida Masa Real (g)}}{\text{Diámetro Real (mm)} \times \text{Ancho Real (mm)}}$$

Donde el diámetro real y el ancho real se refieren a las dimensiones reales de la rueda de caucho empleadas. El logaritmo de los datos de pérdida de masa normalizada obtenidos se representa frente a los valores de dureza reales medidos para las gomas de caucho, se ajusta por mínimos cuadrados y se calcula el valor, con la ecuación obtenida, del logaritmo de la pérdida de masa para un valor exacto de dureza de 60 Shore A. El valor de pérdida de masa (en gramos) obtenido para esta dureza es la resistencia al desgaste.

El equipo empleado para realizar este ensayo se construyó según las especificaciones de la norma ASTM G 105, y tiene las siguientes características:

- Presión ejercida sobre la superficie de la probeta: 222.4 ± 3.6 N
- Velocidad de giro de la rueda: 245 ± 5 r.p.m.
- Abrasivo: mezcla de 0.940Kg de agua y 1.5Kg de arena de fundición ILARDUYA con granulometría 50/60.
- Gomas de caucho: durezas de 50 ± 2 , 60 ± 2 y 70 ± 2 Shore A. La dureza de las gomas de caucho se determinó mediante un durómetro Shore A.



Figura 79. Probeta sometida a un ensayo de rueda de caucho y arena húmeda

Capítulo 3

Resultados y discusión

3.1. Resultados

En todos los ensayos realizados, tanto para la determinación de la dureza como en los tres tipos de ensayo de desgaste evaluados, se ha empleado el coeficiente de variación de Pearson (V)¹⁴⁷ como parámetro para la determinación de la bondad en los ensayos.

$$V = \frac{\text{desviación típica}}{\text{media}} = \frac{S}{\bar{X}}$$

Con el coeficiente de variación de Pearson, calculado como el cociente entre la desviación y la media de los valores obtenidos para cada ensayo, se establece un valor límite que nos permite desechar aquellos ensayos que se desvían considerablemente de la media sin que el orden de magnitud de la misma influya. El valor establecido en este caso como límite para la aceptación de los ensayos es de 0,45.

3.1.1. Composición química del acero

Mediante el análisis efectuado con el analizador de azufre y carbono se determinó el porcentaje de carbono que contiene cada uno de los aceros. El contenido en manganeso, cromo, molibdeno y vanadio se determinó mediante espectroscopía de absorción atómica. Por último, el contenido en silicio se obtuvo mediante la norma UNE 7-028-75.

A continuación, se exponen los resultados obtenidos para los dos tipos de acero estudiados.

3.1.1.1. Dievar

Este tipo de acero es de alto rendimiento para aplicaciones en caliente aleado al Cr-Mo-V que aporta una gran resistencia contra la fatiga térmica, contra las roturas, resistencia al desgaste en caliente y contra la deformación plástica.

El acero Dievar es idóneo para moldes y componentes de extrusión donde se exija el máximo requisito en tenacidad y ductilidad, y es adecuado para series de producción medias y largas.

¹⁴⁷ El coeficiente de variación fue introducido por Karl Pearson, matemático y estadístico inglés (1857-1936). Sirve para comparar variables que están a distintas escalas pero que están correlacionadas estadísticamente y sustantivamente con un factor común. Es decir, ambas variables tienen una relación casual con ese factor. A mayor valor de V mayor heterogeneidad de los valores de la variable, y a menor valor de V , mayor homogeneidad en los valores de la variable.

La composición química del acero Dievar resultó la siguiente:

Tabla 14. Composición química del acero Dievar

%C	%Si	%Mn	%Cr	%Mo	%V
0,35	0,20	0,50	5,00	2,30	0,60

3.1.1.2. Orvar

Este tipo de acero aleado al Cr-Mo-V se caracteriza por una buena resistencia a los choques térmicos y a la fatiga térmica, buena resistencia mecánica a altas temperaturas, buena tenacidad y buena ductilidad en todas direcciones y buena estabilidad dimensional durante el temple.

La composición química del acero Orvar ha sido la siguiente:

Tabla 15. Composición química del acero Orvar

%C	%Si	%Mn	%Cr	%Mo	%V
0,39	1,00	0,40	5,20	1,40	0,90

3.1.2. Resultados de dureza

Para los aceros en estado bruto de colada se ha medido la dureza en escala Brinell, obteniéndose un resultado de 170HB para el acero Dievar y de 187HB para el acero Orvar.

En las tablas 16 y 17 se recogen los valores de dureza obtenidos para las distintas muestras, tanto para el acero Dievar como para el acero Orvar, en función del tratamiento térmico al que han sido sometidas. En la tabla se muestra el valor medio obtenido a partir de los cinco ensayos realizados para cada tratamiento, así como la desviación típica y el coeficiente de Pearson obtenido en cada caso.

En las figuras 80 y 81 se representan gráficamente los valores medios de la dureza de los aceros Dievar y Orvar respectivamente.

Tabla 16. Valor de dureza del acero Dievar en función del tratamiento térmico efectuado

Tratamiento	Valor medio (HRC)	Desviación típica	Coficiente de Pearson
Temple escalonado con enfriamiento en aceite	53,8	1,83	0,03
Revenido a 150°C	50,8	1,18	0,02
Revenido a 250°C	46,8	1,72	0,04
Revenido a 350°C	43,2	1,95	0,05
Revenido a 450°C	49,3	1,70	0,03
Revenido a 550°C	51,5	1,12	0,02
Revenido a 650°C	45,5	1,12	0,02

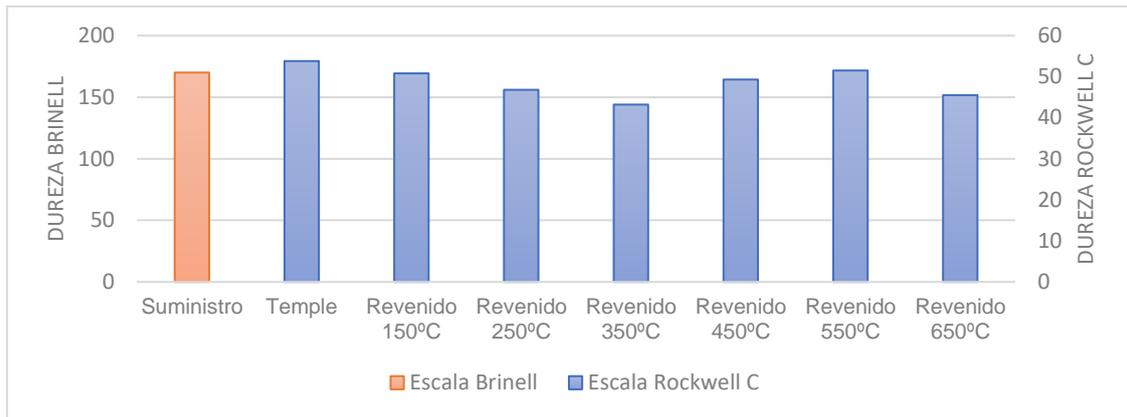


Figura 80. Dureza del acero Dievar en función del tratamiento térmico efectuado

Tabla 17. Valor de dureza del acero Orvar en función del tratamiento térmico efectuado

Tratamiento	Valor medio (HRC)	Desviación típica	Coefficiente de Pearson
Temple escalonado con enfriamiento en aceite	55,3	1,11	0,02
Revenido a 150°C	53,2	2,11	0,04
Revenido a 250°C	52,8	0,85	0,02
Revenido a 350°C	50,0	0,82	0,02
Revenido a 450°C	51,2	0,85	0,02
Revenido a 550°C	52,3	1,37	0,03
Revenido a 650°C	49,2	0,90	0,02

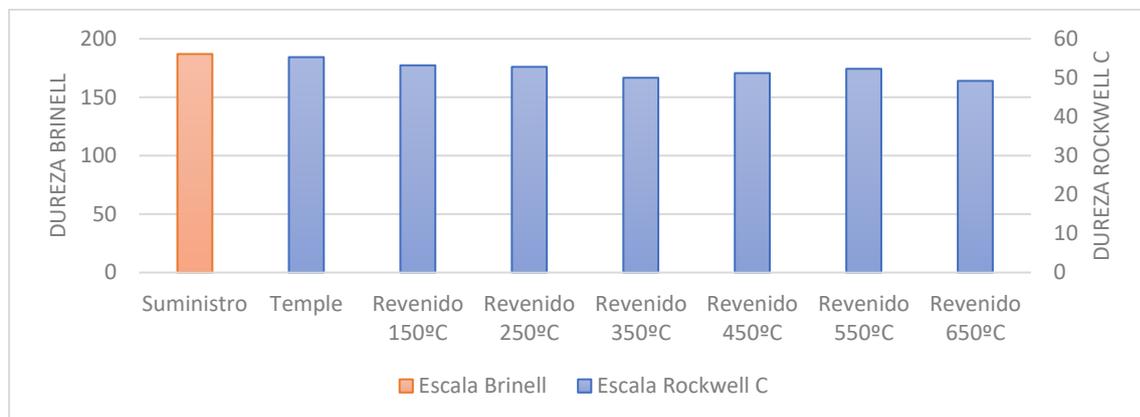


Figura 81. Dureza del acero Orvar en función del tratamiento térmico efectuado

3.1.3. Estructura metalográfica

La preparación metalográfica previa a su observación microscópica ha sido la habitual y la descrita en el capítulo anterior: lijado sucesivo con lijas de grano progresivamente más fino, pulido mediante pulidora automática y posterior ataque por inmersión utilizando el reactivo Vilella.

La observación microscópica de las probetas atacadas permite estudiar las evoluciones de la microestructura con los tratamientos efectuados.

3.1.3.1. Dievar

Estado de suministro

En estado de suministro este acero muestra una estructura perlítico-ferrítica prácticamente a partes iguales.

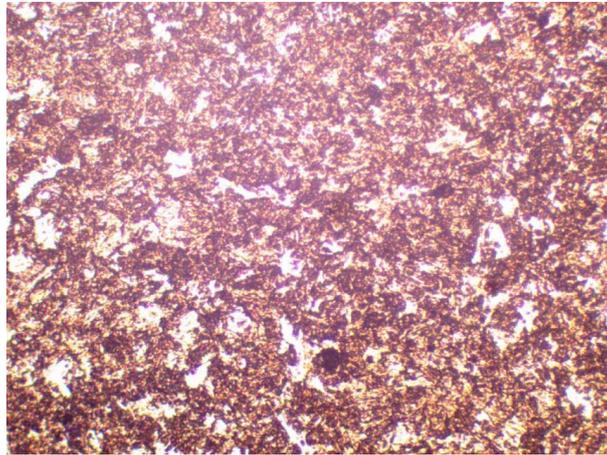


Figura 82. Acero Dievar en estado de suministro (x200)

Temple

Después del temple, el acero Dievar muestra una estructura martensítica con presencia de carburos.

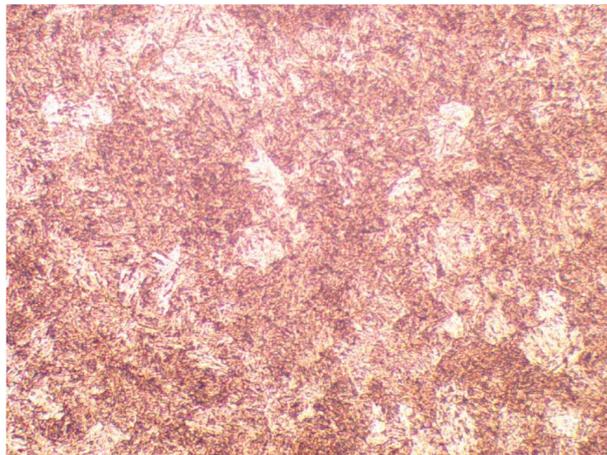


Figura 83. Acero Dievar después de temple con enfriamiento en aceite (x200)

Revenido

Una vez realizado los diferentes tipos de revenido, puede observarse la evolución con la temperatura de la matriz martensítica hasta dar lugar, a las más altas temperaturas de revenido, a una matriz de martensita revenida, los carburos presentes tras el temple permanecen sin alterar su forma y tamaño aleatoriamente dispersos en la matriz y tan solo a 650° C se observa que coalescen reagrupándose y dando lugar a carburos de mayor tamaño.

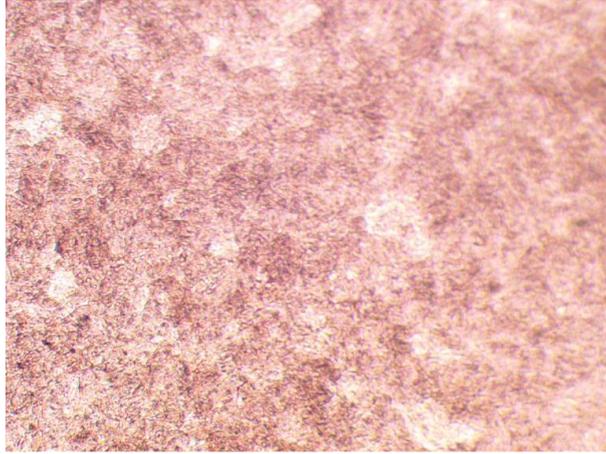


Figura 84. Acero Dievar revenido a 150°C durante 2 horas (x200)

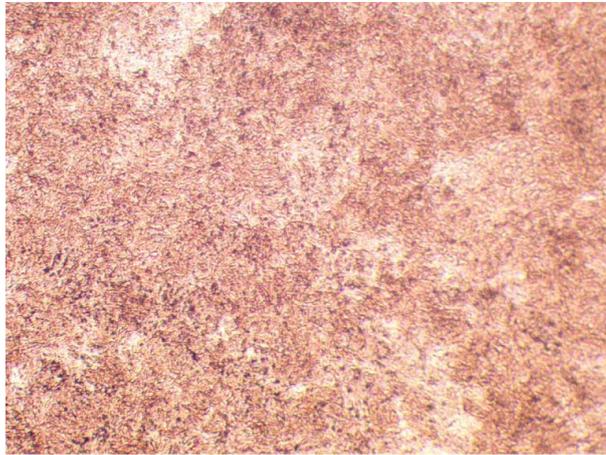


Figura 85. Acero Dievar revenido a 250°C durante 2 horas (x200)

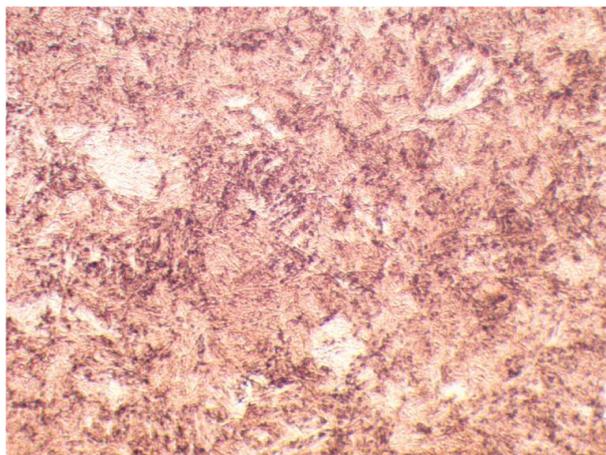


Figura 86. Acero Dievar revenido a 350°C durante 2 horas (x200)

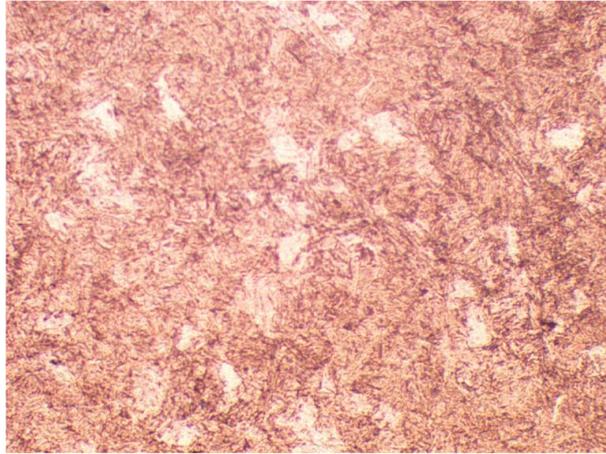


Figura 87. Acero Dievar revenido a 450°C durante 2 horas (x200)

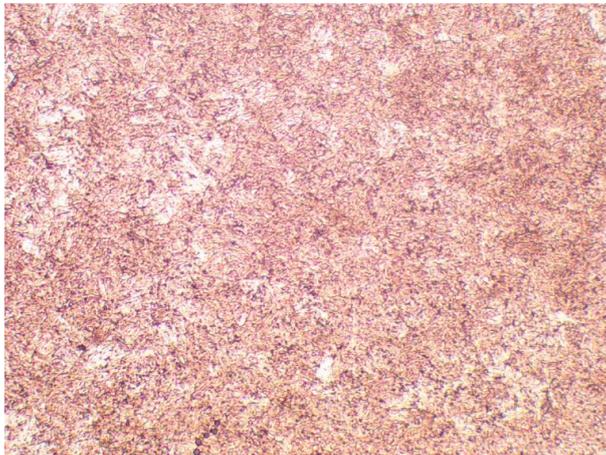


Figura 88. Acero Dievar revenido a 550°C durante 2 horas (x200)

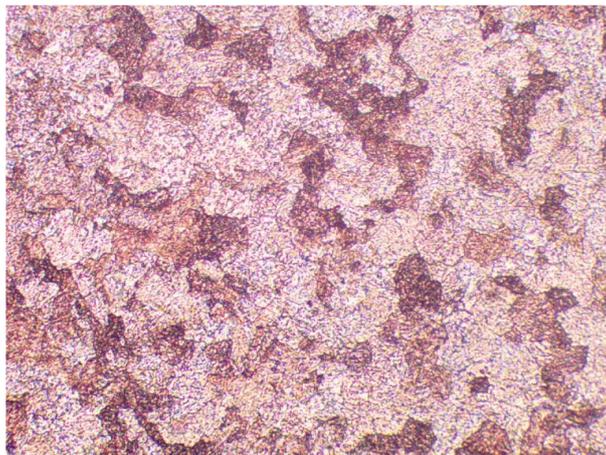


Figura 89. Acero Dievar revenido a 650°C durante 2 horas (x200)

3.1.3.2. Orvar

Estado de suministro

En estado de suministro el acero Orvar muestra una estructura ferrítico-perlítica con mayor porcentaje de perlita. Esto no es muy apreciable a simple vista pero se puede afirmar debido a su mayor contenido en carbono con respecto al acero Dievar.

