



UNIVERSIDADE DA CORUÑA



Escola Politécnica Superior

Trabajo Fin de Grado
CURSO 2017/18

*Influencia del tratamiento térmico de revenido en la
resistencia al desgaste del acero inoxidable martensítico
AISI 431*

Grado en Ingeniería Mecánica

ALUMNA

Noelia Bastón Pérez

TUTORAS/ES

José Luís Mier Buenhombre

Ana Isabel García Díez

FECHA

JULIO 2018

ÍNDICE GENERAL

- DOCUMENTO: MEMORIA
- DOCUMENTO: ANEXO I: Normativa ensayo HRC
- DOCUMENTO: ANEXO II: Normativa ensayo desgaste

RESUMEN

Influencia del tratamiento térmico de revenido en la resistencia al desgaste del acero inoxidable martensítico AISI 431

En el presente trabajo se trata de evaluar la modificación de las propiedades del acero inoxidable martensítico AISI 431 en función de la temperatura de tratamiento térmico de revenido al que se someta. Para ello se han elegido 5 temperaturas diferentes de revenido donde junto con la pieza en estado de suministro y solo templada. Se han realizado ensayos tanto de dureza como de desgaste sobre ellas. También se ha realizado un análisis metalográfico de cada una de las muestras.

Resumo

Influencia do tratamento térmico do revenido na resistencia ao desgaste do aceiro inoxidable martensítico AISI 431

No presente traballo trátase de avaliar a modificación das propiedades do aceiro inoxidable martensítico AISI 431 en función da temperatura de tratamento térmico de revenido ao que é sometido. Para iso elixíronse 5 temperaturas diferentes de revenido donde xunto coa peza en estado de subministración e so a templada, realizáronse ensaios tanto de dureza como de desgaste sobre elas. Tamén realizouse un análise metalográfico de cada unha das mostrás.

Abstract

Influence of tempering heat treatment on the wear resistance of martensitic stainless steel AISI 431

Within the following Bachelor thesis, the aim is to evaluate the modification of the properties of the martensitic stainless steel AISI 431 as a function of the thermal treatment temperature to which it is submitted. For this purpose, 5 different tempering temperatures have been chosen where, together with the as supplied metal and the only quenched metal. Hardness and wear tests have been carried out on them. A metallographic analysis of each of the samples has also been carried out.



UNIVERSIDADE DA CORUÑA



Escola Politécnica Superior

**TRABAJO FIN DE GRADO
CURSO 2017/18**

*Influencia del tratamiento térmico de revenido en la
resistencia al desgaste del acero inoxidable martensítico
AISI 431*

Grado en Ingeniería Mecánica

Documento

MEMORIA

ÍNDICE

RESUMEN	3
ÍNDICE DE FIGURAS	7
ÍNDICE DE TABLAS	7
CAPÍTULO 1: INTRODUCCIÓN.....	11
1.1 Objetivo y estructuración del trabajo	11
1.2 Aceros inoxidables	11
1.2.1 Historia de los aceros inoxidables.....	11
1.2.2 Definición, ventajas de los aceros inoxidables y principales elementos aleantes.....	12
1.2.3. Principales fases de los aceros inoxidables	14
1.2.3.1 Ferrita, austenita, martensita, cementita, perlita y soluciones sólidas.	15
1.2.4 Tipos de aceros inoxidables.....	20
1.2.4.1. Aceros inoxidables austeníticos	21
1.2.4.2. Aceros inoxidables ferríticos	22
1.2.4.3 Aceros inoxidables martensíticos.....	22
1.2.4.4 Aceros inoxidables endurecibles por precipitación	23
1.2.4.5 Aceros inoxidables dúplex	23
1.3 Tratamientos térmicos.....	24
1.3.2 Temple	24
1.3.1 Revenido	25
1.4 Fricción	28
1.4.1. Fricción de deslizamiento	30
1.4.2. Fricción de rodadura	31
1.5. Desgaste.....	32
1.5.1 Desgaste adhesivo	32
1.5.2 Desgaste abrasivo	33
1.5.3 Desgaste por fatiga.....	34
1.5.5 Desgaste erosivo	35
1.5.6 Desgaste erosivo por cavitación	36
1.5.7. Fretting	36
1.5.8 Desgaste corrosivo	37

CAPÍTULO 2: PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL	48
2.1 Composición química del acero inoxidable martensítico AISI 431	48
2.2 Descripción de los tratamientos térmicos	48
2.3 Análisis metalográfico	51
2.4 Ensayo de dureza	55
2.5 Ensayo de desgaste	57
CAPÍTULO 3: RESULTADOS Y DISCUSIÓN	60
3.1 Estructura metalográfica	60
3.2. Resultados del ensayo de dureza HRC	64
3.3 Resultados del ensayo de desgaste	67
CONCLUSIONES	69
BIBLIOGRAFÍA	70

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1. Influencia del contenido en Cr en la velocidad de corrosión de una aleación Fe-Cr en contacto con la atmósfera. Fuente: [1]	13
Figura 2 Película protectora de óxido de cromo en aceros inoxidable. Fuente: https://www.famiq.com.ar/informacion-tecnica/que-es-acero-inoxidable	13
Figura 3. Fases en el diagrama Fe-Cr. Fuente: http://cosmolinux.no-ip.org/uned/unedcurset23.html	16
Figura 4 Microestructura del acero al carbono, cristales blancos de Ferrita. Fuente: http://cosmolinux.no-ip.org/uned/unedcurset23.html	16
Figura 5 Microestructura de la Austenita. Fuente: http://cosmolinux.no-ip.org/uned/unedcurset23.html	17
Figura 6 Microestructura del acero 1%C, red blanca de Cementita. Fuente: http://cosmolinux.no-ip.org/uned/unedcurset23.html	17
Figura 7 Microestructura de la Perlita, Ferrita en Blanco. Fuente: http://cosmolinux.no-ip.org/uned/unedcurset23.html	17
Figura 8 Microestructura de la martensita. Fuente: http://cosmolinux.no-ip.org/uned/unedcurset23.html	18
Figura 9 Diagrama de fases Fe-Cr. Fuente: http://cosmolinux.no-ip.org/uned/unedcurset23.html	19
Figura 10 Influencia del carbono ampliando el bucle gamma. Fuente: http://cosmolinux.no-ip.org/uned/unedcurset23.html	20
Figura 11 Relación entre el contenido de Cr y Ni en los diferentes grupos de aceros inoxidable. Fuente: [1]	21
Figura 12 Dureza y tenacidad de la barra muescada de un acero 4 140 después de revenir durante una hora a diferentes temperaturas. Fuente: [2]	25
Figura 13 Razón axial c/a de la martensita como función de la temperatura de revenido. Cuando c/a=1, la martensita se ha descompuesto en ferrita y una fase de carburo. Fuente: [2]	26
Figura 14:(izquierda) Acero templado en agua y revenido durante 1 h. Martensita revenida (oscura) y martensita sin revenir (clara). Atacada químicamente con Nital al 2%. 500x. (derecha) Igual imagen anterior, pero a 9000x. Fuente: [2]	27
Figura 15 Acero 1 045 templado en agua y revenido a 600°C durante una hora. Partículas de carburo precipitadas en una matriz de ferrita atacado químicamente en nital al 2%, 500x. Fuente: [2]	27
Figura 16 <i>Efecto del intervalo de tiempo a cuatro temperaturas de revenido sobre el ablandamiento de un acero templado al 0,82% de carbono.</i> Fuente: [2]	28
Figura 17 Variación de la tenacidad de barra muescada con la temperatura de ensayo para tres estructuras revenidas a la misma resistencia tensil de 125.000 lb/pulg ² . Fuente: [2]	28
Figura 18. Esquema de fuerzas en un plano inclinado un ángulo θ . Fuente [2]	29
Figura 19 Curva de velocidad de fricción de materiales duros. Fuente: [3]	30
Figura 20 Desgaste abrasivo entre dos cuerpos (izda.) y desgaste abrasivo entre tres cuerpos (dcha.)	33