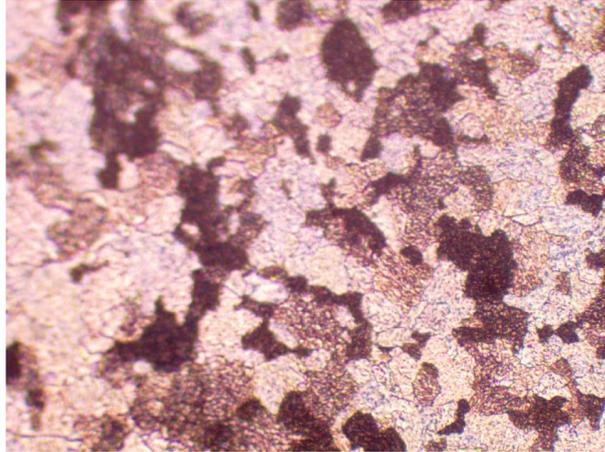


Figura 90. Acero Orvar en estado de suministro (x200)

Temple

Después del temple, se muestra una estructura martensítica con mayor presencia de carburos.

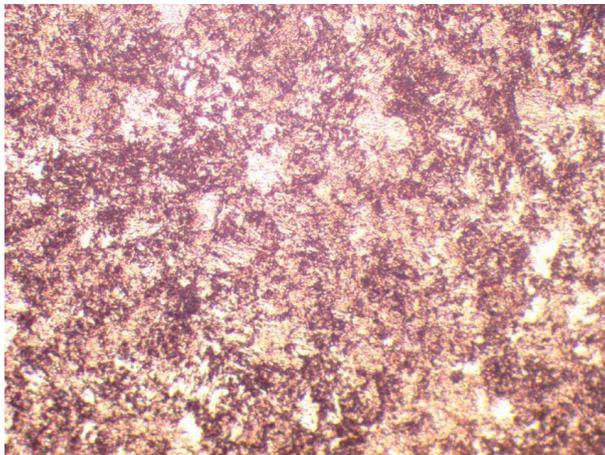


Figura 91. Acero Orvar después de temple con enfriamiento en aceite (x200)

Revenido

En este caso puede observarse la evolución con la temperatura de la matriz martensítica hasta dar lugar, a las más altas temperaturas de revenido, a una matriz de martensita revenida, los carburos presentes, en mayor porcentaje que en el caso del acero Dievar, tras el temple permanecen sin alterar su forma y tamaño aleatoriamente dispersos en la matriz y tan solo a 650° C se observa que coalescen reagrupándose y dando lugar a carburos de mayor tamaño.

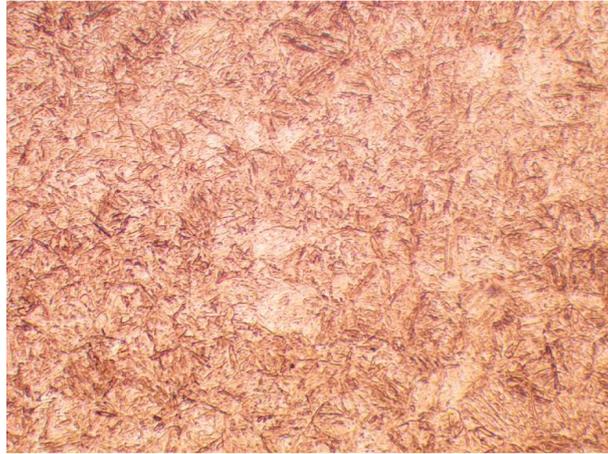


Figura 92. Acero Orvar revenido a 150°C durante 2 horas (x200)

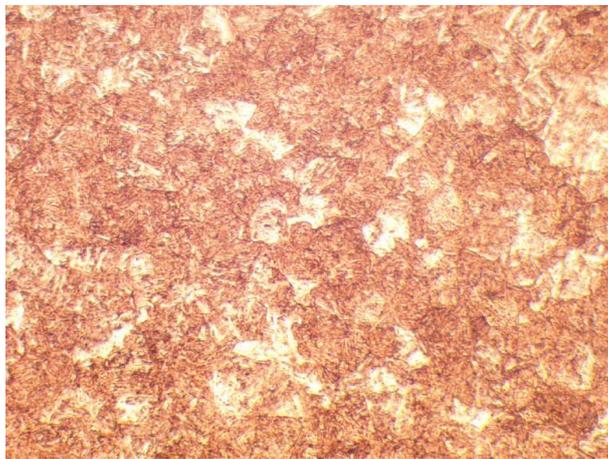


Figura 93. Acero Orvar revenido a 250°C durante 2 horas (x200)

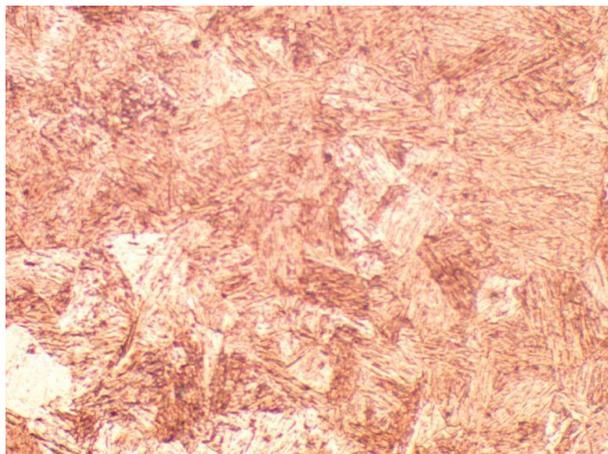


Figura 94. Acero Orvar revenido a 350°C durante 2 horas (x200)

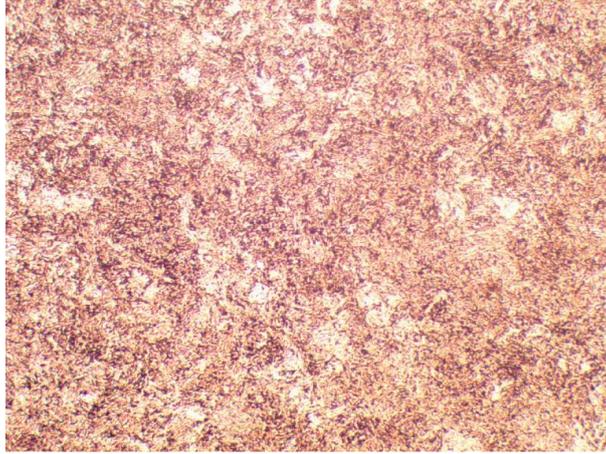


Figura 95. Acero Orvar revenido a 450°C durante 2 horas (x200)

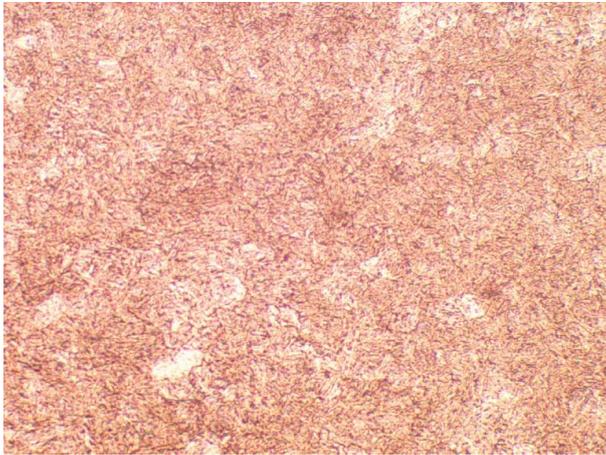


Figura 96. Acero Orvar revenido a 550°C durante 2 horas (x200)

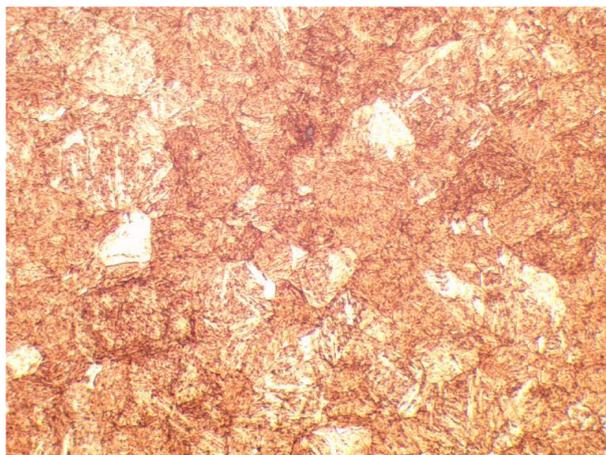


Figura 97. Acero Orvar revenido a 650°C durante 2 horas (x200)

3.1.4. Resultados de desgaste

A continuación, se exponen los valores obtenidos en los tres diferentes tipos de ensayos realizados y su representación gráfica.

La pérdida de masa representada en cada caso es el promedio de los resultados obtenidos para los diferentes ensayos de cada una de las muestras.

3.1.4.1. Pin On Disk

Dievar

Tabla 18. Valores medios de la pérdida de masa producida en el ensayo de pin on disk para el acero Dievar

	Promedio (mg)	Desviación típica	Coficiente de Pearson
Suministro	12,80	5,12	0,40
Temple escalonado con enfriamiento en aceite	2,47	0,30	0,12
Revenido a 150°C	3,59	0,49	0,14
Revenido a 250°C	5,43	1,20	0,22
Revenido a 350°C	5,96	0,64	0,11
Revenido a 450°C	4,75	0,65	0,14
Revenido a 550°C	2,50	0,35	0,14
Revenido a 650°C	5,92	2,08	0,35

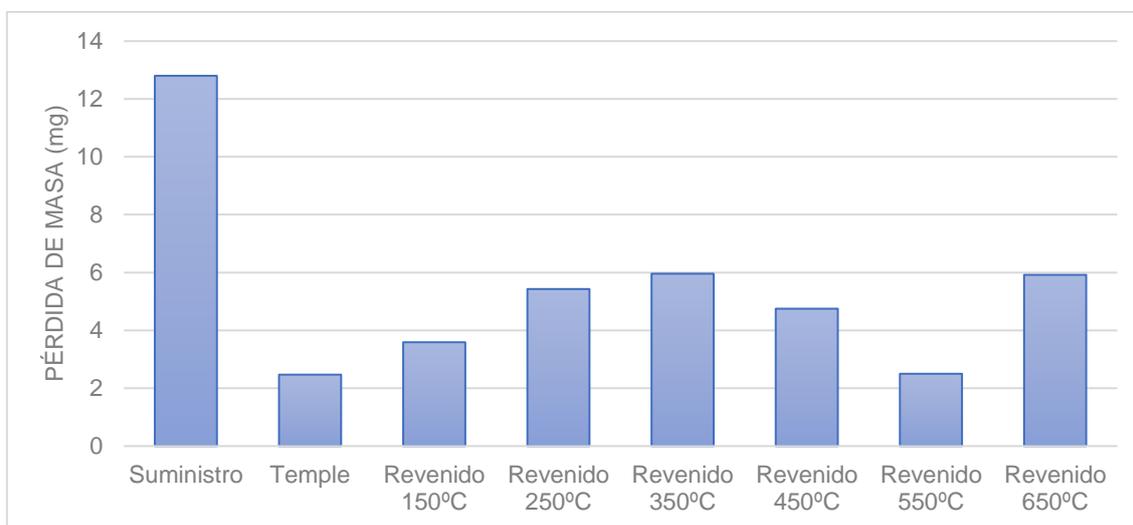


Figura 98. Pérdida de masa producida durante el ensayo de Pin on Disk para el acero Dievar

Orvar

Tabla 19. Valores medios de la pérdida de masa producida en el ensayo de pin on disk para el acero Orvar

	Promedio (mg)	Desviación típica	Coefficiente de Pearson
Suministro	11,94	0,57	0,05
Temple escalonado con enfriamiento en aceite	2,19	0,79	0,36
Revenido a 150°C	2,97	0,80	0,27
Revenido a 250°C	4,16	0,76	0,18
Revenido a 350°C	5,15	0,48	0,09
Revenido a 450°C	5,77	0,27	0,05
Revenido a 550°C	1,86	0,44	0,23
Revenido a 650°C	5,13	2,12	0,41

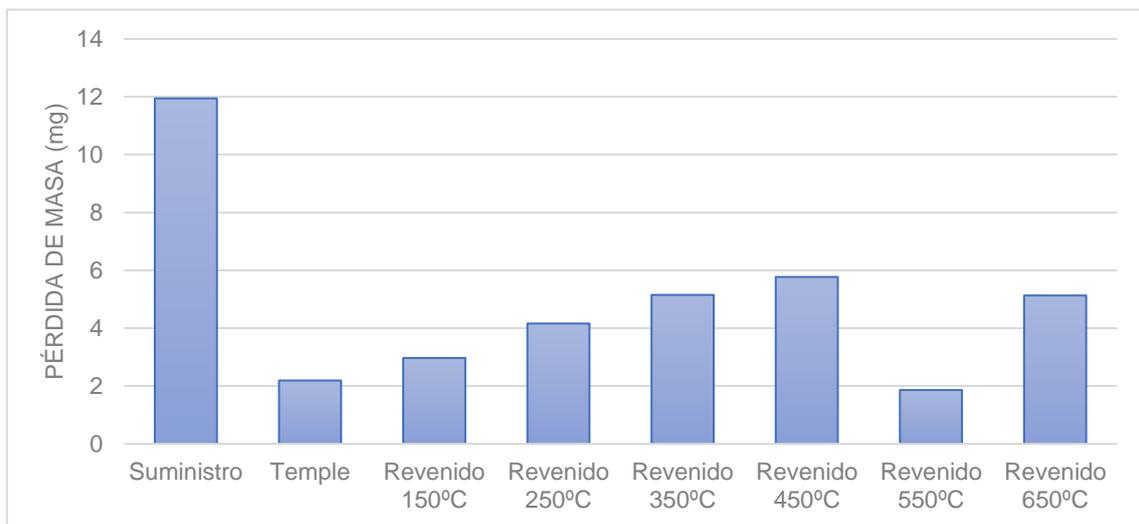


Figura 99. Pérdida de masa producida durante el ensayo de Pin on Disk para el acero Orvar

3.1.4.2. Rueda de caucho con arena seca

Dievar

Tabla 20. Valores medios de la pérdida de masa producida en el ensayo de rueda de caucho con arena seca para el acero Dievar

	Promedio (mg)	Desviación típica	Coefficiente de Pearson
Suministro	1271,08	499,91	0,39
Temple escalonado con enfriamiento en aceite	565,95	65,78	0,12
Revenido a 150°C	645,47	31,25	0,05
Revenido a 250°C	679,90	101,33	0,15
Revenido a 350°C	857,87	173,72	0,20
Revenido a 450°C	728,37	109,50	0,15
Revenido a 550°C	677,43	43,40	0,06
Revenido a 650°C	755,15	210,49	0,28

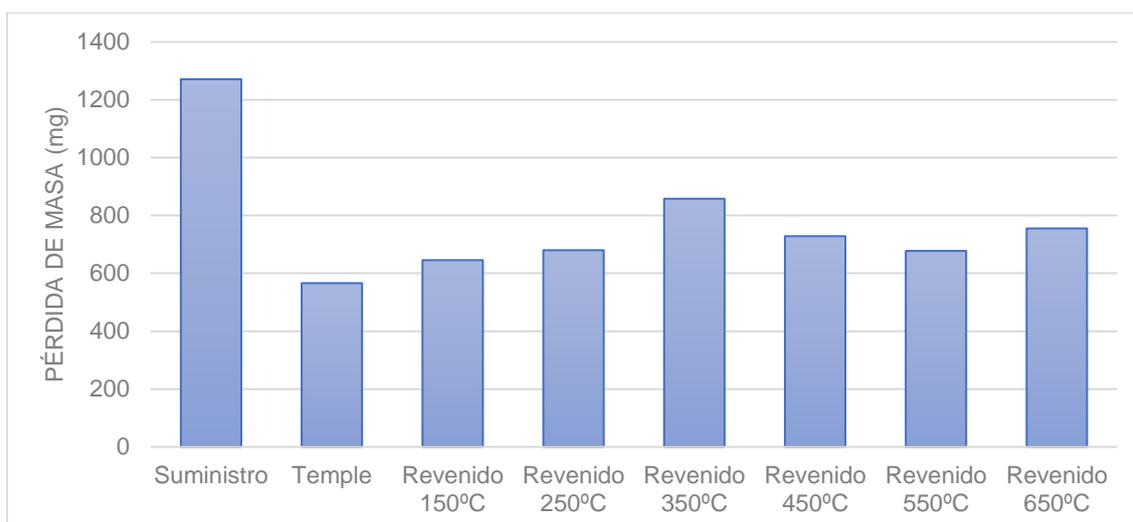


Figura 100. Pérdida de masa producida durante el ensayo de rueda de caucho con arena seca para el acero Dievar

Orvar

Tabla 21. Valores medios de la pérdida de masa producida en el ensayo de rueda de caucho con arena seca para el acero Orvar

	Promedio (mg)	Desviación típica	Coefficiente de Pearson
Suministro	1222,48	359,93	0,29
Temple escalonado con enfriamiento en aceite	491,30	82,57	0,17
Revenido a 150°C	593,27	50,25	0,08
Revenido a 250°C	575,17	19,26	0,03
Revenido a 350°C	757,90	168,12	0,22
Revenido a 450°C	670,87	77,00	0,11
Revenido a 550°C	612,97	54,91	0,09
Revenido a 650°C	619,23	41,36	0,07

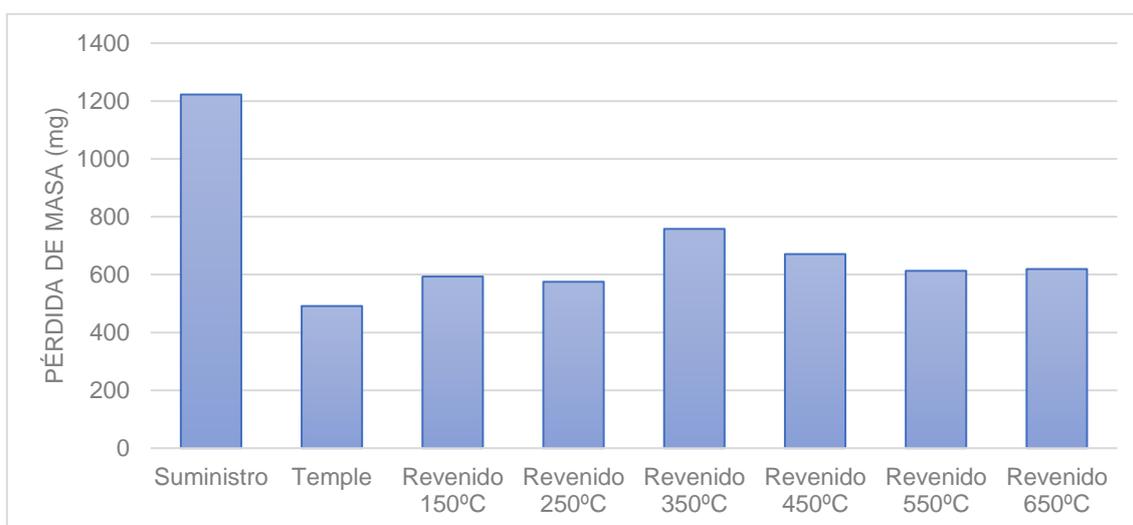


Figura 101. Pérdida de masa producida durante el ensayo de rueda de caucho con arena seca para el acero Orvar

3.1.4.3. Rueda de caucho y arena húmeda

Dievar

En estado de suministro:

La tabla 22 muestra la pérdida de masa medida para el acero Dievar en estado de suministro y la pérdida de masa normalizada (PMN) según la fórmula especificada en la norma ASTM G105:

$$PMN(g) = \frac{\text{Pérdida de Masa Real}(g) \times \text{Diámetro Teórico}(mm) \times \text{Ancho Teórico}(mm)}{\text{Diámetro real}(mm) \times \text{Ancho real}(mm)}$$

$$PMN(g) = \frac{\text{Pérdida de Masa Real}(g) \times 177,8 \times 12,7}{\text{Diámetro real}(mm) \times \text{Ancho real}(mm)}$$

Tabla 22. Pérdida de masa del acero Dievar en estado de suministro durante el ensayo de rueda de caucho con arena húmeda

Dureza de la rueda (Shore A)	Pérdida de masa (g)	Pérdida de masa normalizada (g)
48	0,0792	0,0818
60	0,1466	0,1514
68	0,3717	0,3840

En la figura 102 se muestran los datos experimentales y la regresión obtenida para esta muestra.

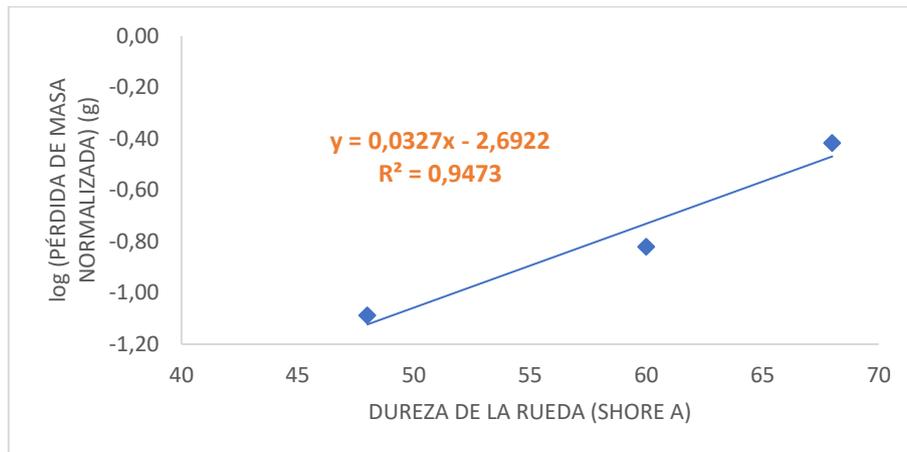


Figura 102. Datos experimentales y regresión lineal para el acero Dievar en estado de suministro

Valor de la ecuación para x = 60: -0,7307

Resistencia al desgaste (mg): 185,9119

Temple escalonado con enfriamiento en aceite:

La tabla 23 muestra la pérdida de masa medida para el acero Dievar después del temple escalonado con enfriamiento en aceite y la pérdida de masa normalizada según la fórmula especificada anteriormente.

Tabla 23. Pérdida de masa del acero Dievar después de temple y posterior enfriamiento en aceite durante el ensayo de rueda de caucho con arena húmeda.

Dureza de la rueda (Shore A)	Pérdida de masa (g)	Pérdida de masa normalizada (g)
48	0,0269	0,0278
60	0,0487	0,0503
68	0,1042	0,1077

En la figura 103 se muestran los datos experimentales y la regresión obtenida para esta muestra.

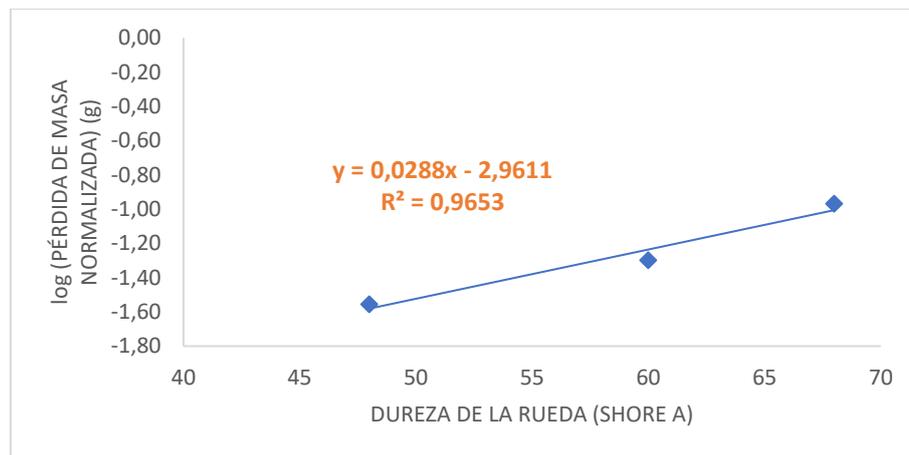


Figura 103. Datos experimentales y regresión lineal para el acero Dievar después de temple y posterior enfriamiento en aceite.

Valor de la ecuación para $x = 60$: -1,2357

Resistencia al desgaste (mg): 58,1139

Revenido a 150°C:

La tabla 24 muestra la pérdida de masa medida para el acero Dievar después del revenido a 150°C y la pérdida de masa normalizada según la fórmula especificada anteriormente.

Tabla 24. Pérdida de masa del acero Dievar después de revenido a 150°C durante el ensayo de rueda de caucho con arena húmeda.

Dureza de la rueda (Shore A)	Pérdida de masa (g)	Pérdida de masa normalizada (g)
48	0,0331	0,0342
60	0,0732	0,0756
68	0,1665	0,1720

En la figura 104 se muestran los datos experimentales y la regresión obtenida para esta muestra.

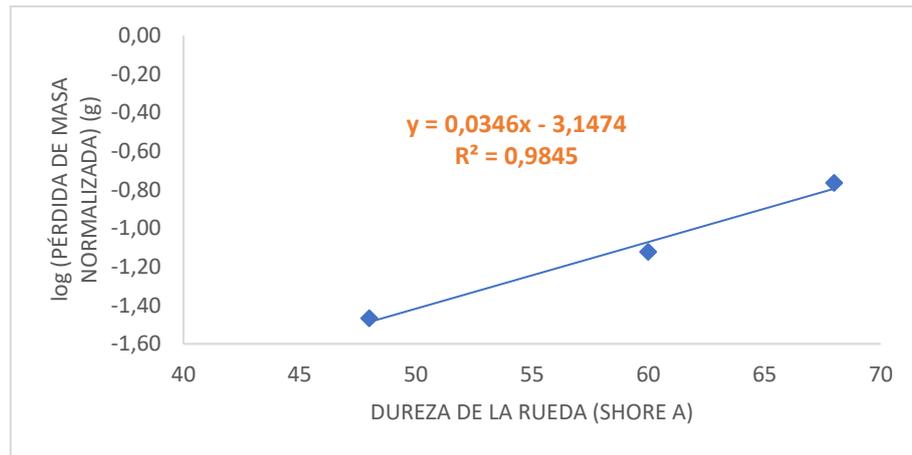


Figura 104. Datos experimentales y regresión lineal para el acero Dievar después de revenido a 150°C.

Valor de la ecuación para $x = 60$: -1,0713

Resistencia al desgaste (mg): 84,8531

Revenido a 250°C:

La tabla 25 muestra la pérdida de masa medida para el acero Dievar después del revenido a 250°C y la pérdida de masa normalizada según la fórmula especificada anteriormente.

Tabla 25. Pérdida de masa del acero Dievar después de revenido a 250°C durante el ensayo de rueda de caucho con arena húmeda.

Dureza de la rueda (Shore A)	Pérdida de masa (g)	Pérdida de masa normalizada (g)
48	0,0229	0,0237
60	0,0706	0,0729
68	0,1438	0,1485

En la figura 105 se muestran los datos experimentales y la regresión obtenida para esta muestra.

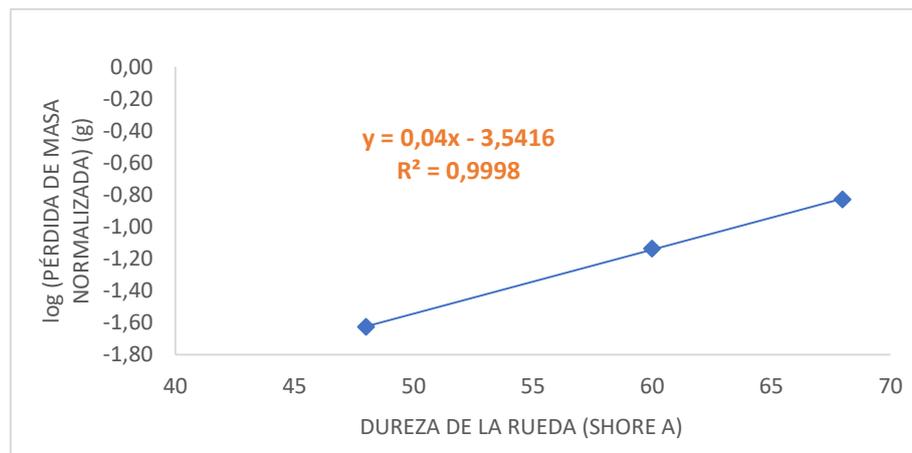


Figura 105. Datos experimentales y regresión lineal para el acero Dievar después de revenido a 250°C.

Valor de la ecuación para $x = 60$: -1,1438

Resistencia al desgaste (mg): 71,8091

Revenido a 350°C:

La tabla 26 muestra la pérdida de masa medida para el acero Dievar después del revenido a 350°C y la pérdida de masa normalizada según la fórmula especificada anteriormente.

Tabla 26. Pérdida de masa del acero Dievar después de revenido a 350°C durante el ensayo de rueda de caucho con arena húmeda.

Dureza de la rueda (Shore A)	Pérdida de masa (g)	Pérdida de masa normalizada (g)
48	0,0330	0,0341
60	0,1132	0,1169
68	0,2732	0,2822

En la figura 106 se muestran los datos experimentales y la regresión obtenida para esta muestra.

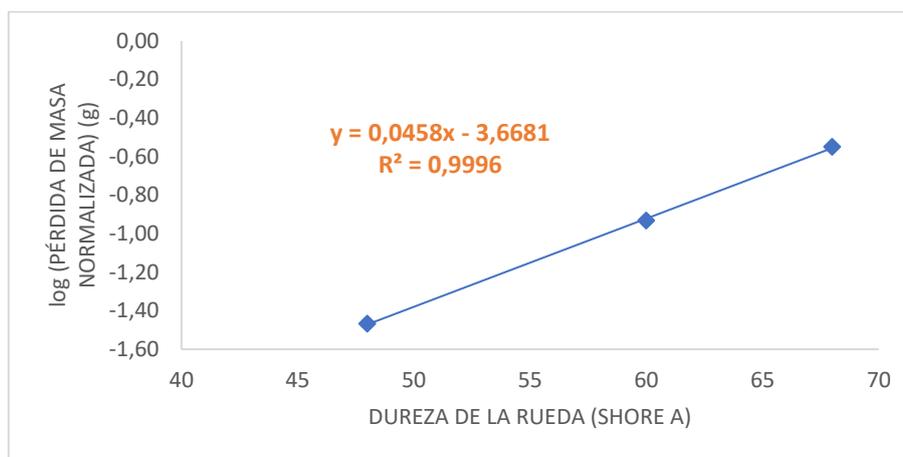


Figura 106. Datos experimentales y regresión lineal para el acero Dievar después de revenido a 350°C.