Figura 21 Proceso de desgaste por fatiga.....	34
Figura 22 Velocidad de desgaste erosivo en función del ángulo de impacto para materiales dúctiles y frágiles (dcha.) y para elastómeros y fundiciones (izda.)	36
Figura 23 Proceso de fretting entre dos superficies	37
Figura 24 Configuración de varios ensayos de desgaste abrasivo en contacto con partículas abrasivas. Fuente: [4].....	39
Figura 25 Esquema del dispositivo de ensayo según norma ASTM G105	40
Figura 26 Configuraciones de varios ensayos de desgaste abrasivo por partículas atrapadas entre 2 superficies. Fuente: [4].....	41
Figura 27 Configuraciones de varios ensayos de desgaste adhesivo entre dos superficies. Fuente: [4]	42
Figura 28 Configuración del ensayo de desgaste por fretting entre dos superficies. Fuente: [4].....	43
Figura 29 La configuración del ensayo del desgaste por erosión. Fuente: [4]	44
Figura 30 Configuración del ensayo de desgaste erosivo por erosión. Fuente: [4].....	44
Figura 31: Configuraciones para el ensayo de desgaste por fatiga. Fuente: [4]	45
Figura 32 Variación de la dureza en función de la temperatura de austenización en el acero martensítico inoxidable AISI 431 templado. Fuente: [5]	49
Figura 33 Horno donde se han realizado los tratamientos térmicos Fuente: elaboración propia.....	50
Figura 34 Aceite sin agitación usado en el temple Fuente: elaboración propia.....	50
Figura 35 cortadora metalográfica de la marca TECNICUT de TECNIMETAL Fuente: elaboración propia.....	51
Figura 36 muestras embutidas. Fuente: elaboración propia.....	52
Figura 37 una pulidora-lijadora TECNIPOL de TECNIMETAL Fuente: elaboración propia	53
Figura 38 muestras desbastadas y pulidas. Fuente: elaboración propia	53
Figura 39 microscopio óptico OLYMPUS modelo BH2 Fuente: elaboración propia	54
Figura 40 Designación de la dureza HRC. Fuente: Norma UNE-EN ISO 6508-1	56
Figura 41 Máquina de ensayos de dureza Rockwell Fuente: elaboración propia	57
Figura 42 Máquina de ensayo de desgaste Pin on disk. Fuente: elaboración propia	58
Figura 43 balanza analítica SCALTEC modelo SBC 22 Fuente: elaboración propia	59
Figura 44 Microestructura de la muestra 1, 200x (izq.) y 500x (dcha.) Fuente: elaboración propia.....	60
Figura 45 Diagrama ternario Fe-Cr-C a 1100°C Fuente: Thermo-Calc coupled with TCFE2000 thermodynamic database.....	61
Figura 46 Microestructura de la muestra 2, 200x (izq.) y 500x (dcha.) Fuente: elaboración propia.....	62
Figura 47 Microestructura de la muestra 3, 200x (izq.) y 500x (dcha.) Fuente: elaboración propia.....	62
Figura 48 Microestructura de la muestra 4, 200x (izq.) y 500x (dcha.) Fuente: elaboración propia.....	62

Figura 49 Microestructura de la muestra 5, 200x (izq.) y 500x (dcha.) Fuente: elaboración propia.....	63
Figura 50 Microestructura de la muestra 6, 200x (izq.) y 500x (dcha.) Fuente: elaboración propia.....	63
Figura 51 Microestructura de la muestra 7, 200x (izq.) y 500x (dcha.) Fuente: elaboración propia.....	63
Figura 52 Gráfica de dureza HRC. Fuente: elaboración propia	65
Figura 53 Desviación típica de dureza HRC. Fuente: elaboración propia.....	66
Figura 54 Coeficiente de Pearson de la dureza HRC. Fuente: elaboración propia	66
Figura 55 Gráfica de los resultados del ensayo de desgaste. Fuente: elaboración propia	68

ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 1 Efecto de los elementos de aleación. Fuente: Elaboración propia.....	14
Tabla 2 Fases más comunes que se forman en los aceros inoxidables. Fuente: [1]	15
Tabla 3 Normas ASTM correspondientes a los diferentes ensayos de desgaste. Fuente: Elaboración propia	38
Tabla 4 Composición química del acero inoxidable martensítico AISI 431.Fuente: [6] ...	48
Tabla 5 Escalas Rockwell. Fuente: Norma UNE-EN ISO 6508-1	55
Tabla 6 Símbolos y abreviaturas. Fuente: Norma UNE-EN ISO 6508-1	56
Tabla 7 Resultados de dureza HRC. Fuente: elaboración propia.....	65
Tabla 8 Resultados del ensayo de desgaste, ensayo 1. Fuente: elaboración propia.....	67

CAPÍTULO 1: INTRODUCCIÓN

1.1 Objetivo y estructuración del trabajo

El objetivo de este trabajo fin de grado es tratar de evaluar la modificación de las propiedades tribológicas del acero inoxidable martensítico 431 en función de la temperatura de revenido al que se someta. Se han realizado ensayos sobre los diferentes tratamientos térmicos aplicados al acero que inicialmente tenemos en estado de suministro.

El material utilizado ha sido sometido a ensayos de dureza y de desgaste comparando los datos obtenidos para los diferentes tratamientos térmicos. Hemos establecido las temperaturas a las que realizar el revenido en función a un estudio previo realizado por otros autores.

El análisis de las propiedades mecánicas y tribológicas, nos ayudarán a escoger las condiciones de revenido que nos proporcionan unas mejores propiedades.

El proyecto se ha estructurado en 5 capítulos:

El primer capítulo es una introducción donde definimos lo que son los aceros inoxidables, su clasificación y sus principales propiedades. También se hace un estudio del desgaste, una breve descripción del comportamiento frente al desgaste de los aceros inoxidables, ya que es la propiedad a estudiar en el presente trabajo y se exponen los fundamentos de fricción y desgaste donde aparecen reflejados los diferentes procedimientos de ensayo y de desgaste. A continuación, se hace una breve introducción de los tratamientos térmicos aplicados a aceros inoxidables y finalmente se hace un estudio en profundidad del acero inoxidable AISI 431, que va a ser el acero inoxidable que sometemos a ensayos.

El segundo capítulo es el procedimiento experimental donde definimos las características químicas del acero inoxidable AISI 431 y también donde se define la metodología experimental y las condiciones en las que hemos realizado nuestros ensayos tanto de dureza (siguiendo la norma *UNE-EN ISO 6508-1 anexo 1*) como de desgaste (siguiendo la norma *ASTM G99. Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus, anexo 2*).

En el tercer capítulo se exponen los resultados obtenidos de los ensayos de desgaste de las muestras y una discusión de los mismos.

En el capítulo cuarto, se extraen de los resultados obtenidos en el capítulo anterior, las conclusiones del trabajo realizado. Finalmente, en el último capítulo se hace referencia a la bibliografía utilizada. También se incluyen dos anexos donde aparecen las normas empleadas en la realización de los ensayos.

1.2 Aceros inoxidables

1.2.1 Historia de los aceros inoxidables

En los últimos 150 años es cuando los metalurgistas han aprendido a fabricar acero, a controlar sus propiedades y a producirlo en masa con un nivel de calidad reproducible. Es en el siglo XIX cuando se realizaron numerosas investigaciones y se descubrió la excelente resistencia a la corrosión de los aceros aleados al cromo. Pero no fue sino al inicio del siglo XX cuando el primer acero inoxidable fue patentado y fabricado. Estos eventos marcaron el inicio de la industria moderna del acero inoxidable. Una industria que, durante los últimos 100 años, ha realizado una significativa contribución al desarrollo de nuestro planeta.

Hay diversas versiones del origen de los aceros inoxidables, en muchas de ellas afirmaron que había sido descubierto por casualidad. En el siglo XIX, había al menos 25 científicos, trabajando en Inglaterra, Francia, Alemania y los Estados Unidos que estaban llevando a cabo

experimentos y donde se empezaron a escribir artículos sobre aleaciones de hierro y cantidades variables de cromo, níquel y carbono.

A principios de los años veinte, en la industria se inició la aplicación de temperaturas de proceso, presiones, reactivos y otras condiciones que estaban más allá de las características de los materiales existentes en esos días. En 1905-1906 Quillet (Francia) fue la primera persona en producir y explorar, metalúrgica y mecánicamente, los aceros inoxidable en las composiciones que entran en las tres clases principales: austeníticos, ferríticos y martensíticos y en 1908-1910 la investigación de Monnartz (Alemania) dio a conocer la inoxidable de estos aceros como función de la pasividad.

Durante los años cincuenta hubo problemas de abastecimiento de materias primas para la fabricación de aceros inoxidable, en particular níquel, debido a los procesos de descolonización y conflictos bélicos en países suministradores de África y Asia, así como a la Guerra Fría entre Estados Unidos y la Unión Soviética. Esto llevó al desarrollo de nuevos tipos de acero inoxidable austeníticos (serie 200) en los cuales el manganeso y el nitrógeno sustituían parcialmente al níquel. En la década de los setenta apareció una nueva técnica de refinado denominada proceso de descarburación por oxígeno-argón (AOD) que permitía disminuir rápida y eficazmente el contenido de carbono sin una pérdida sustancial de cromo. Esto permitió la utilización de ferrocromo con altos porcentajes de carbono en los hornos de aleación en vez de ferrocromo con bajos porcentajes de carbono mucho más caro.