Valor de la ecuación para $x = 60$: -0,9218

Resistencia al desgaste (mg): 119,7289

Revenido a 450°C:

La tabla 27 muestra la pérdida de masa medida para el acero Dievar después del revenido a 450°C y la pérdida de masa normalizada según la fórmula especificada anteriormente.

Tabla 27. Pérdida de masa del acero Dievar después de revenido a 450°C durante el ensayo de rueda de caucho con arena húmeda.

Dureza de la rueda (Shore A)	Pérdida de masa (g)	Pérdida de masa normalizada (g)
48	0,0289	0,0298
60	0,0612	0,0632
68	0,1019	0,1053

En la figura 107 se muestran los datos experimentales y la regresión obtenida para esta muestra.

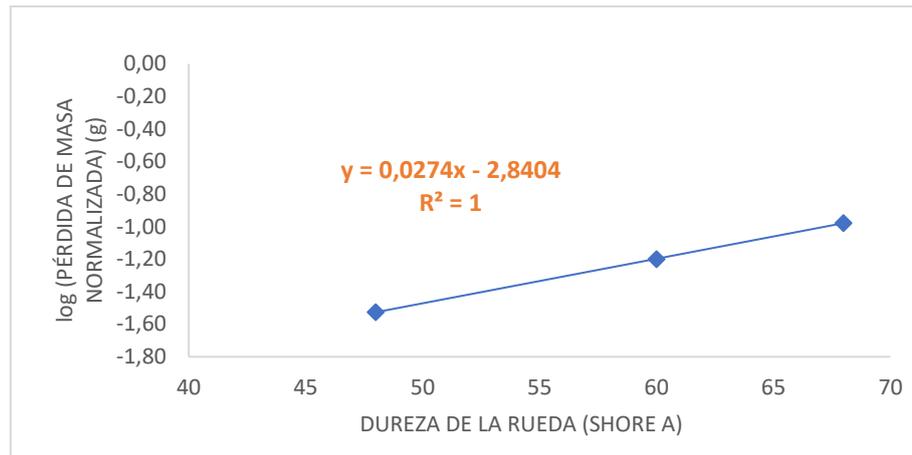


Figura 107. Datos experimentales y regresión lineal para el acero Dievar después de revenido a 450°C.

Valor de la ecuación para $x = 60$: -1,1977

Resistencia al desgaste (mg): 63,4370

Revenido a 550°C:

La tabla 28 muestra la pérdida de masa medida para el acero Dievar después del revenido a 550°C y la pérdida de masa normalizada según la fórmula especificada anteriormente.

Tabla 28. Pérdida de masa del acero Dievar después de revenido a 550°C durante el ensayo de rueda de caucho con arena húmeda.

Dureza de la rueda (Shore A)	Pérdida de masa (g)	Pérdida de masa normalizada (g)
48	0,0130	0,0134
60	0,0319	0,0329
68	0,0626	0,0647

En la figura 108 se muestran los datos experimentales y la regresión obtenida para esta muestra.



Figura 108. Datos experimentales y regresión lineal para el acero Dievar después de revenido a 550°C.

Valor de la ecuación para $x = 60$: -1,4695

Resistencia al desgaste (mg): 33,9242

Revenido a 650°C:

La tabla 29 muestra la pérdida de masa medida para el acero Dievar después del revenido a 650°C y la pérdida de masa normalizada según la fórmula especificada anteriormente.

Tabla 29. Pérdida de masa del acero Dievar después de revenido a 650°C durante el ensayo de rueda de caucho con arena húmeda.

Dureza de la rueda (Shore A)	Pérdida de masa (g)	Pérdida de masa normalizada (g)
48	0,0300	0,0310
60	0,0533	0,0551
68	0,1065	0,1100

En la figura 109 se muestran los datos experimentales y la regresión obtenida para esta muestra.

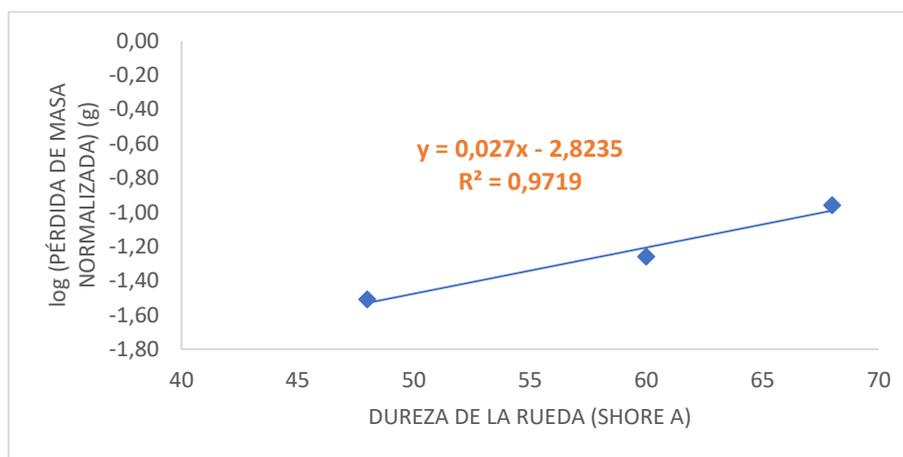


Figura 109. Datos experimentales y regresión lineal para el acero Dievar después de revenido a 650°C.

Valor de la ecuación para $x = 60$: -1,2060

Resistencia al desgaste (mg): 62,2334

Orvar

En estado de suministro:

La tabla 30 muestra la pérdida de masa medida para el acero Orvar en estado de suministro y la pérdida de masa normalizada según la fórmula especificada anteriormente.

Tabla 30. Pérdida de masa del acero Orvar en estado de suministro durante el ensayo de rueda de caucho con arena húmeda

Dureza de la rueda (Shore A)	Pérdida de masa (g)	Pérdida de masa normalizada (g)
48	0,0813	0,0840
60	0,1968	0,2032
68	0,2400	0,2480

En la figura 110 se muestran los datos experimentales y la regresión obtenida para esta muestra.

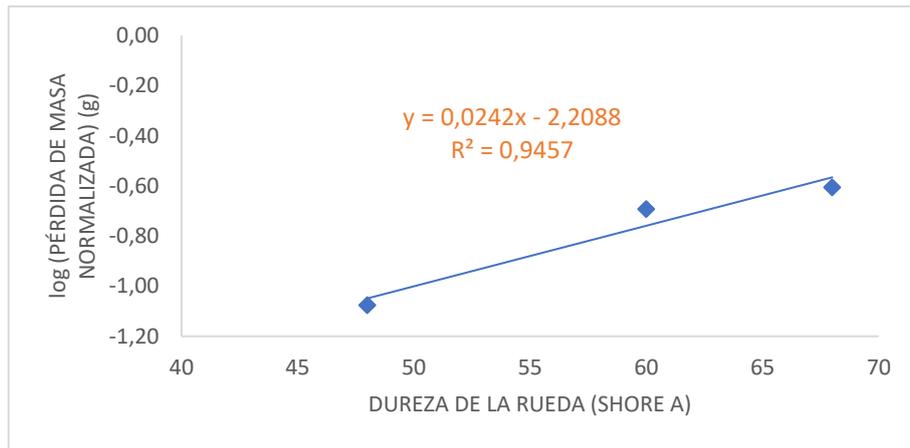


Figura 110. Datos experimentales y regresión lineal para el acero Orvar en estado de suministro

Valor de la ecuación para $x = 60$: -0,7588
 Resistencia al desgaste (mg): 174,2505

Temple escalonado con enfriamiento en aceite:

La tabla 31 muestra la pérdida de masa medida para el acero Orvar después del temple escalonado con enfriamiento en aceite y la pérdida de masa normalizada según la fórmula especificada anteriormente.

Tabla 31. Pérdida de masa del acero Orvar después de temple y posterior enfriamiento en aceite durante el ensayo de rueda de caucho con arena húmeda.

Dureza de la rueda (Shore A)	Pérdida de masa (g)	Pérdida de masa normalizada (g)
48	0,0200	0,0207
60	0,0396	0,0409
68	0,0819	0,0846

En la figura 111 se muestran los datos experimentales y la regresión obtenida para esta muestra.

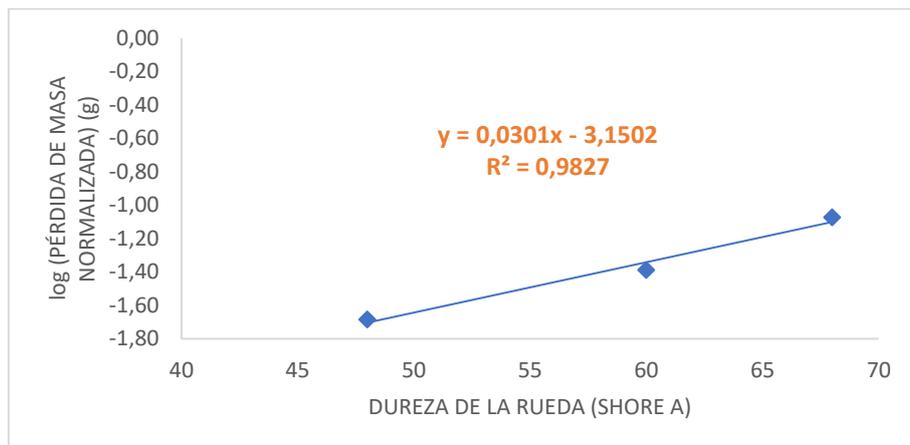


Figura 111. Datos experimentales y regresión lineal para el acero Orvar después de temple y posterior enfriamiento en aceite.

Valor de la ecuación para $x = 60$: -1,3416
 Resistencia al desgaste (mg): 45,5355

Revenido a 150°C:

La tabla 32 muestra la pérdida de masa medida para el acero Orvar después del revenido a 150°C y la pérdida de masa normalizada según la fórmula especificada anteriormente.

Tabla 32. Pérdida de masa del acero Orvar después de revenido a 150°C durante el ensayo de rueda de caucho con arena húmeda.

Dureza de la rueda (Shore A)	Pérdida de masa (g)	Pérdida de masa normalizada (g)
48	0,0314	0,0325
60	0,0610	0,0630
68	0,1084	0,1120

En la figura 112 se muestran los datos experimentales y la regresión obtenida para esta muestra.

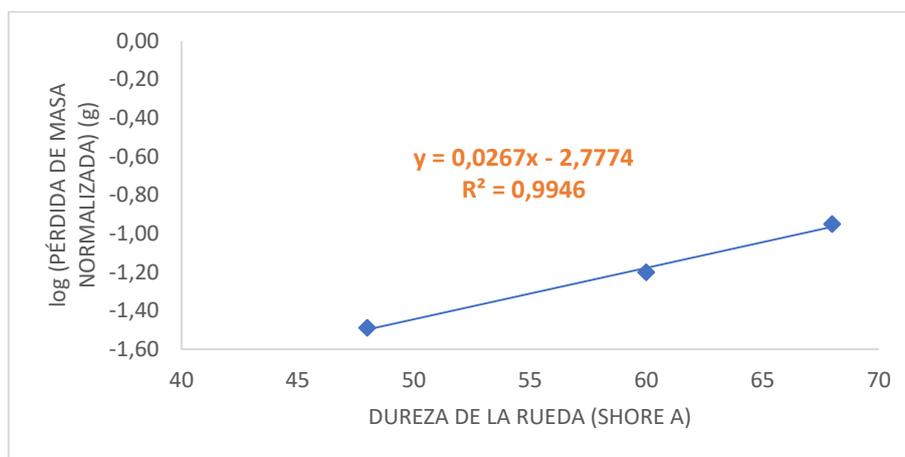


Figura 112. Datos experimentales y regresión lineal para el acero Orvar después de revenido a 150°C.

Valor de la ecuación para $x = 60$: -1,1776
 Resistencia al desgaste (mg): 66,4280

Revenido a 250°C:

La tabla 33 muestra la pérdida de masa medida para el acero Orvar después del revenido a 250°C y la pérdida de masa normalizada según la fórmula especificada anteriormente.

Tabla 33. Pérdida de masa del acero Orvar después de revenido a 250°C durante el ensayo de rueda de caucho con arena húmeda.

Dureza de la rueda (Shore A)	Pérdida de masa (g)	Pérdida de masa normalizada (g)
48	0,0512	0,0529
60	0,0673	0,0695
68	0,1193	0,1233

En la figura 113 se muestran los datos experimentales y la regresión obtenida para esta muestra.

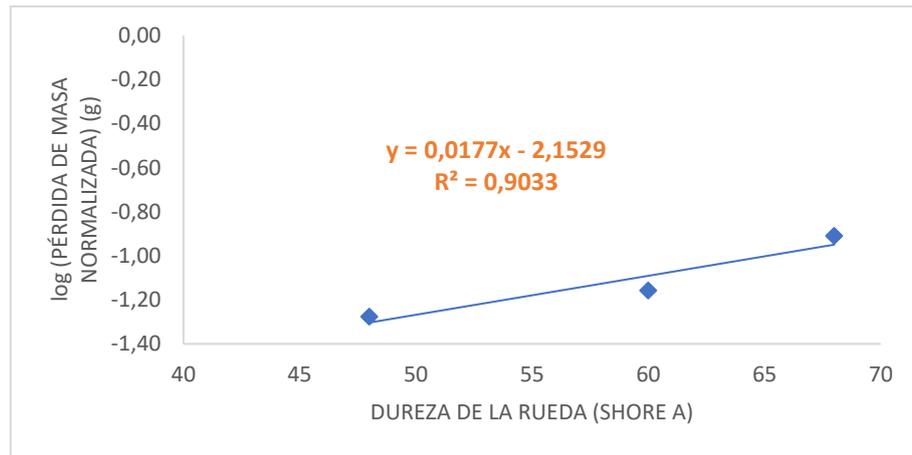


Figura 113. Datos experimentales y regresión lineal para el acero Orvar después de revenido a 250°C.

Valor de la ecuación para $x = 60$: -1,0909

Resistencia al desgaste (mg): 81,1195

Revenido a 350°C:

La tabla 34 muestra la pérdida de masa medida para el acero Orvar después del revenido a 350°C y la pérdida de masa normalizada según la fórmula especificada anteriormente.

Tabla 34. Pérdida de masa del acero Orvar después de revenido a 350°C durante el ensayo de rueda de caucho con arena húmeda.

Dureza de la rueda (Shore A)	Pérdida de masa (g)	Pérdida de masa normalizada (g)
48	0,0367	0,0379
60	0,0676	0,0699
68	0,1746	0,1804

En la figura 114 se muestran los datos experimentales y la regresión obtenida para esta muestra.

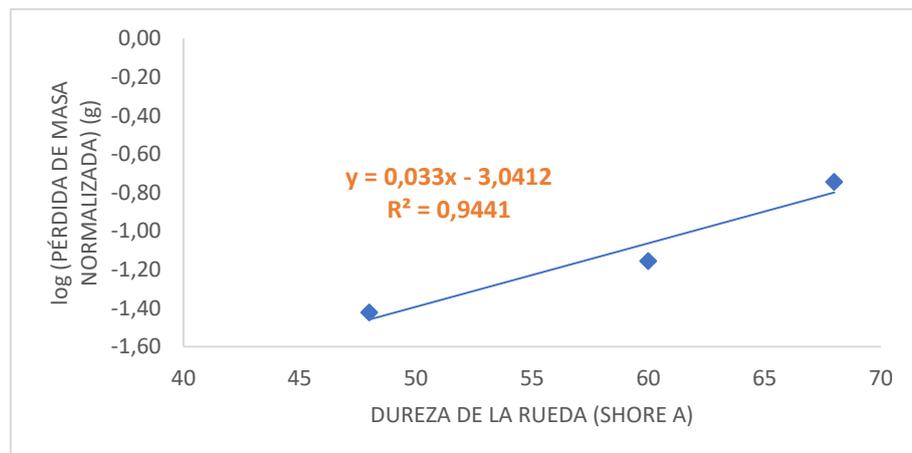


Figura 114. Datos experimentales y regresión lineal para el acero Orvar después de revenido a 350°C.