Los aceros inoxidable han ocupado, sin duda, un lugar preponderante entre los materiales de interés tecnológico desarrollados en el siglo XX, habiendo influido significativamente sobre la vida cotidiana de la presente civilización. En los últimos 20 años ha habido un incremento considerable en el uso de los aceros inoxidable. La atractiva combinación de una excelente resistencia a la corrosión con elevada resistencia mecánica tanto a bajas como a altas temperaturas, su buena capacidad para ser forjados, moldeados, soldados, etc., y su buena apariencia estética hacen que los aceros inoxidable sean utilizados en una gran cantidad de aplicaciones: industria química, petroquímica, energía como en plantas de desulfuración de gases de combustión, en la industria alimentaria, en transporte, en la construcción, en ingeniería civil, en plantas desalinizadoras...

El desarrollo de los aceros inoxidable ha estado ligado tanto a la “vida cotidiana” del hombre como al desarrollo de estructuras y equipos que han mejorado, de forma sustancial, la investigación y desarrollo de muchos campos científicos e industriales. El material, que fue conocido originalmente como “acero inoxidable”, no fue un éxito inmediato, ya que se decía que se había inventado un “cuchillo que no corta”. Algunos ejemplos que muestran este desarrollo a lo largo de la historia del acero inoxidable nos van a dar una idea de las posibilidades actuales y futuras de este “viejo” material.

Este tipo de acero se utiliza en la industria para el transporte (almacenamiento y transporte de leche, en partes de aviones y trenes), energía (turbinas de gas de los motores de combustión, plataformas off-shore), construcción civil (Progreso Pies, catedral gótica de York, la pirámide del Louvre etc.) en el armamento y en cualquier elemento de nuestra vida cotidiana.

El acero inoxidable es muy empleado debido a que requiere mucha menos energía para su producción que otros metales, haciendo de él un material de nuestro tiempo, de bajo impacto ambiental. [1]

1.2.2 Definición, ventajas de los aceros inoxidable y principales elementos aleantes.

Definimos un acero inoxidable como una aleación férrea cuyo contenido de cromo es como mínimo un 11% y con bajo contenido en carbono. Su principal característica es su alta

resistencia a la corrosión que se debe a la formación de una fina capa, invisible y adherente de óxido de cromo sobre su superficie. Esta película protege eficazmente al acero contra muchos medios corrosivos, es la que le aporta esta resistencia a la corrosión.

El contenido mínimo de Cr presente en los aceros inoxidable para que se forme la película se observa que es de 12% en masa, como se observa en la *figura 1*.

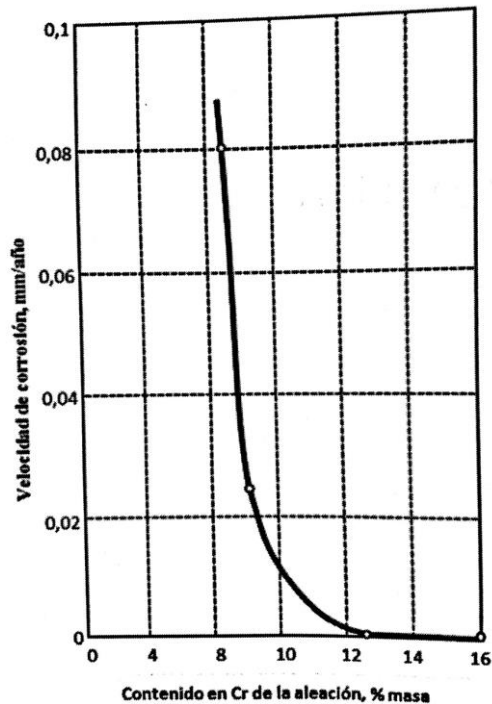


Figura 1. Influencia del contenido en Cr en la velocidad de corrosión de una aleación Fe-Cr en contacto con la atmósfera. Fuente: [1]

La velocidad de corrosión en la atmósfera de las aleaciones Fe/Cr alcanza un valor de prácticamente cero cuando el contenido en Cr llega a ese 12% en masa.

Esta película es rápidamente restaurada en presencia de oxígeno y así daños por abrasión, corte o mecanizados son reparados rápidamente como se muestra en la *figura 2*.

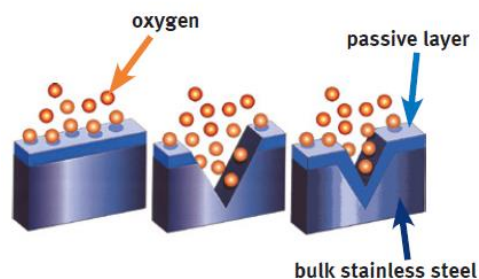


Figura 2 Película protectora de óxido de cromo en aceros inoxidable. Fuente: <https://www.famiq.com.ar/informacion-tecnica/que-es-acero-inoxidable>

Las principales ventajas de los aceros inoxidable son la resistencia a la corrosión, alta resistencia a la alta y baja temperatura, facilidad para la fabricación, resistencia mecánica, propiedades higiénicas (debido a su facilidad de limpieza es elegido como primera opción en

hospitales) y por último es un material durable y la opción más barata considerando el ciclo vital. [1]

Actualmente en los aceros inoxidable interesa conseguir unas buenas propiedades al menor precio, así por ejemplo en níquel que confiere al acero el carácter austenítico al ser tan caro se ha intentado sustituir por otros elementos como el manganeso que tiene características similares y es más barato.

Los elementos de aleación de los aceros inoxidable son solo algunos de los que se alean con el hierro para dar los aceros corrientes. Sus efectos están corregidos en la *tabla 1* y los podemos clasificar en tres aspectos:

- Efecto sobre los microconstituyentes.
- Efecto sobre la cinética de las transformaciones de fases.
- Efecto sobre las propiedades mecánicas y físicas.

Tabla 1 Efecto de los elementos de aleación. Fuente: Elaboración propia.

Elementos de aleación de los aceros	Tendencia		Posible solubilidad de los elementos en α o γ		Efecto endurecedor sobre α	Influencia en la formar carburos
	Disolverse en α	Formar carburos	Solubilidad máxima en α	Solubilidad máxima en γ		
Ni	Si	Muy pequeña	10-15% en función del %C	Ilimitado	Endurece y mejora tenacidad	Menor que el Fe
Cr	Si	Si	Ilimitado	12,8%(2 0% con 0,5% C)	Endurece ligeramente	Mayor que el Mn
Mo	Si	grande	37,5%	3%(8% con 0,3% C)	Envejece	Mayor que el Cr
W	Si	Muy grande	30-50%	6%(11% con 0,25% C)	Envejece	Muy fuerte
V	Si	Muy grande	Ilimitado	1%(4% con 0,2% C)	Endurece moderado	Muy fuerte
Mn	Si	Si	15%	Ilimitado	Muy endurecedor	Mayor que el Fe
Ti	Si	Muy grande	6%	0,75%(1 % con 0,2% C)	Envejece	La mayor conocida

Es necesario resaltar que el cromo es el elemento que más influye en la resistencia a la corrosión de estos materiales y los aceros aleados solo con cromo son los que hacen que sean ferríticos, el níquel aumenta la estabilidad de la fase austenítica. Si añadimos ambos elementos Cr-Ni se consigue que prevalezca el carácter gammágeno del níquel lo que hace posible que estas aleaciones en presencia de otros elementos gammágenos como pueden ser C, N, Cu, Mn, presentan estructura austenítica incluso a temperatura ambiente.

1.2.3. Principales fases de los aceros inoxidable

Hay numerosos estudios donde se analizan las diferentes fases de los aceros inoxidable donde se han caracterizado en cuanto a su composición y estructura cristalina y parámetros

de red. En la *tabla 2* se muestran las fases más importantes que se forman en estos aceros teniendo la salvedad que tanto la composición como los parámetros de red pueden variar ampliamente. [1]

Tabla 2 Fases más comunes que se forman en los aceros inoxidables. Fuente: [1]

Fase	Fórmula química	Estructura	Rango de temperaturas de formación (°C)
α		cc	
γ		ccc	
σ	Fe-Cr-Mo	tetragonal	600-1000
χ	$Fe_{36}Cr_{12}Mo_{10}$	cc	700-900
Cr_2N	Cr_2N		700-900
CrN	CrN	cúbica	
$M_{23}C_6$	$M_{23}C_6$	ccc	600-950

A continuación, se muestran los aspectos más importantes de los principales microconstituyentes de los aceros inoxidables que son la ferrita, Austenita, Martensita, Cementita, y Soluciones Sólidas. [4]

1.2.3.1 Ferrita, austenita, martensita, cementita, perlita y soluciones sólidas.

El hierro puro solidifica a 1536°C en una forma cristalina llamada, Ferrita delta (δ), la cual tiene una estructura cúbica centrada en el cuerpo (CC), formada por un átomo en cada una de los ocho vértices del cubo y un átomo en el centro. Al enfriarse a 1392°C, la estructura se transforma a austenita, la cual es una estructura cúbica centrada en las caras (CCC) donde los átomos están situados en los vértices de la celdilla unidad y en el centro de sus caras. A 911°C la fase se transforma nuevamente en ferrita, forma estable a temperatura ambiente. Aunque estructuralmente son iguales, la ferrita a alta temperatura se denomina ferrita delta (δ), mientras que la ferrita a baja temperatura se conoce como ferrita alpha (α). A su vez la estructura de austenita se denomina por la letra gamma (γ).