Valor de la ecuación para $x = 60$: -1,0631

Resistencia al desgaste (mg): 86,4802

Revenido a 450°C:

La tabla 35 muestra la pérdida de masa medida para el acero Orvar después del revenido a 450°C y la pérdida de masa normalizada según la fórmula especificada anteriormente.

Tabla 35. Pérdida de masa del acero Orvar después de revenido a 450°C durante el ensayo de rueda de caucho con arena húmeda.

Dureza de la rueda (Shore A)	Pérdida de masa (g)	Pérdida de masa normalizada (g)
48	0,0277	0,0286
60	0,0686	0,0709
68	0,1152	0,1190

En la figura 115 se muestran los datos experimentales y la regresión obtenida para esta muestra.

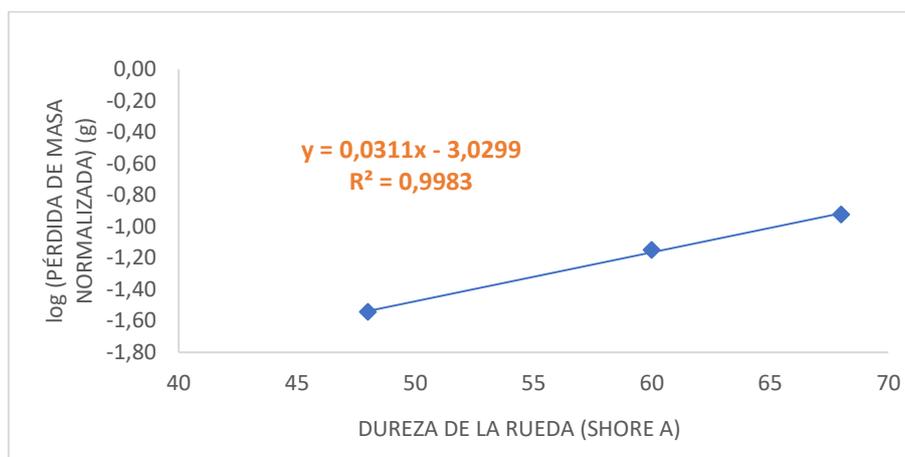


Figura 115. Datos experimentales y regresión lineal para el acero Orvar después de revenido a 450°C.

Valor de la ecuación para $x = 60$: -1,1643

Resistencia al desgaste (mg): 68,4960

Revenido a 550°C:

La tabla 36 muestra la pérdida de masa medida para el acero Orvar después del revenido a 550°C y la pérdida de masa normalizada según la fórmula especificada anteriormente.

Tabla 36. Pérdida de masa del acero Orvar después de revenido a 550°C durante el ensayo de rueda de caucho con arena húmeda.

Dureza de la rueda (Shore A)	Pérdida de masa (g)	Pérdida de masa normalizada (g)
48	0,0177	0,0183
60	0,0730	0,0754
68	0,0762	0,0787

En la figura 116 se muestran los datos experimentales y la regresión obtenida para esta muestra.

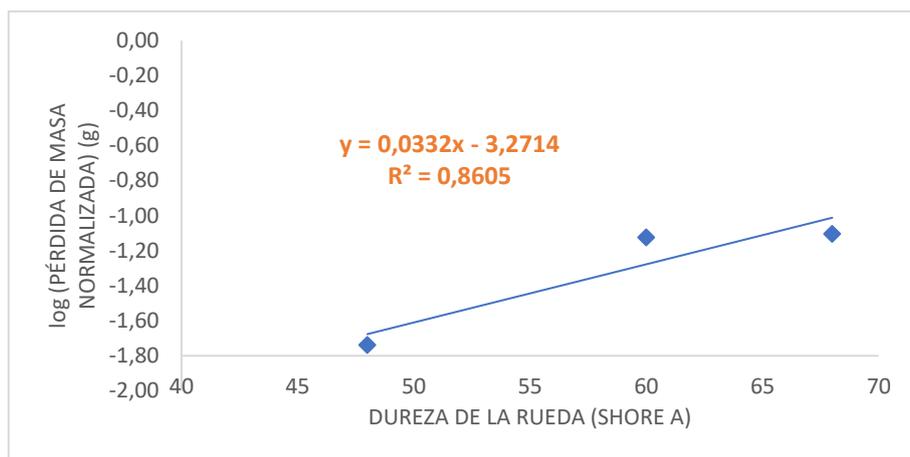


Figura 116. Datos experimentales y regresión lineal para el acero Orvar después de revenido a 550°C.

Valor de la ecuación para $x = 60$: -1,2773

Resistencia al desgaste (mg): 52,8075

Revenido a 650°C:

La tabla 37 muestra la pérdida de masa medida para el acero Orvar después del revenido a 650°C y la pérdida de masa normalizada según la fórmula especificada anteriormente.

Tabla 37. Pérdida de masa del acero Orvar después de revenido a 650°C durante el ensayo de rueda de caucho con arena húmeda.

Dureza de la rueda (Shore A)	Pérdida de masa (g)	Pérdida de masa normalizada (g)
48	0,0395	0,0408
60	0,0502	0,0518
68	0,1198	0,1238

En la figura 117 se muestran los datos experimentales y la regresión obtenida para esta muestra.

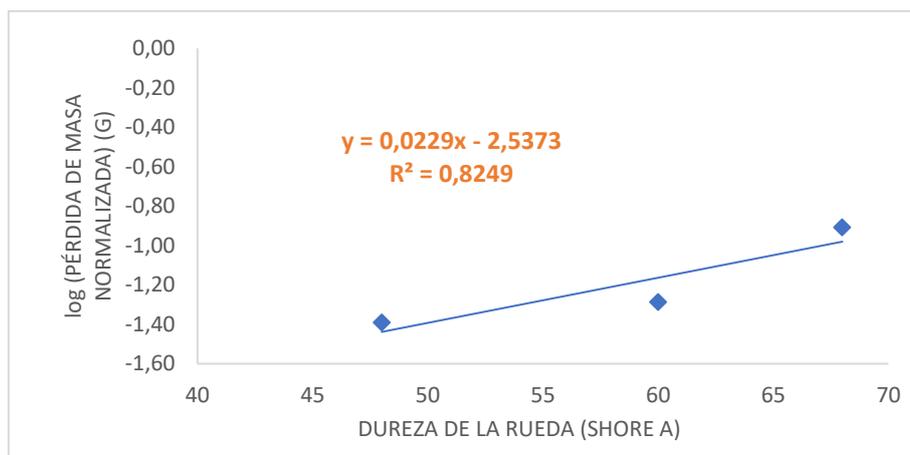


Figura 117. Datos experimentales y regresión lineal para el acero Orvar después de revenido a 650°C.

Valor de la ecuación para $x = 60$: -1,1637

Resistencia al desgaste (mg): 68,5994

Resumen de los resultados de desgaste por el método de rueda de caucho con arena húmeda

La tabla 38 muestra el valor medio de la resistencia al desgaste mediante el método de rueda de caucho con arena húmeda obtenido para el acero Dievar con los distintos tratamientos térmicos. Además de este valor también se muestran la desviación típica y el coeficiente de Pearson.

Tabla 38. Valores medios de los datos experimentales según la norma ASTM G105 para el acero Dievar con diferentes tratamientos térmicos.

Tratamiento	Promedio (mg)	Desviación típica	Coficiente de Pearson
Suministro	185,91	16,73	0,09
Temple	58,11	7,55	0,13
Revenido 150°C	84,85	15,27	0,18
Revenido 250°C	96,65	24,84	0,26
Revenido 350°C	119,73	9,58	0,08
Revenido 450°C	64,92	1,48	0,02
Revenido 550°C	54,49	20,56	0,38
Revenido 650°C	62,23	13,69	0,22

En el siguiente gráfico se recoge la pérdida de masa normalizada que ha tenido lugar en el ensayo de rueda de caucho con arena húmeda para el acero Dievar.

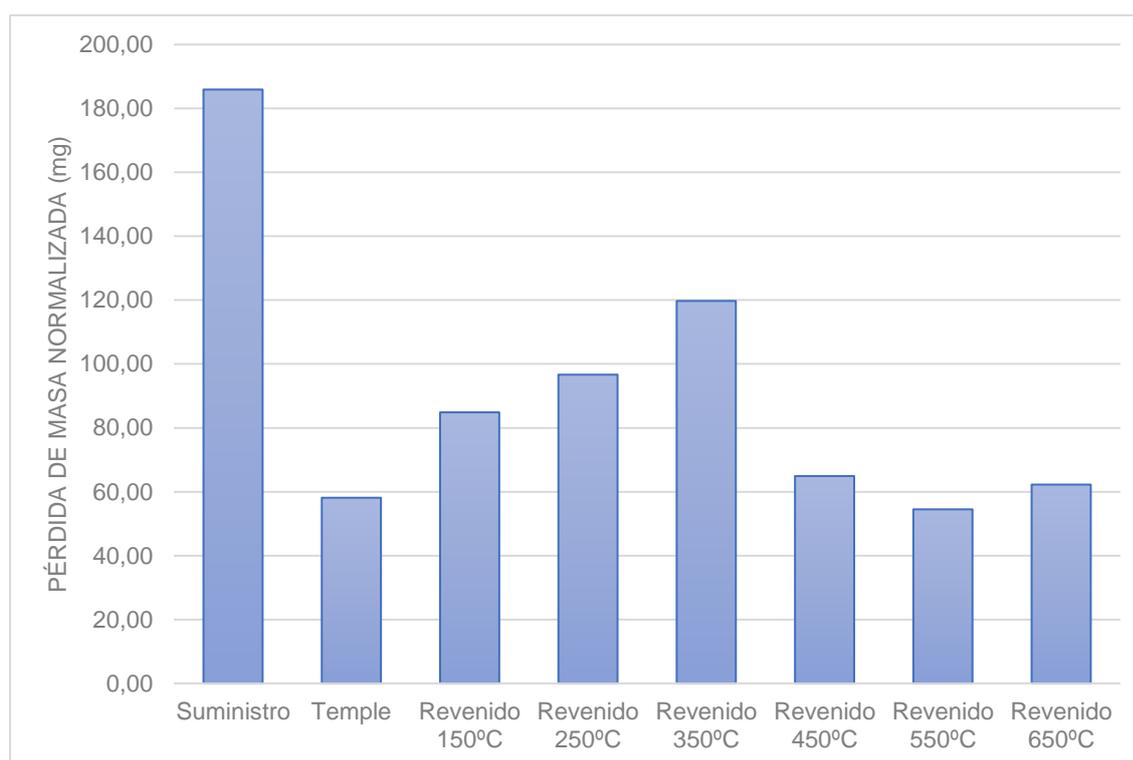


Figura 118. Pérdida de masa normalizada producida durante el ensayo de rueda de caucho con arena húmeda para el acero Dievar

En el caso del acero Orvar, los valores medios de la pérdida de masa normalizada para los diferentes tratamientos vienen representados sus valores en la tabla 39.

Tabla 39. Valores medios de los datos experimentales según la norma ASTM G105 para el acero Orvar con diferentes tratamientos térmicos.

Tratamiento	Promedio (mg)	Desviación típica	Coefficiente de Pearson
Suministro	174,25	19,17	0,11
Temple	45,54	14,05	0,31
Revenido 150°C	66,43	7,97	0,12
Revenido 250°C	81,12	4,87	0,06
Revenido 350°C	86,48	14,70	0,17
Revenido 450°C	59,45	9,05	0,15
Revenido 550°C	52,81	1,58	0,03
Revenido 650°C	56,03	12,57	0,22

En la figura 119 se recoge la pérdida de masa normalizada que ha tenido lugar en el ensayo de rueda de caucho con arena húmeda para el acero Orvar.

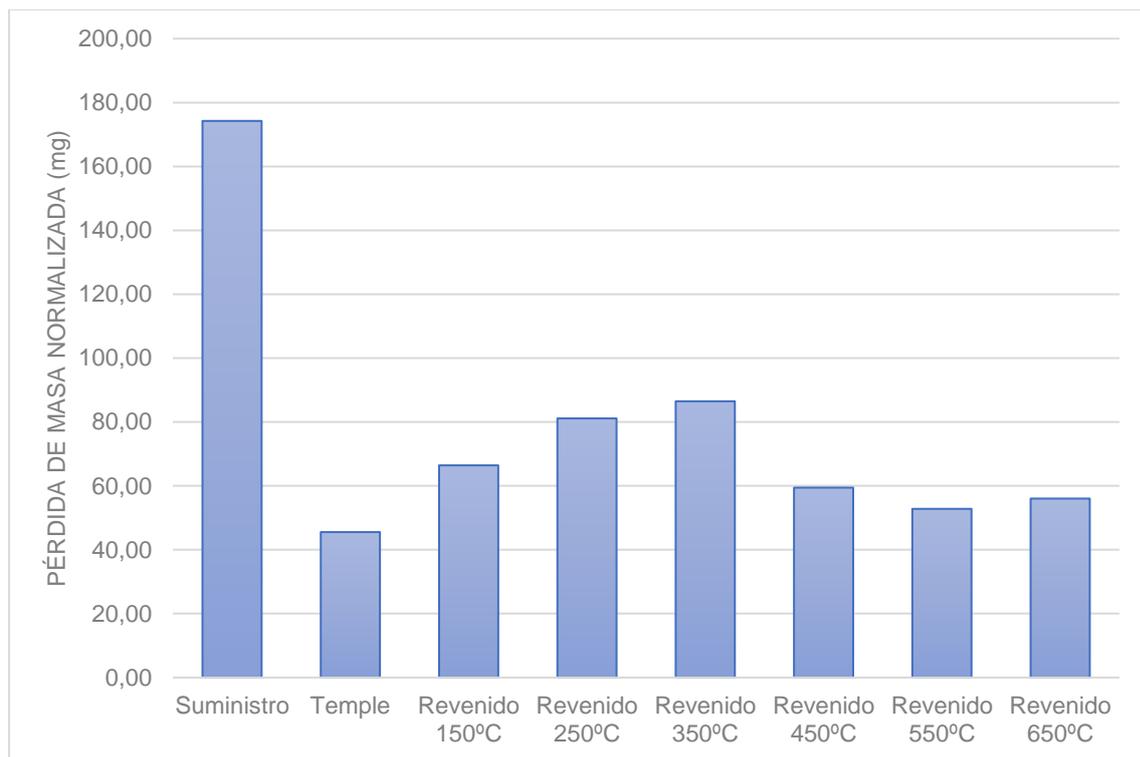


Figura 119. Pérdida de masa normalizada producida durante el ensayo de rueda de caucho con arena húmeda para el acero Orvar.

3.2. Discusión

De los resultados mostrados en la tabla 16 y la tabla 17 se puede observar cual es la influencia de los diversos tratamientos efectuados sobre el valor de la dureza de los aceros Dievar y Orvar respectivamente.

El primer hecho destacable es, en ambos casos, la disminución de la dureza después del temple y el posterior enfriamiento en aceite, donde ésta disminuye con la temperatura alcanzada en el tratamiento de revenido, alcanzándose un mínimo después del revenido a 350°C, donde se produce un pequeño repunte (dureza secundaria de revenido), haciéndose máximo a 550°C y disminuyendo de nuevo para la temperatura de tratamiento de 650°C.

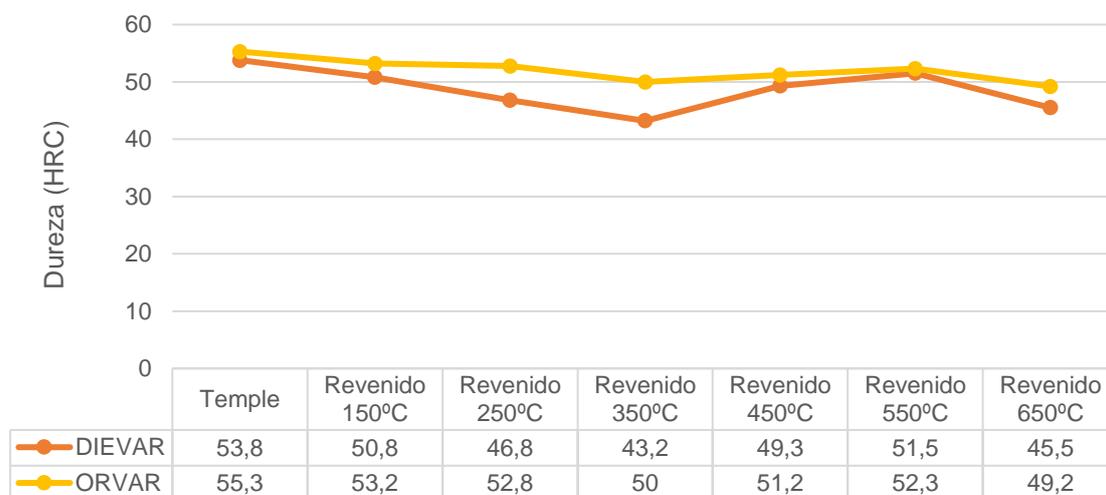


Figura 120. Gráfica comparativa de la evolución de la dureza en cada tratamiento térmico para los aceros Dievar y Orvar.