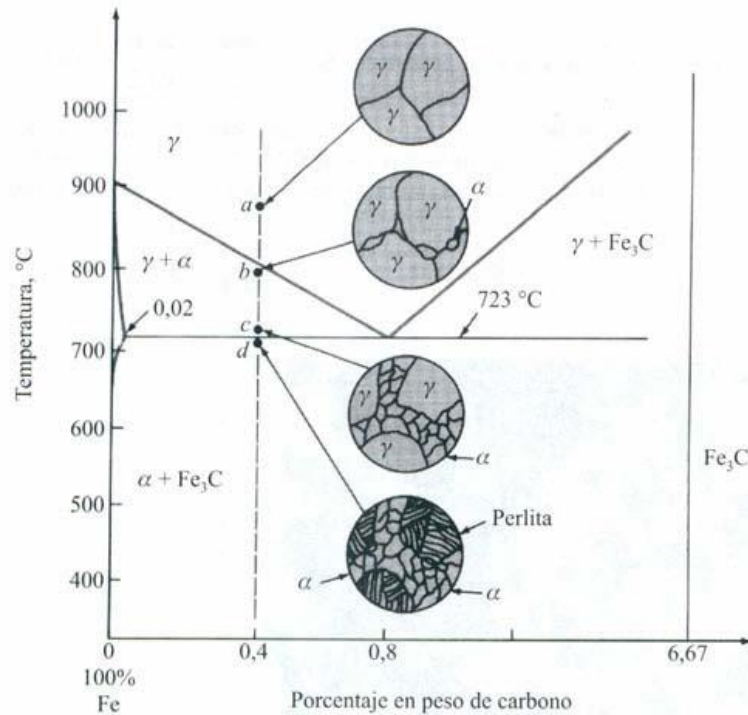


Figura 3. Fases en el diagrama Fe-C: <http://cosmolinux.no-ip.org/uned/unedcurset23.html>

Ferrita:

La ferrita es una solución sólida de carbono en hierro alfa. Su solubilidad a la temperatura ambiente es del orden de 0.008% de carbono, por esto se considera como hierro puro. La máxima solubilidad de carbono en el hierro alfa es de 0,02% a 723 °C. Es la fase más blanda y dúctil de los aceros, es magnética, cristaliza en una red cúbica centrada en el cuerpo (BCC), tiene una dureza aproximada de 90 Brinell, una resistencia a la tracción de unos 28 (kg/mm²) y un alargamiento del orden de 35%. El contorno de los granos es ligeramente curvilíneo. Se encuentra libre en los aceros de menos de 0.89% de carbono. En conjunto con la cementita forma perlita. [4]

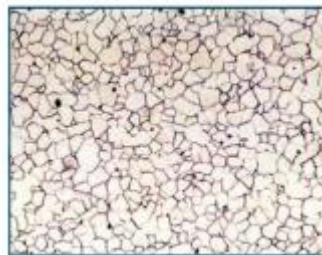


Figura 4 Microestructura del acero al carbono, cristales blancos de Ferrita. Fuente: <http://cosmolinux.no-ip.org/uned/unedcurset23.html>

Austenita:

La austenita está formada por una solución sólida de carbono en hierro gamma. Es blanda, dúctil, tenaz y no magnética. El contorno de los granos es rectilíneo. Es estable por encima de la temperatura crítica Ac1. La cantidad de carbono disuelto, varía hasta 2.05 % C, que es la máxima solubilidad a la temperatura de 1130 °C. Está formada por cristales cúbicos centrados en las caras (FCC). Su resistencia varía de 590 a 885 MPa (de 60 a 90 Kg/mm²).



Figura 5 Microestructura de la Austenita. Fuente: <http://cosmolinux.no-ip.org/uned/unedcurset23.html>

Cementita:

Definimos ahora la cementita como el carburo de hierro de fórmula Fe_3C . Contiene 6.67%C y 93.33% de Fe. Es el microconstituyente más duro y frágil de los aceros al carbono, alcanzando una dureza Brinell de 700 (68 HRC). En los aceros con más de 0.9%C forma una red que envuelve los granos de perlita. Forma parte de la Perlita como láminas paralelas separadas por otras láminas de ferrita.

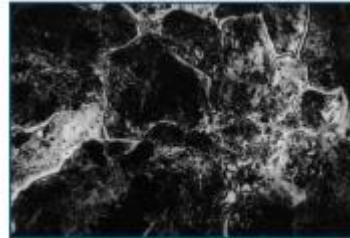


Figura 6 Microestructura del acero 1%C, red blanca de Cementita. Fuente: <http://cosmolinux.no-ip.org/uned/unedcurset23.html>

Perlita:

La perlita es el microconstituyente eutectoide que contiene el 0.9 %C, formado por capas alternadas de ferrita y cementita, esta posee un 88 % de ferrita y 12 % de cementita. Tiene una dureza de 250 Brinell, resistencia a la tracción de 80 kg/mm^2 y un alargamiento del 15%. Su nombre se debe al aspecto que adquiere al iluminarla. La perlita aparece en general en el enfriamiento lento de la austenita y específicamente por la transformación isotérmica de la austenita en el rango de 650 a 723°C.

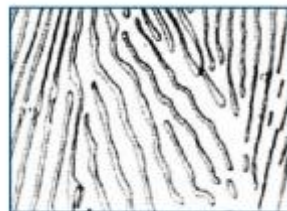


Figura 7 Microestructura de la Perlita, Ferrita en Blanco. Fuente: <http://cosmolinux.no-ip.org/uned/unedcurset23.html>

Martensita:

La martensita corresponde a un ordenamiento atómico que corresponde a una estructura tetragonal centrada en el cuerpo (TCC) que es como la CCC, pero elongada en una dirección. Durante un enfriamiento rápido, la transformación típica de austenita a ferrita que se esperaría en un acero con bajo contenido en carbono, se ve interrumpido por la presencia de carbón y de mayor contenido de elementos de aleación, junto con la falta de tiempo para alcanzar un equilibrio mayor. Debido a que las estructuras martensíticas son duras y frágiles, es necesario un tratamiento térmico posterior (revenido) para reducir su dureza y resistencia y aumentar su ductilidad a nivel requerido para la mayoría de aplicaciones industriales

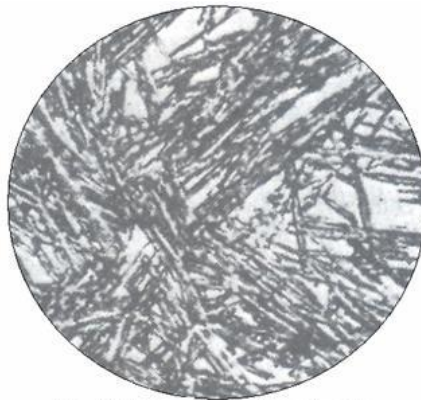


Figura 8 Microestructura de la martensita. Fuente: <http://cosmolinux.no-ip.org/uned/unedcurset23.html>

1.4.4 Soluciones sólidas

Si consideramos una aleación de hierro con aproximadamente un 13% de cromo los átomos de hierro (Fe) y de cromo (Cr) son aproximadamente del mismo tamaño y alrededor de uno de cada siete átomos será de Cr. Esta distribución de átomos es un cristal donde los átomos del segundo elemento se distribuyen uniformemente en la estructura del cristal base se conoce como sustitucional Cuando los átomos se encuentran en sitios exactamente similares a los átomos de Fe, la solución es sólida sustitucional. Si se añade carbono a la aleación, los átomos de C, siendo más pequeños que los átomos de Fe o de Cr, se distribuyen en los intersticios entre los otros átomos y se forma una solución sólida intersticial

Diagrama Fe-Cr:

El análisis del diagrama de equilibrio estable Cr-Fe, muestra de una forma adecuada los conceptos básicos detrás de los diferentes tipos de aceros inoxidable: ferríticos, martensíticos, austeníticos, dúplex y endurecibles por precipitación.

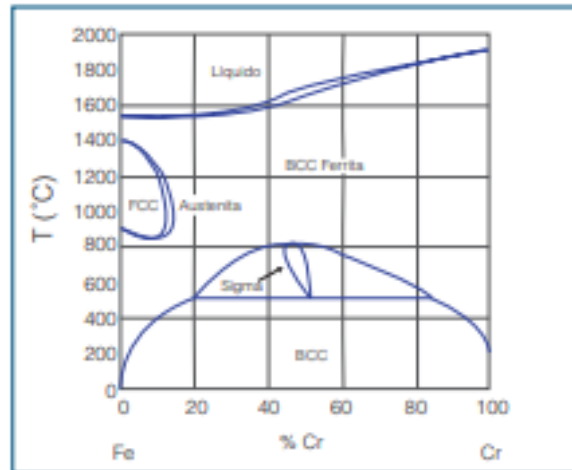


Figura 9 Diagrama de fases Fe-Cr. Fuente: <http://cosmolinux.no-ip.org/uned/unedcurset23.html>

Del análisis del diagrama Cr-Fe se deduce lo siguiente:

a) Las aleaciones hierro-cromo, con menos de 12% de cromo, transforman su estructura ferrítica a austenítica (fase γ) durante el calentamiento. Por enfriamiento rápido hasta la temperatura ambiente, conseguiremos transformar la Austenita en Martensita (aceros inoxidables martensíticos).

b) Las aleaciones de hierro con contenidos de cromo entre 12 y 13% forman a elevadas temperaturas estructuras bifásicas (α y γ) que, enfriadas rápidamente a temperatura ambiente, presentarán una estructura formada por Ferrita y Martensita (aceros ferríticos-martensíticos).

c) Las aleaciones hierro-cromo con más de 13% de Cr, mantienen su estructura ferrítica, desde temperatura ambiente hasta el punto de fusión. Durante el calentamiento, dicha estructura no atraviesa el campo austenítico (fase γ), luego no puede austenizarse y posteriormente templarse para formar Martensita. Estos corresponden a los denominados aceros inoxidables ferríticos. Es importante limitar el contenido de carbono para prevenir que el campo γ se expanda y prevenir la formación de Martensita

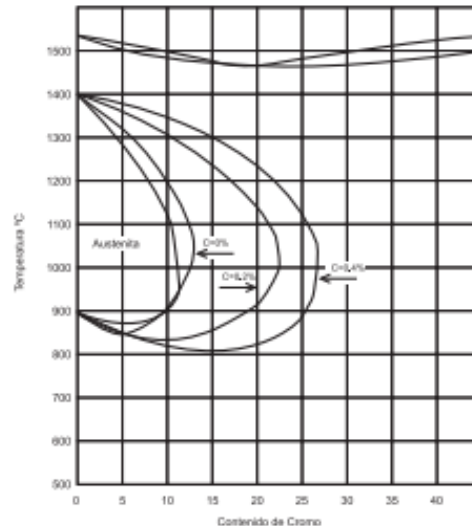


Figura 10 Influencia del carbono ampliando el bucle gamma. Fuente: <http://cosmolinux.no-ip.org/uned/unedcurset23.html>

En la *figura 10* se muestra el diagrama de influencia del carbono y se deduce lo siguiente:

- En el diagrama hierro-cromo, el bucle gamma se expande a la derecha al aumentar el contenido de carbono de la aleación. El carbono favorece la formación de fase gamma.
- Cabe señalar que si el carbono alcanza 0.6% el límite del bucle gamma queda limitado para un cromo aproximado del 18%. Por lo tanto, con carbono superior al 0.4% ya no se amplía el bucle y el exceso de carbono queda en el acero formando distintos tipos de carburos de hierro y cromo que dependen de la temperatura, del contenido de carbono y de cromo.
- Las aleaciones hierro-cromo-carbono, con contenidos de cromo superior a 27% son ferríticas.
- Se pueden conseguir aleaciones hierro-cromo-carbono de hasta aproximadamente 17% de cromo que sean martensíticas a temperatura ambiente

1.2.4 Tipos de aceros inoxidables

Los 3 tipos principales de aceros inoxidables utilizados en la industria son las clases martensíticas, ferrítica y austenítica, nombres derivados de la fase predominante que se encuentra a temperatura ambiente. Una cuarta clase, los tipos PH (Precipitation Hardening o de Endurecimiento por Precipitación), ha alcanzado importancia en las últimas décadas. En los últimos años, la clase Dúplex ha despertado gran interés. En la *figura 11* aparece reflejado la clasificación de los aceros en función del contenido en cromo y del contenido en níquel de estos:

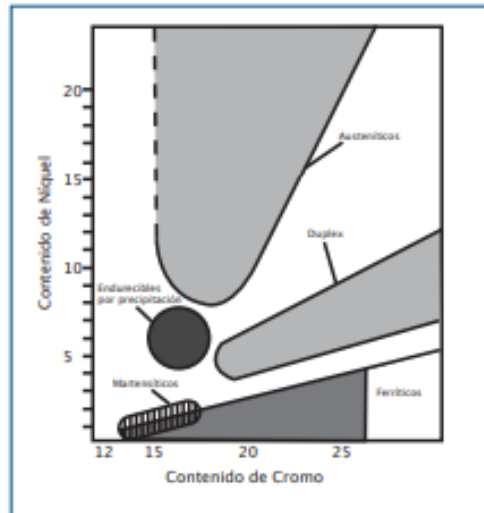


Figura 11 Relación entre el contenido de Cr y Ni en los diferentes grupos de aceros inoxidables. Fuente: [1]

Entonces podemos clasificar los aceros inoxidables en 5 grandes grupos: aceros inoxidables Austeníticos, Ferríticos, Martensíticos, Dúplex y Endurecidos por Precipitación

1.2.4.1. Aceros inoxidables austeníticos

Estos aceros tienen el níquel como segundo elemento principal de la aleación, que se utiliza para suprimir la transformación de la Austenita y hacerla estable incluso a temperatura ambiente y más baja. Además, tienen carbono, nitrógeno y cobre. La microestructura de estos aceros inoxidables austeníticos también es consecuencia de un balance entre elementos estabilizantes de la ferrita (cromo, molibdeno, titanio, niobio, aluminio, wolframio y vanadio). Pueden ser aceros inoxidables al cromo-níquel (tipo 3xxx) o al cromo-níquel-manganeso (2xxx).

Sus principales características son que tienen una elevada resistencia a la corrosión y una excelente soldabilidad generalmente mejor que los aceros martensíticos y ferríticos. Tienen muy buenas propiedades criogénicas y buena resistencia a alta temperatura. La plasticidad de la estructura de la Austenita, transmite a estos aceros, su tenacidad, ductilidad y excelente resistencia al impacto aún a temperaturas criogénicas. Las características magnéticas varían desde los no magnéticos como en los tipos 310, 320 y 330 a notablemente magnéticos como el tipo 312 (más de un 25% de ferrita). La mayoría de los aceros inoxidables austeníticos comunes tales como 308(L), 309(L), 316(L) y 347 son levemente magnéticos debido a la presencia de algo de Ferrita.

Son aceros endurecibles solamente por trabajo en frío y no pueden ser templados para obtener Martensita, ya que el Níquel estabiliza la Austenita a temperatura ambiente e incluso por debajo de ella. Son muy resistentes al impacto y difíciles de mecanizar, a menos que contengan azufre y selenio (tipos 303 y 303e). Si los comparamos con el acero al carbono posee menor punto de fusión, menor conductividad térmica, mayor resistencia eléctrica y coeficientes de expansión térmica aproximadamente 50% mayores.

Aplicaciones típicas de estos tipos de aceros son en plantas y equipos químicos, equipos para procesamiento de alimentos y usos arquitectónicos.

1.2.4.2. Aceros inoxidables ferríticos

Los aceros inoxidables ferríticos se caracterizan por una estructura ferrítica a cualquier temperatura ya que no presentan transformación de ferrita en austenita durante el calentamiento ni transformación martensítica en enfriamiento. No hay posibilidad de cambios de fase en estos aceros. Son conocidos como aceros inoxidables de cromo directo ya que su contenido en cromo oscila entre 10.5% (tipo 409) y 30% (tipo 448) pero con bajo contenido en carbono, el más común de estas aleaciones es el AISI 430.

Su estructura cristalina es cúbica centrada en el cuerpo (BCC), al igual que el hierro a temperatura ambiente (Hierro α). Estos aceros son magnéticos y no se pueden endurecer por tratamientos térmicos. Su resistencia a la tracción no suele ser muy elevada (en torno a 500 MPa en estado recocido) y, además, poseen susceptibilidad al fenómeno de sensibilización [9-10]. En general, su límite de elasticidad y resistencia a la tracción es algo mayor que las de los aceros al carbono con bajo contenido en carbono, pero su ductilidad es algo menor. Entre las principales ventajas de los aceros inoxidables ferríticos destacan su resistencia a la corrosión bajo tensión en presencia de cloruros, a la corrosión atmosférica, a la oxidación a altas temperaturas y su relativo bajo coste. Entre sus desventajas, también hay que mencionar que tienen tendencia a fragilizarse entre 400 y 500°C si se enfrían lentamente a través de ese intervalo de temperatura y la imposibilidad de aplicarles un tratamiento de afino de grano si éste ha crecido excesivamente a altas temperaturas.