Si se observa la figura 120, la disminución de la dureza del acero Dievar es más acusada que en el caso del acero Orvar, obteniéndose un valor mínimo de 43,2 HRC lo que supone un 19,70% de disminución con respecto a la dureza después del temple, mientras que para el acero Orvar la disminución del valor de la dureza entre la muestra templada y revenida a 350°C es del 9,58%.

Como se ha dicho anteriormente, para temperaturas de revenido superiores a 350°C se aprecia un aumento de la dureza donde, de nuevo, los valores varían más acusadamente en el caso del acero Dievar, siendo el valor máximo que se alcanza prácticamente igual para ambos aceros.

En la figura 121, figura 122 y figura 123 se analizan los resultados de desgaste obtenidos junto con los valores de dureza para los tres tipos de ensayos realizados. En todos los casos los valores representados se corresponden con los valores medios obtenidos en aquellos ensayos que cumplan con el requisito estipulado del coeficiente de Pearson, despreciando todos los ensayos cuyo valor difieren de la media más de lo establecido.

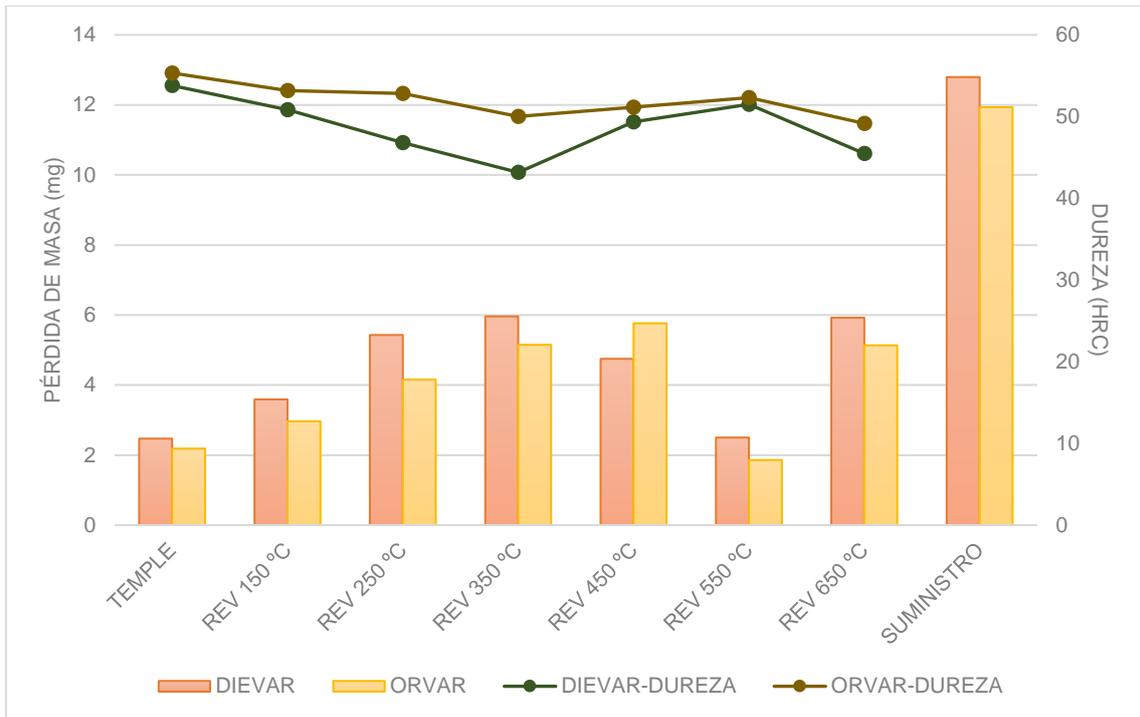


Figura 121. Comparativa pérdida de masa en el ensayo Pin on Disk y dureza de las muestras para los diferentes tipos de ensayo.

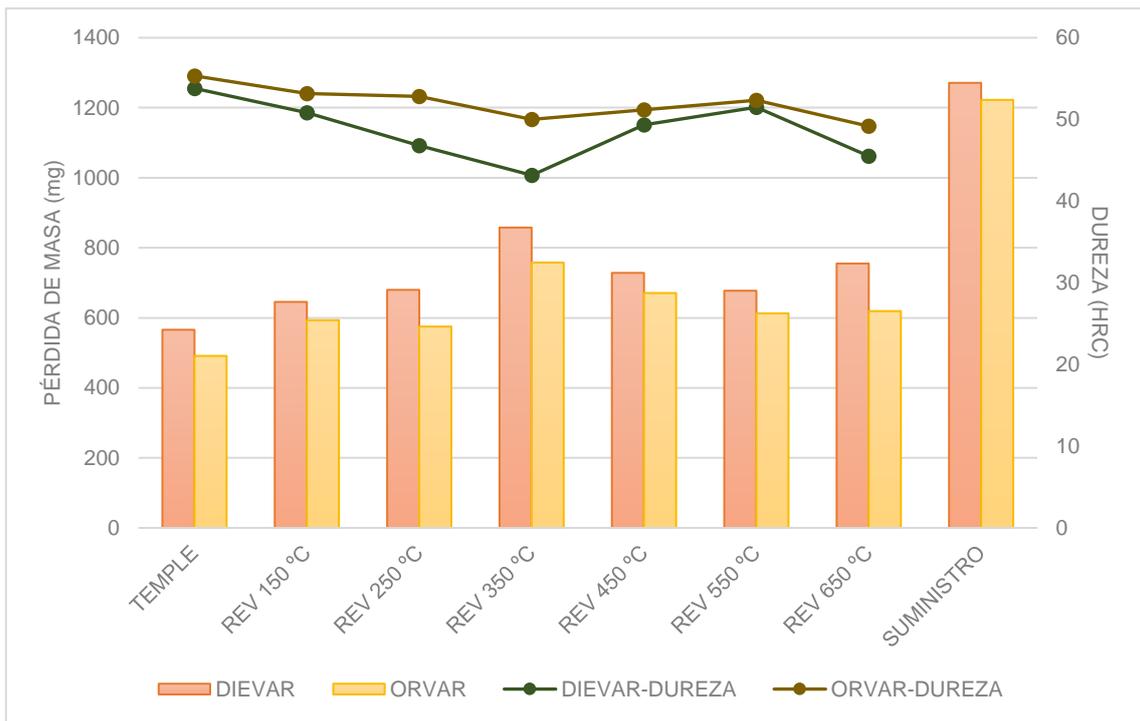


Figura 122. Comparativa pérdida de masa en el ensayo de rueda de caucho y arena seca, y dureza de las muestras para los diferentes tipos de ensayo.

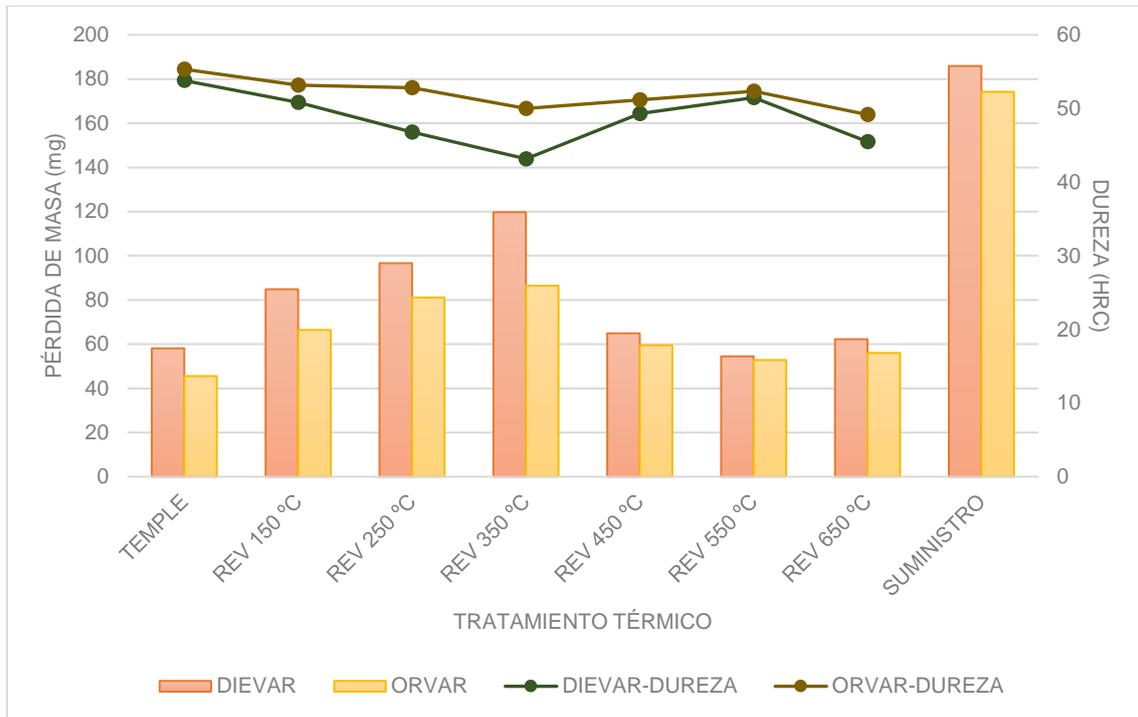


Figura 123. Comparativa pérdida de masa en el ensayo de rueda de caucho y arena húmeda, y dureza de las muestras para los diferentes tipos de ensayo.

Como se observa en las figuras anteriores, los resultados de los tres tipos diferentes de ensayos realizados reproducen la misma tendencia que la dureza, es decir, a mayor dureza mayor resistencia al desgaste. Exceptuando la muestra templada y revenida a 450°C en el ensayo pin on disk que se sale del patrón puesto que sufre un desgaste mayor del que debería según la tendencia, la mejor respuesta en cada uno de los estados estructurales analizados se corresponde con el acero Orvar, el cual presenta en el resto de los casos un valor de dureza ligeramente superior al acero Dievar.

En las tres gráficas, la mayor pérdida de masa, exceptuando el estado de suministro, se da para el revenido a 350°C que coincide con el punto donde se alcanza el valor más bajo de dureza. A partir de esta temperatura se produce un endurecimiento secundario de revenido alcanzándose un máximo en la curva de revenido para la muestra templada y revenida a 550°C. A partir de 550°C la dureza vuelve a disminuir lo que conlleva que la pérdida de masa sea mayor.

El endurecimiento secundario de revenido, como se ha dicho con anterioridad, provoca un aumento de la dureza para ambos aceros, Dievar y Orvar, a partir del revenido a 350°C, mientras que los resultados de desgaste experimentan una mejora considerable que se aprecia sobre todo para los ensayos de pin on disk y rueda de caucho y arena húmeda (figuras 121 y 123 respectivamente). Esto indica que los cambios en la microestructura provocan una modificación mayor en el comportamiento al desgaste de la que cabría esperar en función de los resultados de dureza, sobre todo para el caso del acero Dievar.

En cuanto a la comparativa de los métodos de ensayo de desgaste, como ya se ha comentado, observando las figuras 121, 122 y 123, los tres métodos reproducen la misma tendencia. Sin embargo, los ensayos de rueda de caucho y arena húmeda son los que mejor reproducen las variaciones en la dureza, siendo necesarios en éstos, menos ensayos desechados. Concretamente, para los ensayos de pin on disk (Figura 121) sólo se han podido emplear un 30% de los ensayos realizados, mientras que esta cifra asciende en los ensayos de rueda de caucho, un 65% para los ensayos de rueda de caucho y

arena seca y un 85% para los de rueda de caucho y arena húmeda, en consonancia con los resultados de fiabilidad obtenidos en estudios previos de los tres métodos de ensayo¹⁴⁸.

¹⁴⁸ L. Ferreiro, A. García, A. Varela. Comparativa entre ensayos tribológicos, Editorial Académica Española, 2011.

Capítulo 4

Conclusiones

Se ha estudiado el comportamiento tribológico de dos aceros comerciales de la marca Uddeholm, el acero Dievar y acero Orvar, así como la evolución de su dureza, sometidos a siete tratamientos térmicos diferentes (temple y revenidos entre 150°C y 650°C), con el objetivo de analizar y mejorar frente al desgaste estos aceros utilizados para fabricar matrices de extrusión de aluminio con el fin de prolongar la vida útil de la pieza.

El comportamiento frente al desgaste se ha evaluado empleando tres ensayos diferentes, el ensayo pin on disk (según norma ASTM G99), el ensayo de rueda de caucho y arena seca (según norma ASTM G65), y el ensayo de rueda de caucho y arena húmeda (según norma ASTM G105).

Los resultados obtenidos en los ensayos de desgaste se han comparado con el valor de la dureza medido para las diferentes muestras ensayadas. Las tres técnicas reproducen la tendencia encontrada para la dureza de las muestras: aumentando la resistencia al desgaste cuando crece la dureza.

Los aceros Dievar y Orvar experimentan un elevado incremento en la dureza cuando son sometidos a los tratamientos térmicos evaluados en el estudio, presentando en ambos casos un endurecimiento secundario de revenido para temperaturas comprendidas entre 350°C y 550°C. Este efecto es más acusado para el acero Dievar.

La respuesta frente al desgaste es independiente del tipo de ensayo efectuado, y es superior para el caso del acero Orvar en todos los casos y estados estructurales, excepto en el caso de la muestra templada y revenida a 450°C en el ensayo pin on disk que hay una anomalía puesto que hay más desgaste del que debería según la tendencia que sigue la gráfica. La tendencia de pérdida de masa en los ensayos tribológicos reproduce la evolución de la dureza, pero la mejora en la resistencia al desgaste en el intervalo de temperaturas de tratamiento de 450°C a 650°C es significativamente más importante que el endurecimiento que se produce.

En cuanto al orden de magnitud de la pérdida de masa, en el ensayo pin on disk es notablemente inferior que en el ensayo rueda de caucho y arena húmeda, y ésta a su vez, inferior que la obtenida con la rueda de caucho y arena seca.

Se ha visto como las técnicas que mejor reproducen las variaciones en la dureza de las muestras son el pin on disk y el ensayo de rueda de caucho con arena húmeda, siendo ésta última técnica la que además resulta en una mejor reproducibilidad de los resultados.

Globalmente se puede deducir que la mejor de las tres técnicas estudiadas es la de rueda de caucho con arena húmeda, a pesar de que es el ensayo más laborioso de llevar a cabo, ya que requiere menor repetición de ensayos para obtener resultados fiables y, como se dijo anteriormente, tiene una buena reproducibilidad de resultados.