El recocido es el único tratamiento térmico aplicado a aceros verdaderamente ferríticos. Este tratamiento sirve sobre todo para eliminar tensiones por soldadura o trabajo en frío. Una forma importante de fragilidad peculiar a los grados ferríticos puede desarrollarse por exposición prolongada al intervalo de temperatura desde unos 400 hasta 510 °C o a enfriamiento lento dentro del mismo intervalo. La resistencia media al impacto disminuye considerablemente. Aunque no se ha determinado la causa precisa de la fragilidad, sus efectos aumentan rápidamente con el contenido en cromo, alcanzando un máximo en el tipo 446. Ciertos tratamientos térmicos, como el de enfriamiento en horno para lograr ductilidad, deben controlarse para evitar la fragilización. Los aceros ferríticos generalmente se recuecen a temperaturas superiores a 510 °C fuera del rango de fragilización y a temperaturas inferiores a las que se podría formar la austenita.

Cuando se tratan térmicamente por encima de la línea A1 para obtener máxima ductilidad, estos aceros se enfrían con lentitud. No se revienen, debido a la cantidad de martensita formada que es despreciable y a la fragilización en el intervalo de 400-510 °C.

1.2.4.3 Aceros inoxidables martensíticos

Son aleaciones que atraviesan el campo γ del diagrama de equilibrio Cr-Fe debido a lo cual pueden austenizarse y templarse. Pueden estar aleados con pequeñas cantidades de otros elementos. Son ferríticos en estado de recocido, pero martensíticos con un enfriamiento más rápido ya sea en aire o en un medio líquido desde una temperatura superior a la crítica. Fueron los primeros aceros inoxidables desarrollados comercialmente (como cuchillería) y tienen contenido relativamente alto del carbono (0,1 - 1,2%) comparado a otros aceros inoxidables. Aceros de este grupo en general no contienen más de 14% de Cr – excepto los tipos 440 A, B, y C que contienen 16-18%Cr y una cantidad de Carbono suficiente para producir el endurecimiento. Junto con la clase de aceros inoxidables Ferríticos comparten la denominada serie AISI 400. En contraste con los aceros inoxidables auténticos, no contienen níquel como elemento de aleación. Algunos ejemplos son aceros tipo AISI 410, 416, 420, 431, 501 y 502.

El proceso de tratamiento térmico para los aceros martensíticos es esencialmente el mismo que para los aceros simples al carbono o aceros de baja aleación, en los que la máxima

dureza y resistencia dependen especialmente del contenido en carbono. La principal diferencia es que el alto contenido de aleación de los grados de acero inoxidable hace que la transformación sea tan lenta y la templabilidad tan alta, que la dureza máxima se produzca por enfriamiento en aire. El revenido de los aceros de este grupo no debe hacerse en el intervalo de 398-510 C debido a la caída de las propiedades de impacto.

El revenido generalmente se hace por arriba de los 593 C. Las mayores temperaturas de revenido darán lugar a alguna precipitación de carburos.

Algunas características básicas son la excelente resistencia mecánica, moderada resistencia a la corrosión (menor que los austeníticos y ferríticos), baja soldabilidad (tiene mayor contenido de carbono), son bastante magnéticos, adecuados para su uso con temperaturas relativamente altas y cuando recibes un tratamiento térmico apropiado tienen la resistencia a la corrosión adecuada en muchos ambientes.

Estas aleaciones se seleccionan a menudo por sus buenas resistencias mecánicas y bajo costo. Sus aplicaciones típicas son en álabes de turbinas, revestimiento de asientos para válvulas, carcazas de bombas, cuchillería, ejes, husos y pernos.

1.2.4.4 Aceros inoxidables endurecibles por precipitación

Se trata de aceros inoxidables al cromo-níquel que pueden endurecerse por tratamiento térmico de envejecimiento. Se pueden clasificar según su estructura de recocido en: austeníticos (A286), semiausteníticos (PH 17-7) y martensíticos (17-4 PH). Se utilizan diversos elementos de aleación con objeto de conseguir el envejecimiento de la aleación como aluminio, titanio, niobio o cobre que generalmente precipitan en forma de compuestos intermetálicos, excepto del 17-4 PH en el que precipita cobre metálico. Así, el endurecimiento por medio de estos compuestos se puede realizar por precipitación desde una matriz martensítica. Para ello se somete al material a un tratamiento de solubilización a una temperatura de unos 1050°C con posterior enfriamiento al aire, dando lugar a una matriz martensítica sobresaturada. A continuación, se envejece el acero a una temperatura comprendida entre 400 y 565°C, que da lugar a la precipitación de los compuestos intermetálicos endurecedores. Al igual que los martensíticos, poseen la capacidad de adquirir alta resistencia mediante tratamientos térmicos (hasta 1700 MPa de resistencia a la tracción) y, si se deforman en frío antes del envejecimiento, se consiguen resistencias mecánicas aún superiores. Por otra parte, poseen una buena ductilidad y tenacidad junto con una relativa buena resistencia a la corrosión. La combinación de estas propiedades se consigue por sus altos contenidos en cromo, níquel y molibdeno, así como un porcentaje de carbono muy bajo (0,04% máximo). El bajo contenido en carbono de estos aceros es esencial para obtener buena tenacidad y ductilidad, sin embargo, reduce de manera considerable su resistencia al desgaste.

1.2.4.5 Aceros inoxidables dúplex

Estos aceros inoxidables se caracterizan por un correcto balance entre elementos alfégenos o estabilizadores de la ferrita (cromo, molibdeno, vanadio) y elementos gammágenos o estabilizadores de la austenita (níquel, carbono, nitrógeno, manganeso) de manera que se obtiene una estructura austeno-ferrítica. Esta estructura confiere a estos aceros mejor resistencia a la corrosión bajo tensión con respecto a los austeníticos, y mayor ductilidad y tenacidad que los ferríticos. Tienen límites de elasticidad comprendidos entre 500 y 700 MPa en estado de recocido que es aproximadamente el doble de la que tendrían las dos fases por separado. La adición de nitrógeno mejora su soldabilidad, resistencia a la corrosión en presencia de cloruros y tenacidad.

1.3 Tratamientos térmicos

La definición de tratamiento térmico dada en el “*Metals Handbook*” es: “una combinación de operaciones de calentamiento y enfriamiento, de tiempos determinados y aplicadas a un metal o aleación en el estado sólido de una forma tal que producirá propiedades deseadas” [7]. Casi todos los procesos básicos de tratamientos térmicos para aceros incluyen la transformación o descomposición de la austenita. Las propiedades físicas y mecánicas de cualquier acero la van a determinar la naturaleza y la apariencia de estos productos de transformación.

El primer paso que tenemos que hacer para realizar un tratamiento térmico es calentar el material a una temperatura determinada en o por encima del intervalo crítico de formación de la austenita. En la mayoría de los casos, la rapidez de calentamiento a la temperatura deseada es menos importante que otros factores en el ciclo del tratamiento térmico. Los materiales altamente deformados en frío deben calentarse más lentamente que los que se hallan libres de esfuerzos para evitar distorsión. Se puede considerar la diferencia en temperatura que tiene lugar dentro de las secciones gruesas y delgadas de artículos de sección transversal variable y, siempre que sea posible, se debe tomar alguna medida para hacer más lento el calentamiento de las secciones más delgadas, de tal modo que sea posible minimizar el esfuerzo térmico y la distorsión. Por lo general se hará menos daño al acero al utilizar una velocidad de calentamiento lenta como sea práctico. Hay números tratamientos térmicos que se le pueden aplicar a este tipo de aceros como: temple, revenido, normalizado, estabilizado y nitrurado. Este estudio se va a centrar en los tratamientos de temple y revenido.

1.3.2 Temple

El tratamiento térmico del temple tiene por objeto endurecer y aumentar la resistencia de los aceros. Para ellos, se calienta en general a una temperatura ligeramente más elevada que la crítica superior y se enfría rápidamente (según la composición y el tamaño de la pieza) en un medio conveniente: agua, aceite, etc.

El acero recocido tiene una estructura de ferrita y carburos. Con el temple se pretende transformar la estructura martensítica previa transformación en austenita y disolución en los carburos. Solamente alcanzando una transformación completa y diluyendo la máxima cantidad posible de carburos, se puede obtener la máxima resistencia a la corrosión y la máxima dureza.

Las temperaturas de temple de los diferentes aceros inoxidables oscilan entre 980 y 1.050°C. En la mayoría de los casos se ha demostrado que se alcanzan resultados superiores trabajando con temperaturas de temple entre 1.040 y 1.080°C, alcanzando mayor uniformidad en la estructura y una solubilidad más rápida de los carburos sin posibilidad de formación de una estructura de grano grueso con todos sus inconvenientes. El tiempo de mantenimiento a temperatura de temple, depende del espesor de la sección a templar. No se debe terminar el tiempo de permanencia según el espesor más delgado, en el caso de piezas con diferentes espesores, aunque en éste espesor mínimo puede estar la parte más funcional de la pieza.

La duración del tiempo de mantenimiento debe determinarse de forma que se alcance una transformación completa de la estructura y una disolución amplia de los carburos incluso en las zonas de mayor espesor, si en éstas partes se desea alcanzar la máxima resistencia a la corrosión. El temple no solamente se efectúa para alcanzar las durezas necesarias ya que otro factor primordial es la resistencia a la corrosión, ambos factores determinan la calidad de la pieza acabada.

1.3.1 Revenido

En la condición martensítica sin tratamiento térmico ulterior, el acero es demasiado frágil para la mayoría de las aplicaciones. La formación de martensita origina grandes tensiones residuales en el acero; por tanto, el endurecimiento sigue casi siempre un tratamiento de revenido, el cual consiste en calentar el acero a una temperatura inferior crítica. El propósito del revenido es liberar los esfuerzos residuales y mejorar la ductilidad y tenacidad del acero. Este aumento en ductilidad generalmente se obtiene a costa de la dureza o de la resistencia.

En general sobre el amplio intervalo de temperatura de revenido, la dureza disminuye y la tenacidad aumenta conforme se incrementa la temperatura de revenido. Esto es cierto si la reducción de área en una prueba a tracción mide la tenacidad del acero. Sin embargo, esto no es enteramente cierto si se utiliza una muestra entallada, como en los ensayos Izod o Charpy, para medir la tenacidad. La mayoría de los aceros muestran una disminución de la tenacidad de la barra muescada cuando se revienen entre 205°C y 425°C, aun cuando la pieza pierde al mismo tiempo resistencia y dureza. La razón de esta disminución de la tenacidad aún no se comprende. La variación de dureza y tenacidad de la barra muescada con la temperatura de revenido mostrada en la *figura 12* es típica de aceros al carbono y aceros de baja aleación. [5]

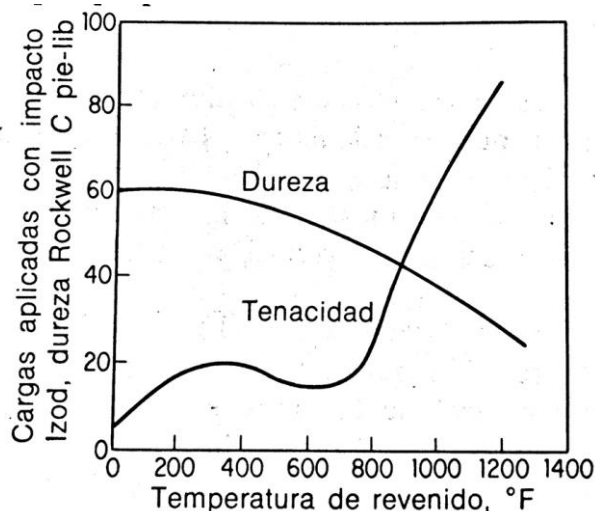


Figura 12 Dureza y tenacidad de la barra muescada de un acero 4 140 después de revenir durante una hora a diferentes temperaturas. Fuente: [2]

El intervalo de revenido que hemos comentado antes que era de 205°C-425°C es una línea divisoria entre las aplicaciones que requieren alta dureza y aquellas que requieren alta tenacidad. Si la principal propiedad deseada es la dureza o la resistencia al desgaste, la pieza se reviene por debajo de los 205°C, si el principal requisito es la tenacidad, la pieza se reviene por encima de los 425°C. Si la pieza no tiene "concentradores de tensiones" o muescas, el cambio en ductilidad puede ser una mejor indicación de la tenacidad de lo que es la prueba de muestra entallada, y el revenido en el intervalo de 205°C y 425°C puede no ser perjudicial.

Las tensiones residuales se reducen en gran medida cuando la temperatura de revenido alcanza los 205°C y desaparecen casi por completo cuando alcanzan los 480°C. Ciertos aceros aleados muestran un fenómeno conocido como fragilidad del revenido que es una pérdida de tenacidad en las muestras entalladas cuando se revienen en el intervalo de 538-677°C, seguida por un enfriamiento relativamente lento. Sin embargo, la tenacidad se mantiene si la pieza se temple en agua desde la temperatura de revenido. El mecanismo preciso que da lugar a la fragilidad de revenido sugiere la precipitación de una segunda fase a lo largo de las fronteras de grano durante el enfriamiento lento. Un alto contenido de manganeso, fósforo y el cromo parecen promover la susceptibilidad de este fenómeno, en tanto que el molibdeno parece tener un efecto de retardado.

La martensita, es una solución sólida sobresaturada de carbono atrapado en la estructura tetragonal centrada en el cuerpo. Esta es una condición metaestable y, como se aplica energía al revenir, el carbono se precipitará como carburo metálico tenderá a formar la estructura cúbica centrada en el cuerpo (CCC). Habrá un aumento del tamaño de los carburos del carburo conforme aumente la temperatura de revenido

Cuando el acero al carbono se calienta en el intervalo de 38 a 205°C, la estructura se oscurece por ataque químico y se conoce algunas veces como martensita negra. La martensita original sin tratamiento químico empieza a perder su estructura tetragonal cristalina por la formación de un carburo de transición hexagonal compacto (carburo épsilon) y martensita de bajo carbono. Los estudios con rayos X, *figura 13*, muestran una disminución en la relación c/a conforme el carbono precipita de la martensita, formando carburo épsilon. La precipitación de este puede causar un ligero aumento en dureza, particularmente en aceros al alto carbono. El acero tiene alta resistencia, gran dureza, baja ductilidad y poca tenacidad, y gran parte de las tensiones residuales se eliminan.

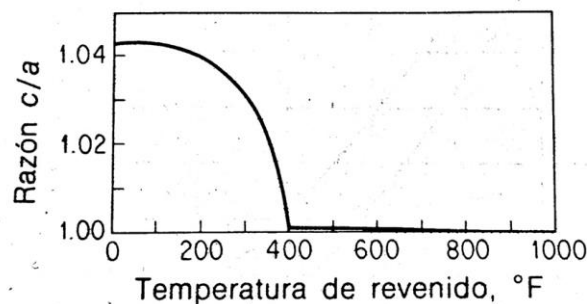


Figura 13 Razón axial c/a de la martensita como función de la temperatura de revenido. Cuando $c/a=1$, la martensita se ha descompuesto en ferrita y una fase de carburo. Fuente: [2]

Calentar el intervalo de 232 a 400 °C el carburo épsilon se transforma en cementita ortorrómbica (Fe_3C), la martensita de bajo carbono se hace ferrita (CCC) y cualquier austenita retenida se transforma a bainita inferior. Los carburos son demasiado pequeños para resolverlos mediante el microscopio óptico y a estructura completa es atacada con rapidez, adquiriendo la apariencia de una masa negra, inicialmente llamada troostita *figura 14*. Si la imagen se agranda hasta 9000 aumentos mediante el microscopio electrónico, el precipitado de carburo se ve con claridad. Una parte del carburo ha salido a lo largo de las direcciones de las placas martensíticas originales (*figura 15*). Aunque la dureza ha disminuido hasta estar entre Rockwell C40 y 60, dependiendo de la temperatura de revenido.

El en el intervalo de 400 a 650 °C continua e crecimiento de las partículas de cementita. La coalescencia de las partículas de carburo permite que se vea una mayor parte de la matriz ferrítica, dando lugar a que la muestra se ataque con un color más claro que el producto que se forma a temperaturas inferiores. En esta estructura inicialmente conocida como sorbita, el carburo es casi visible a 500X (*figura 15*) y se ve con toda claridad a través del microscopio de electrones. Las propiedades mecánicas en este intervalo son: resistencia a la tracción 861-1378 MPa, elongación 10-20% 5,08 cm, dureza Rockwell C20-40. Lo más significativo es el rápido crecimiento en tenacidad, como se muestra en la *figura 15*.