Bibliografía

- Abbot E. J y Firestone F.A., Specifying Surface quality, Mech. Engrs., 1993.
- Allan A. J. G., Plastics as solid lubricants bearings, Lubrication engineering, vol. 14, 1958.
- Amontons G., De la resistance causée dans les machines, Mémoires de l'Académie Royale, 1699.
- Apraiz J., Tratamientos térmicos de los aceros, Ed. Donostiarra, Madrid 1971.
- Archard J. F., Contact and Rubbing of flat surface, Journal of Applied Physics, vol. 24, 1953.
- Archard J. F., Wear theory and mechanisms, in Wear Control Handbook (M.B. Peterson, W. O. Winer, eds.) ASME, New York, 1980.
- ASTM B611. Standard Test Method for Abrasive Wear Resistance of Cemented Carbides
- ASTM G105. Standard Test Method for Conducting Wet Sand / Rubber Wheel Abrasion Tests
- ASTM G133. Standard Test Method for Linearly Reciprocating Ball-on-Flat Sliding Wear.
- ASTM G134: Standard Test Method for Erosion of Solid Materials by a Cavitation Liquid Jet.
- ASTM G32. Standard Test Method for Cavitation Erosion Using Vibratory Apparatus
- ASTM G65: Standard Test Method For Measuring Abrasion Using the Dry Sand / Rubber Wheel Apparatus
- ASTM G75. Standard Test Method for Determination of Slurry Abrasivity (Miller Number) and Slurry Abrasion Response of Materials (SAR Number)
- ASTM G76. Standard Test Method for Conducting Erosion Tests by Solid Particle Impingement Using Gas Jets.
- ASTM G99. Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus.
- ASTM Standard G105, "Standard Test Method for Conducting Wet Sand/Rubber Wheel Abrasion Tests", ASTM International, West Conshohocken, PA.
- ASTM Standard G65, "Standard Test Method for Measuring Abrasion Using The Dry Sand/Rubber Wheel Apparatus", ASTM International, West Conshohocken, PA.
- ASTM Standard G99, "Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus", ASTM International, West Conshohocken, PA.
- Bayer R.G., Wear analysis for engineers, HNB Publishing, New York, 2002.
- Bélidor B. F., Architecture hydraulique, ou l'art de conduire d'élever et de ménager les eaux, Paris, 1737.
- Belzunce F. J., Caracterización mecánica de superficies. Fricción y desgaste en Ciencia e Ingeniería de la superficie de los materiales metálicos (Vázquez A. J., Damborenea J. J., eds.), CSIC, Madrid, 2000.
- Bhushan B., Davis R. E. y Gordon M., Metallurgical reexamination of wear models: I. Erosive, electrical arcing, and fretting, Thin Solid Films, vol. 123, 1985.
- Bhushan B., Davis R. E. y Gordon M., Metallurgical reexamination of wear models: II. Adhesive and abrasive, Thin Solid Films, vol. 123, 1985.
- Blau P. J. y Budinski K. G., Development and use of ASTM standards for wear testing, Wear, 1999.
- Blázquez Martínez Victor M., Lorenzo Esteban Vicente, del Río López Benito, Ingeniería y ciencia de materiales metálicos, ETSII, UPM, 2012.
- Blicksenderfer R. y Laird G., A pin-on-drum abrasive wear test and comparison with other pin tests, J. Test. Eval., 1988.

- Bond F.C., Lab equipment and tests help predict metal consumption in crushing and grinding, *Eng. Mind. J.*, 1964.
- Bowden F. P. y Tabor D., *Friction and lubrication of solids, Part I*, Clarendon Press, Oxford, 1950.
- Bowden F. P. y Tabor D., *Friction and lubrication of solids, Part II*, Clarendon Press, Oxford, 1964.
- Brushan B. y Gupta B.K., *Handbook of tribology: Materials, coatings, and Surface treatments*, Krieger Publishing Company, Malabar, Florida, 1997.
- Buckley D. H., Adhesion of metals to a clean iron surface studied with LEED and auger emission spectroscopy, *Wear*, vol. 20, 1972.
- Buckley D. H., Johnson R. L., The influence of cristal structure and some properties of hexagonal metals on friction and adhesión, *Wear*, vol. 11, 1965.
- Buckley D. H., *Surface effects in adhesión, friction, wear, and lubrication*, Elsevier, Amsterdam, 1981.
- Budinski K. G., *Use of Wear Tests for Plastics*, Pres. Am. Chem. Soc., Annual Meeting, Boston, MA, 1998.
- Burwell J. T., Rabinowicz E., The nature of the coefficient of friction, *Journal of applied physics*, vol.24, 1953.
- Coulomb C. A., *Recherches sur la meilleure manière de fabriquer les aiguilles aimantées*, Paris, 1780.
- Coulomb C.A., *Théorie des machines simples, en ayant égard au frottement de leurs parties, et a la roideur des cordages*, *Mem. Math. Phys.*, Paris, 1785.
- De Monconys B., *Journal des voyages de Monsieur Monconys*, 1699.
- Desaguliers J.T., *A course of experimental philosophy*, London, 1734.
- Dowson D., *History of tribology*, Professional Engineering Publishing, London, 1998.
- Eldredge K. R. y Tabor D., The mechanism of Rolling friction I. The plastic range, *Proc. R. Soc.*, 1954.
- Elliot R.P, Hansen M, Anderko K., Moffat W.G., Rabinowicz E. y Shunk F.A.
- Euler L., *Sur la diminution de la resisteance du frottement*, *Mém. Acad. Sci. Berl.*, nº4, 1750.
- Euler L., *Sur le frottement des corps solides*, *Mém. Acad. Sci. Berl.*, nº4, 1750.
- Finnie I., Levy A. V., McFadden D. H., *Fundamental mechanisms of erosive wear ductile metals by solid particles in erosion, prevention and useful applications* (W. F. Adler, ed.), Special Publication STP-664, ASTM, Philadelphia, 1979.
- Fischer T. E., *Tribochemistry*, *Ann. Rev. Mater. Sci.*, vol. 18, 1988.
- Fujisawa N, James N. L., Tarrant R. N., McKenzie D.R., Woodard J. C., Swain M.V., *A novel pin-on-disc apparatus*, *Wear*, vol. 254, 2003.
- Gates J. D., *Two-body and three-body abrasión: a critical discussion*, *Wear*, 1998.
- Godfrey D., Bailey J. M., *Early stages of Fretting of copper, iron, and Steel*, *Lubrication Engineering*, vol. 10, 1954.
- Goodman J., *Recent researches in friction*, *Proc. Inst. civ. Engrs.*, 1886.
- Greenwood J.A. y Williamson J.B.P., *Contact of nominally flat surfaces*, *Proc. R. Soc.*, London, 1966.
- Gunter R.t., *Early science in Oxford, vols. VI, VII, The life and work of Robert Hooke* Oxford, 1930.
- Halliday J. S., Hirst W., *The Fretting corrosión in mild Steel*, *Proc. Roy. Soc.*, A236, 1956.
- Halling J., *A contribution to the theory of mechanical wear*, *Wear*, vol. 34, 1975.

- Hammitt F. G., Cavitation and liquid impact erosion in wear control handbook (M. B. Peterson and W. O. Winwr, eds.), ASME, New York, 1980.
- Harryson W. J., The hydrodynamical theory of lubrication with special reference to air as a lubricant, *Trans. Camb. Phil. Soc.*, 1913.
- Harryson W. J., The hydrodynamical theory of the lubrication of cylindrical bearing under variable load, and of a pivot bearing, *Trans. Camb. Phil. Soc.*, 1919.
- Hatchett C., Experiments and observations on the various alloys, on the specific gravity, and on the comparative wear of gold, *Phil. Trans. R. Soc. Lond.*, vol. I, 1803.
- Hawk J. A., Wilson R. D., Tylczak J. H., Dogan Ö. N., Laboratory abrasive wear test: investigation of test methods and alloy correlation, *Wear*, vol. 225-229, 1999.
- Hersey M. D., The laws of lubrication of horizontal journal bearings, *Journal of the Washington Academy of Sciences*, vol. 4, 1914.
- Hire P., Sur les frottements des machines, *Histoire de l'Académie Royale*, 1706.
- Hirn G., Sur les principaux phénomènes qui présentent les frottements médiats, *Bull. Soc. ind. Mulhouse*, vol. 28, 1854.
- Holm, The friction forced over the real area of contact, *Wiss. Veröff. Siemens-werk*, 1938.
- Hornbogen E., The role of fracture toughness in the wear of metals, *Wear*, vol. 33, 1975.
- Iwai Y., Li S., Cavitation erosion in waters having different surface tensions, *Wear*, vol. 254, 2003.
- Jiang Y. Y. y Sehitoglu H., A model for Rolling contact failure, *Wear*, vol. 224, nº1, 1999.
- Jost H.P., Jost report, Department of Education and Science, 1966.
- Kalin M., Vizintin J., Use of equations for wear volume determination in Fretting experiments, *Wear*, vol. 237, 2000.
- Kamdar M. H., Embrittlement by Liquid and Solid Metals, Ed. The Metallurgical Society, 1984.
- Karakaya I., Thomson W. T., Alloy phase diagrams, *ASM Handbook vol.3*, ASM International, 1992.
- Khrushchov M. M., Principles of abrasive wear, *Wear*, vol. 28, 1974.
- Kingsbury A., Experiments with an air-lubricated journal, *J. Am. Soc. Nav. Engrs.*, vol. 9, 1897.
- L. Ferreira, A. García, A. Varela. Comparativa entre ensayos tribológicos, Editorial Académica Española, 2011.
- Lasheras J. M. y Carrasquilla J. F., *Ciencia de los materiales*, Ed. Donostiarra, 1992.
- Leibnitz G.W., Tentamen de natura et remedlie resistentiarum in machines, *Miscellanea Berolinesia. Class. Mathem*, Paris, 1710.
- Ludema K. C., Friction, wear, lubrication. A textbook in tribology, CRC Press, New York, 1996.
- MacCurdy E., The notebooks of Leonardo da Vinci, vol. 1, Jonathan Cape, 1956.
- Marinov V., Experimental study on the abrasive wear in metal cutting, *Wear*, vol. 197, nº1, 1996.
- McAlister A.J., Kahan D.J., Alloy phase diagrams, *ASM Handbook vol.3*, ASM International, 1992.
- McLean D., Grain boundaries in metals, Clarendon Press, Oxford, 1957.
- Menter J. W., Pashley D. W., The microstructure and mechanical properties of thin films, in structure and properties of thin films, ed. C. A. Neugebauer, J. B. Newkirk and O. A. Vermilyea, Wiley, New York.
- Merwin and Johnson, An analysis of plastic deformation in Rolling contact, *Proc. Instn. Mech. Engrs.*, 1963.
- Michell A. G. M., Improvements in thrust and like bearings, British Patent Nº 875, 1905.

- Michell A. G. M., The lubrication of plane Surface, *Z. Math. Phys.*, vol. 52, 1905.
- Moore D. F., The friction and lubrication of elastomers, Pergamon, Oxford, 1972.
- Muir H., Averbach B. L., Cohen M., The elastic limit and yield behavior of hardened Steel, *Trans. ASM*, vol. 47, 1955.
- Neale M. J., Gee M., Guide to wear problems and testing for industry, William Andrew Publishing, New York, 2001.
- Nitta I., Kato K., Kayaba T., Kemezawa, The effect of work hardening on the contact pressure and the deflection of asperity points in contact, *Wear*, vol. 146, nº2, 1991.
- OECD, Glossary of terms and definitions in the field of friction, wear and lubrication-tribology, 1969.
- Ohmae N., Okuyama T., Tsukiozoe T., Influence of electronic structure on the friction in vacuum of 3d transition metals in contact with copper, *Tribology International*, vol. 13, 1980.
- Okamoto H., Alloy phase diagrams, *ASM Handbook vol. 3*, ASM International, 1992.
- Parent A., Nouvelle statique avec frottements et sons frottements ou regles pour calculer les frottements des machines dans l'état de l'équilibre, *Mémoires de l'Académie Royale*, 1708.
- Pero-Sanz José Antonio, Aceros: metalurgia física, selección y diseño, CIE, 2004.
- Petrov N. P., Friction in machines and the effect of the lubricant, *Inzh. Zh.*, vols. 1-4, 1883.
- Plumier C., L'art de tourner en perfection, Lyon, 1701.
- Prandtl, Ein Gedankenmodell zur kinetischen Theorie der festen Körper, *Z. Angew. Math. Mech.*, 1928.
- Quinn T. F. J., A review of oxidational wear, Part I, *Tribology International*, vol. 16, 1983.
- Quinn T. F. J., A review of oxidational wear, Part II, *Tribology International*, vol. 16, 1983.
- Rabinowicz E., Friction and wear of materials. John Willey & Sons, Inc., U.S.A., 1995.
- Rabinowicz E., Wear coefficients in *Handbook of lubrication: Theory and practice of tribology*, vol. 2: Theory and Design (E. R. Booser, ed.), CRC Press, Boca Raton, Fla, 1984.
- Reti L., Leonardo on bearings and gears, *Scientific American*, vol. 224, 1971.
- Reti L., The Leonardo da Vinci códices in the Biblioteca Nacional of Madrid, *Technol. and Cult.*, vol. 8, 1967.
- Reynolds O., On the action of lubricants, Report of the Fifty-Fourth Meeting of the British Association for the Advancement of Science, Montreal, 1884
- Ritchie-Calder P.R., Leonardo and the age of the eye, Heinemann, 1970.
- Segner J.A., De fricto corporum solidorum in motu constitutorum, Halle, 1758.
- Sommerfeld A., Zur hydrodynamischen theorie der schmiermittelreibung, *Z. Math. Phys.*, vol. 50, 1904.
- Steel Products Manual, Tool Steels. American Iron and Steel Institute (AISI), 1981.
- Stefan J., On the relation between theories of capillarity and of evaporation, *Ann. D. Phys.*, vol. 29., 1886.
- Stevenson A. J. N., Hutchings I. M., Development of the dry sand/rubber wheel abrasión test, *Wear*, vol.195, 1996.
- Suh N. P., An overview of the delamination theory wear, *Wear*, vol. 44, 1977.
- Swartzendruber L.J., Alloy phase diagrams, *ASM Handbook vol.3*, ASM International, 1992.
- Tabor D., The mechanism of 'free' rolling friction, *Lubrication Engineering*, vol. 12, 1956.
- Thurston R. H., Friction and lubrication, *The Railroad Gazette*, 1879.
- Tomlinson, A molecular teory of friction, *Phil. Mag.*, 1929.
- Totik Y., Sadeler H., Altun H., Gavgali M., The effects of induction hardening on wear properties of AISI 4140 steel in dry sliding conditions, *Materials&Design*, vol. 24, 2003.

- Tower B., First report on friction experiments (friction of lubricated bearings), Proc. Instn. Mech. Engrs., nov., 1883.
- Tylczak J. H., Hawk J. A., Wilson R.D., A comparison of laboratory abrasión and field wear results, Wear, vol. 225-229, 1999.
- UNE-EN ISO 6506-1. Materiales metálicos. Ensayo de dureza Brinell. Parte 1: Método de ensayo.
- UNE-EN ISO 6506-2. Materiales metálicos. Ensayo de dureza Brinell. Parte 2: Verificación y calibración de las máquinas de ensayo.
- UNE-EN ISO 6506-3. Materiales metálicos. Ensayo de dureza Brinell. Parte 3: Calibración de patrones de referencia.
- UNE-EN ISO 6507-1. Materiales metálicos. Ensayo de dureza Vickers. Parte 1: Método de ensayo.
- UNE-EN ISO 6507-2. Materiales metálicos. Ensayo de dureza Vickers. Parte 2: Verificación de máquinas de ensayo.
- UNE-EN ISO 6507-3. Materiales metálicos. Ensayo de dureza Vickers. Parte 3: Calibración de los bloques de referencia.
- UNE-EN ISO 6508-1. Materiales metálicos. Ensayo de dureza Rockwell. Parte 1: Método de ensayo (escalas A, B, C, D, E, F, G, H, K, N, T).
- UNE-EN ISO 6508-2. Materiales metálicos. Ensayo de dureza Vickers. Parte 2: Verificación y calibración de las máquinas de ensayo (escalas A, B, C, D, E, F, G, H, K, N, T).
- UNE-EN ISO 6508-3. Materiales metálicos. Ensayo de dureza Vickers. Parte 3: Calibración de patrones de referencia (escalas A, B, C, D, E, F, G, H, K, N, T).
- Waterhouse R. B., Fretting wear, Wear, vol. 100, 1984.
- Whitehead J. R., Surface deformation and friction of metals at high loads, Proc. Roy. Soc., A 201, 1950.
- Wilcock D.F., Booser R.R., Bearing design and application, McGraw-Hill, New York, 1957.
- Wilson R. D. y Hawk J. A., Impeller-in-drum impact-abrasion wear test, Wear.
- Zonca V., Teatro nuovo di machine et edificio, Padova, 1607.
- Zum Gahr K. H., Abrasive wear of ductile materials, Z. F. Metallkd., vol. 73, 1982.

Relación de tablas incluidas en el documento

- Tabla 1. Coeficientes típicos de fricción para diferentes contactos
- Tabla 2. Aceros al carbono (AISI grupo "W")
- Tabla 3. Aceros extraduros (AISI, grupo O)
- Tabla 4. Aceros grafiticos
- Tabla 5. Aceros para matrices de acuñar y cortantes en frío (AISI, grupo A)
- Tabla 6. Aceros autotemplantes de 12%Cr para matrices de estampación en frío
- Tabla 7. Aceros resistentes al choque (AISI, grupo S)
- Tabla 8. Aceros rápidos al molibdeno (AISI, grupo M)
- Tabla 9. Aceros rápidos al Wolframio (AISI, grupo T)
- Tabla 10. Aceros de herramientas para trabajos en caliente (AISI, grupo H)
- Tabla 11. Masa de la pesada de ensayo en función del porcentaje de silicio supuesto en la muestra
- Tabla 12. Cantidad de ácido perclórico necesario en función de la masa de la pesada de ensayo
- Tabla 13. Métodos de determinación de la dureza recomendados para distintos tipos de aceros
- Tabla 14. Composición química del acero Dievar
- Tabla 15. Composición química del acero Orvar
- Tabla 16. Valor de dureza del acero Dievar en función del tratamiento térmico efectuado
- Tabla 17. Valor de dureza del acero Orvar en función del tratamiento térmico efectuado
- Tabla 18. Valores medios de la pérdida de masa producida en el ensayo de pin on disk para el acero Dievar
- Tabla 19. Valores medios de la pérdida de masa producida en el ensayo de pin on disk para el acero Orvar
- Tabla 20. Valores medios de la pérdida de masa producida en el ensayo de rueda de caucho con arena seca para el acero Dievar
- Tabla 21. Valores medios de la pérdida de masa producida en el ensayo de rueda de caucho con arena seca para el acero Orvar
- Tabla 22. Pérdida de masa del acero Dievar en estado de suministro durante el ensayo de rueda de caucho con arena húmeda
- Tabla 23. Pérdida de masa del acero Dievar después de temple y posterior enfriamiento en aceite durante el ensayo de rueda de caucho con arena húmeda.
- Tabla 24. Pérdida de masa del acero Dievar después de revenido a 150°C durante el ensayo de rueda de caucho con arena húmeda.
- Tabla 25. Pérdida de masa del acero Dievar después de revenido a 250°C durante el ensayo de rueda de caucho con arena húmeda.
- Tabla 26. Pérdida de masa del acero Dievar después de revenido a 350°C durante el ensayo de rueda de caucho con arena húmeda.
- Tabla 27. Pérdida de masa del acero Dievar después de revenido a 450°C durante el ensayo de rueda de caucho con arena húmeda.

- Tabla 28. Pérdida de masa del acero Dievar después de revenido a 550°C durante el ensayo de rueda de caucho con arena húmeda.
- Tabla 29. Pérdida de masa del acero Dievar después de revenido a 650°C durante el ensayo de rueda de caucho con arena húmeda.
- Tabla 30. Pérdida de masa del acero Orvar en estado de suministro durante el ensayo de rueda de caucho con arena húmeda
- Tabla 31. Pérdida de masa del acero Orvar después de temple y posterior enfriamiento en aceite durante el ensayo de rueda de caucho con arena húmeda.
- Tabla 32. Pérdida de masa del acero Orvar después de revenido a 150°C durante el ensayo de rueda de caucho con arena húmeda.
- Tabla 33. Pérdida de masa del acero Orvar después de revenido a 250°C durante el ensayo de rueda de caucho con arena húmeda.
- Tabla 34. Pérdida de masa del acero Orvar después de revenido a 350°C durante el ensayo de rueda de caucho con arena húmeda.
- Tabla 35. Pérdida de masa del acero Orvar después de revenido a 450°C durante el ensayo de rueda de caucho con arena húmeda.
- Tabla 36. Pérdida de masa del acero Orvar después de revenido a 550°C durante el ensayo de rueda de caucho con arena húmeda.
- Tabla 37. Pérdida de masa del acero Orvar después de revenido a 650°C durante el ensayo de rueda de caucho con arena húmeda.
- Tabla 38. Valores medios de los datos experimentales según la norma ASTM G105 para el acero Dievar con diferentes tratamientos térmicos.
- Tabla 39. Valores medios de los datos experimentales según la norma ASTM G105 para el acero Orvar con diferentes tratamientos térmicos.

Relación de figuras incluidas en el documento

- [Figura 1](#). Esquemas de las disposiciones experimentales de Leonardo Da Vinci en sus estudios sobre la fricción (Codex Atlanticus y Codex Arundel).
- [Figura 2](#). Esquemas de cojinetes de Leonardo Da Vinci (Codex Madrid I).
- [Figura 3](#). Esquemas de cojinetes de Leonardo Da Vinci (Codex Madrid I).
- [Figura 4](#). Representaciones esquemáticas de Amontons para: a) Viga sobre plano; b) Dispositivo para la medida de coeficientes de fricción; c) Fricción entre múltiples superficies; d) Representación de rugosidades.
- [Figura 5](#). Dispositivo empleado por Desaguliers en la demostración de su teoría de cohesión.
- [Figura 6](#). Representación de Euler para: a) superficie rugosa; b) análisis de la fricción cinética de un bloque sobre un plano inclinado.
- [Figura 7](#). Cojinete del primer barco de vapor, 1872.
- [Figura 8](#). Cojinete de inicios del siglo XIX.
- [Figura 9](#). Uno de los primeros cojinetes de bolas. (Finales del siglo XVIII).
- [Figura 10](#). Equipo de Coulomb para el estudio de la fricción de deslizamiento.
- [Figura 11](#). Equipo de Coulomb para el estudio de la fricción de la rozadura.
- [Figura 12](#). Máquina de ensayos de desgaste de Hatchett. A la izquierda el dispositivo para ensayar 28 monedas simultáneamente; en la parte inferior derecha el detalle de un par de monedas deslizándose una contra otra; a la derecha arriba el dispositivo de ensayo por abrasión.
- [Figura 13](#). Máquina de ensayos de lubricantes de Thurston.
- [Figura 14](#). Equipo empleado por Goodman en la medición del espesor de película lubricante.
- [Figura 15](#). Modelo de demostración de un cojinete lubricado por aire producido por la compañía de Kingsbury (1926).
- [Figura 16](#). Coeficiente de fricción en función de la carga aplicada en una unión acero-aluminio sin lubricar.
- [Figura 17](#). Coeficiente de fricción en función del área aparente de contacto para una unión madera-acero sin lubricar.
- [Figura 18](#). Coeficiente de fricción del teflón en función de la carga aplicada.
- [Figura 19](#). Coeficiente de fricción en función de la velocidad de deslizamiento para las uniones acero-indio y acero-plomo sin lubricar.
- [Figura 20](#). Formación de uniones adhesivas.
- [Figura 21](#). Desgaste abrasivo entre dos cuerpos (izq.) y desgaste abrasivo entre tres cuerpos (dcha.).
- [Figura 22](#). Proceso de desgaste por fatiga.
- [Figura 23](#). Velocidad de desgaste erosivo en función del ángulo de impacto para materiales dúctiles y frágiles (dcha.) y para elastómeros y fundiciones (izda.).
- [Figura 24](#). Proceso de Fretting entre dos superficies.
- [Figura 25](#). Esquema de cojinete dividido en tres partes en contacto con un aro giratorio.

- [Figura 26](#). Esquema del dispositivo de ensayo de camisa y eje rotatorio.
- [Figura 27](#). Esquema del dispositivo de ensayo de segmentos de aro de pistón y cilindro.
- [Figura 28](#). Esquema del dispositivo de ensayo “pin on disk”.
- [Figura 29](#). Esquema del dispositivo de ensayo “pin on plate”.
- [Figura 30](#). Esquema del dispositivo de ensayo “block on rotating disc”.
- [Figura 31](#). Esquema del dispositivo de ensayo “pin in drum”.
- [Figura 32](#). Esquema del dispositivo de ensayo “pin on disk”.
- [Figura 33](#). Esquema del dispositivo “pin on disk” con trayectoria en espiral.
- [Figura 34](#). Esquema de dispositivos de ensayo con alimentación de abrasivo continua.
- [Figura 35](#). Esquema del dispositivo de ensayo según la norma ASTM G105.
- [Figura 36](#). Esquema del dispositivo “block on plate”.
- [Figura 37](#). Esquema del dispositivo triple “pin on disk” en cámara de fango.
- [Figura 38](#). Superficie esférica rotando sobre la superficie de ensayo.
- [Figura 39](#). Esquema del dispositivo de ensayo de erosión mediante un líquido.
- [Figura 40](#). Esquema del dispositivo de ensayo de erosión mediante un gas.
- [Figura 41](#). Esquema del dispositivo de ensayo de placa y eje vibratorio sumergido en un fluido.
- [Figura 42](#). Esquema del dispositivo de ensayo del cojinete de bolas bajo carga.
- [Figura 43](#). Esquema del dispositivo de ensayo de cojinetes planos.
- [Figura 44](#). Esquema del dispositivo de ensayo de dos rodillos girando en contacto.
- [Figura 45](#). Esquema del dispositivo de ensayo de cuatro bolas en contacto de rodadura.
- [Figura 46](#). Esquema del dispositivo de ensayo “pin on plate”.
- [Figura 47](#). Esquema del dispositivo de ensayo “block on plate”.
- [Figura 48](#). Diagrama de esfuerzo-deformación.
- [Figura 49](#). Diagrama de esfuerzo-deformación para un material frágil (a), y un material dúctil (b).
- [Figura 50](#). Fenómeno de histéresis durante la carga y la descarga.
- [Figura 51](#). Deformación residual después de la descarga.
- [Figura 52](#). Propiedades plásticas obtenidas del diagrama de esfuerzo-deformación.
- [Figura 53](#). Energía superficial en función de la dureza de varios materiales.
- [Figura 54](#). Diagrama de fases binario: Solubilidad total en estado líquido y sólido.
- [Figura 55](#). Diagrama de fases binario: Solubilidad total en estado líquido y parcial en estado sólido.
- [Figura 56](#). Diagrama de fases binario: Solubilidad total en estado líquido e insolubles en estado sólido.
- [Figura 57](#). Diagrama de fases binario: Insolubilidad total en estado líquido y sólido.
- [Figura 58](#). Compatibilidad de varios materiales.
- [Figura 59](#). Diagrama metaestable Fe-C.
- [Figura 60](#). Curva TTT del acero A2 para temperatura de austenización 1025°C (Echevarría S.A.).
- [Figura 61](#). Componentes de una prensa de extrusión.
- [Figura 62](#). Analizador LECO CS-300 de azufre y carbono.
- [Figura 63](#). Espectrofotómetro de absorción atómica.
- [Figura 64](#). Horno marca Raypa modelo HM-9 empleado en los tratamientos térmicos.
- [Figura 65](#). Ciclo térmico del temple escalonado.
- [Figura 66](#). Durómetro.
- [Figura 67](#). Principio de ensayo Brinell.

- [Figura 68](#). Principio de ensayo Vickers.
- [Figura 69](#). Esquema del procedimiento de medida del método Rockwell.
- [Figura 70](#). Sistema de cálculo de la dureza Rockwell B y Rockwell C.
- [Figura 71](#). Cortadora metalográfica.
- [Figura 72](#). Empastilladora, enfriador, accesorios de moldeo y probeta empastillada.
- [Figura 73](#). Pulidora.
- [Figura 74](#). Microscopio óptico y sistema de captación de imágenes digitales.
- [Figura 75](#). Rectificadora.
- [Figura 76](#). Balanza de precisión.
- [Figura 77](#). Máquina de ensayo de “Pin on Disk”.
- [Figura 78](#). Máquina de ensayo de arena seca o húmeda y rueda de caucho.
- [Figura 79](#). Probeta sometida a un ensayo de rueda de caucho y arena húmeda.
- [Figura 80](#). Dureza del acero Dievar en función del tratamiento térmico efectuado.
- [Figura 81](#). Dureza del acero Orvar en función del tratamiento térmico efectuado.
- [Figura 82](#). Acero Dievar en estado de suministro (x200).
- [Figura 83](#). Acero Dievar después de temple con enfriamiento en aceite (x200).
- [Figura 84](#). Acero Dievar revenido a 150°C durante 2 horas (x200).
- [Figura 85](#). Acero Dievar revenido a 250°C durante 2 horas (x200).
- [Figura 86](#). Acero Dievar revenido a 350°C durante 2 horas (x200).
- [Figura 87](#). Acero Dievar revenido a 450°C durante 2 horas (x200).
- [Figura 88](#). Acero Dievar revenido a 550°C durante 2 horas (x200).
- [Figura 89](#). Acero Dievar revenido a 650°C durante 2 horas (x200).
- [Figura 90](#). Acero Orvar en estado de suministro (x200).
- [Figura 91](#). Acero Orvar después de temple con enfriamiento en aceite (x200).
- [Figura 92](#). Acero Orvar revenido a 150°C durante 2 horas (x200).
- [Figura 93](#). Acero Orvar revenido a 250°C durante 2 horas (x200).
- [Figura 94](#). Acero Orvar revenido a 350°C durante 2 horas (x200).
- [Figura 95](#). Acero Orvar revenido a 450°C durante 2 horas (x200).
- [Figura 96](#). Acero Orvar revenido a 550°C durante 2 horas (x200).
- [Figura 97](#). Acero Orvar revenido a 650°C durante 2 horas (x200).
- [Figura 98](#). Pérdida de masa producida durante el ensayo de Pin on Disk para el acero Dievar.
- [Figura 99](#). Pérdida de masa producida durante el ensayo de Pin on Disk para el acero Orvar.
- [Figura 100](#). Pérdida de masa producida durante el ensayo de rueda de caucho con arena seca para el acero Dievar.
- [Figura 101](#). Pérdida de masa producida durante el ensayo de rueda de caucho con arena seca para el acero Orvar.
- [Figura 102](#). Datos experimentales y regresión lineal para el acero Dievar en estado de suministro.
- [Figura 103](#). Datos experimentales y regresión lineal para el acero Dievar después de temple y posterior enfriamiento en aceite.
- [Figura 104](#). Datos experimentales y regresión lineal para el acero Dievar después de revenido a 150°C.
- [Figura 105](#). Datos experimentales y regresión lineal para el acero Dievar después de revenido a 250°C.

- [Figura 106](#). Datos experimentales y regresión lineal para el acero Dievar después de revenido a 350°C.
- [Figura 107](#). Datos experimentales y regresión lineal para el acero Dievar después de revenido a 450°C.
- [Figura 108](#). Datos experimentales y regresión lineal para el acero Dievar después de revenido a 550°C.
- [Figura 109](#). Datos experimentales y regresión lineal para el acero Dievar después de revenido a 650°C.
- [Figura 110](#). Datos experimentales y regresión lineal para el acero Orvar en estado de suministro.
- [Figura 111](#). Datos experimentales y regresión lineal para el acero Orvar después de temple y posterior enfriamiento en aceite.
- [Figura 112](#). Datos experimentales y regresión lineal para el acero Orvar después de revenido a 150°C.
- [Figura 113](#). Datos experimentales y regresión lineal para el acero Orvar después de revenido a 250°C.
- [Figura 114](#). Datos experimentales y regresión lineal para el acero Orvar después de revenido a 350°C.
- [Figura 115](#). Datos experimentales y regresión lineal para el acero Orvar después de revenido a 450°C.
- [Figura 116](#). Datos experimentales y regresión lineal para el acero Orvar después de revenido a 550°C.
- [Figura 117](#). Datos experimentales y regresión lineal para el acero Orvar después de revenido a 650°C.
- [Figura 118](#). Pérdida de masa normalizada producida durante el ensayo de rueda de caucho con arena húmeda para el acero Dievar.
- [Figura 119](#). Pérdida de masa normalizada producida durante el ensayo de rueda de caucho con arena húmeda para el acero Orvar.
- [Figura 120](#). Gráfica comparativa de la evolución de la dureza en cada tratamiento térmico para los aceros Dievar y Orvar.
- [Figura 121](#). Comparativa pérdida de masa en el ensayo Pin on Disk y dureza de las muestras para los diferentes tipos de ensayo.
- [Figura 122](#). Comparativa pérdida de masa en el ensayo de rueda de caucho y arena seca, y dureza de las muestras para los diferentes tipos de ensayo.
- [Figura 123](#). Comparativa pérdida de masa en el ensayo de rueda de caucho y arena húmeda, y dureza de las muestras para los diferentes tipos de ensayo.