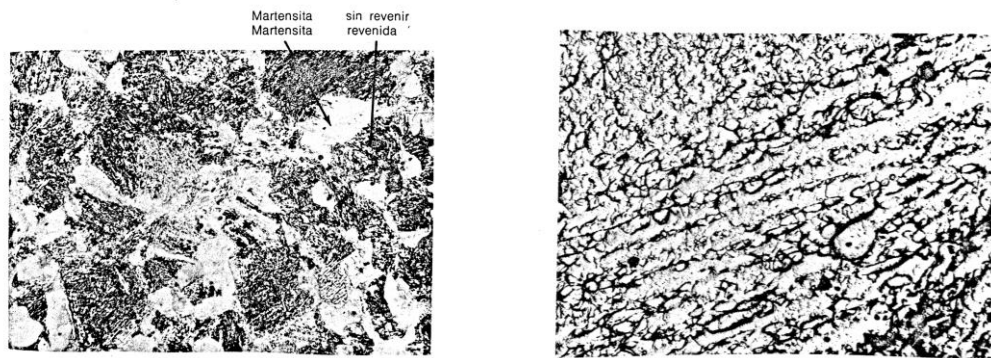


Figura 14:(izquierda) Acero templado en agua y revenido durante 1 h. Martensita revenida (oscura) y martensita sin revenir (clara). Atacada químicamente con Nital al 2%. 500x. (derecha) Igual imagen anterior, pero a 9000x. Fuente: [2]

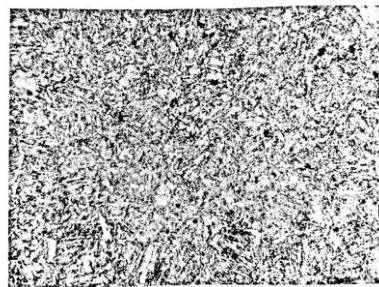


Figura 15 Acero 1 045 templado en agua y revenido a 600°C durante una hora. Partículas de carburo precipitadas en una matriz de ferrita atacado químicamente en nital al 2%, 500x. Fuente: [2]

El calentamiento en el intervalo de 650°C a 720°C produce partículas de cementita grandes y globulares. Esta estructura es muy blanda, tenaz y semejante a la esferoidizada de cementita, obtenida directamente de la austenita mediante un recocido de esferoidización

Durante muchos años, los metalurgistas dividieron el proceso de revenido en etapas definidas. A la microestructura que aparece en estas etapas se le asignaron nombres como troostita y sorbita; sin embargo, los cambios en microestructura son graduales de manera que, al producto del revenido a cualquier temperatura, se le llama simplemente martensita revenida

En los análisis que hemos hecho de los diferentes revenidos hemos supuesto constante el tiempo de revenido. Como el revenido es un proceso difusional, tanto el tiempo como la temperatura son factores importantes. El mismo efecto se puede lograr si se emplea un tiempo menos a una temperatura mayor o un tiempo menor a una temperatura menor. La *figura 18* muestra el efecto que tiene el tiempo en cuatro diferentes temperaturas de revenido para un acero eutectoide. Nótese que la mayor parte del ablandamiento ocurre en los primeros minutos y que la poca reducción posterior en dureza resulta de aumentar el tiempo de revenido de, por ejemplo, una a cinco horas

Es importante darse cuenta de que, cuando se hacen mediciones comparativas de tenacidad en diferentes aceros, estas se deben efectuar con los mismos niveles de dureza y resistencia y a la misma temperatura de revenido. [2]

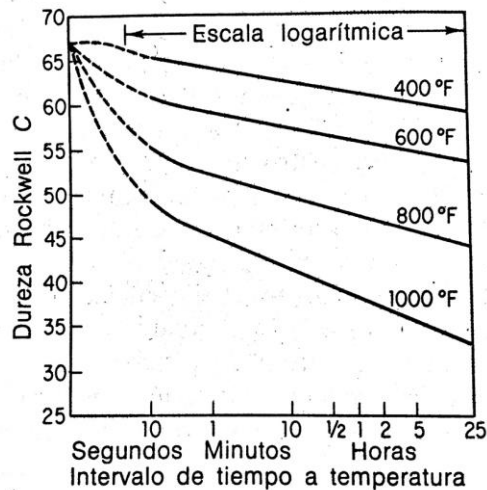


Figura 16 Efecto del intervalo de tiempo a cuatro temperaturas de revenido sobre el ablandamiento de un acero templado al 0,82% de carbono. Fuente: [2]

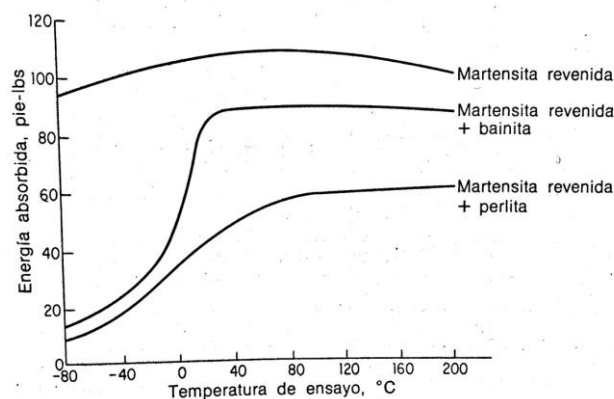


Figura 17 Variación de la tenacidad de barra muescada con la temperatura de ensayo para tres estructuras revenidas a la misma resistencia tensil de 125.000 lb/pulg². Fuente: [2]

1.4 Fricción

Definimos la fricción como 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 para 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.

La mayoría de las superficies, aun las que se consideran pulidas, son extremadamente rugosas a escala microscópica. Cuando dos superficies son puestas en contacto, el movimiento de una respecto a la otra genera fuerzas tangenciales llamadas fuerzas de fricción, las cuales tienen sentido contrario al movimiento, la magnitud de esta fuerza depende del coeficiente de rozamiento dinámico.

Existe otra forma de rozamiento relacionada con el anterior, en que dos superficies rígidas en reposo no se desplazan una respecto a la otra siempre y cuando la fuerza paralela al plano

tangente sea suficientemente pequeña, en este caso el coeficiente relevante es el coeficiente de rozamiento estático

El grado de fricción se valora mediante el coeficiente de fricción, μ , que lo definimos 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, que es la base de la primera ley de fricción:

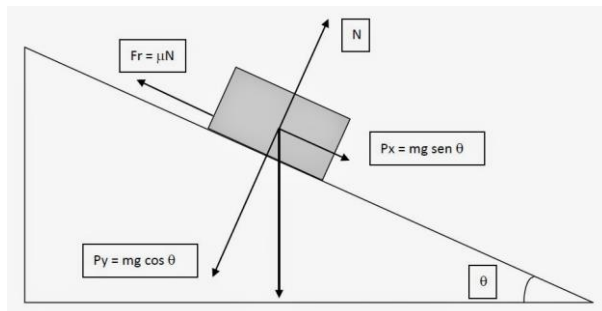
$$\mu = \frac{F_T}{F_N} \quad (1)$$

Definimos ahora los dos coeficientes de fricción, estático (μ_s), donde vamos a relacionar la fuerza tangencial para iniciar el movimiento (F_s) y la normal; después una vez iniciado el movimiento definimos el coeficiente de fricción dinámico (μ_d), donde vamos a relacionar la fuerza para mantener el movimiento relativo (F_k) con la normal.

$$\mu_s = \frac{F_s}{F_N}, \quad \mu_d = \frac{F_k}{F_N} \quad (2)$$

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

Al considerar el deslizamiento de un cuerpo sobre un plano inclinado, se observa que, al variar la inclinación de dicho plano, el objeto inicia el movimiento al alcanzarse un ángulo de inclinación crítico. Esto es debido a que al aumentar la inclinación, se reduce paulatinamente la componente perpendicular del peso, la fuerza N, que es proporcional al coseno del ángulo de inclinación. Independientemente del peso del cuerpo, ya que, a mayor peso, aumentan tanto la fuerza que tira el objeto cuesta abajo, como la fuerza normal que genera el rozamiento. De este modo, un coeficiente de rozamiento dado entre dos cuerpos equivale a un ángulo determinado, que se conoce como ángulo de rozamiento.



$$\mu = \tan \theta = \frac{F_T}{F_N} \quad (3)$$

Figura 18. Esquema de fuerzas en un plano inclinado un ángulo θ . Fuente [2]

Determinados materiales granulares, como la arena, la grava, los, tienen un determinado coeficiente de rozamiento entre los granos que los conforman. El ángulo asociado es precisamente el ángulo que formaría un montón estable de dicho material, por ello se conoce a esta propiedad como ángulo de rozamiento interno.

La segunda ley de la fricción establece que la fricción tangencial es independiente del área de contacto A_a , lo que significa que un cuerpo rectangular puede deslizarse con la misma facilidad por cualquiera de sus superficies laterales, independientemente de sus dimensiones. Aunque existen excepciones, cuando el área de contacto es tan pequeña que escarba en la superficie.

Estas leyes que hemos visto se cumplen en un amplio rango de condiciones, sin embargo, existen algunos casos excepcionales en las que no se cumplen.

Las desviaciones de la primera ley se dan en materiales o muy duros o muy blandos o cuando las fuerzas aplicadas son del orden de miligramos. Para estos casos la primera ley la podemos definir como:

$$F_T = cF_N^x, \text{ donde } \begin{cases} c, \text{ es una constante} \\ \frac{2}{3} < x < 1, \text{ cuando la ley se cumple} \end{cases} \quad (4)$$

Las desviaciones de la segunda ley, se producen cuando estas superficies son muy lisas y limpias. En estas circunstancias el área aparente coincide prácticamente con el área de contacto real.

La tercera ley (ley de Coulomb), afirma que la fricción es independiente de la velocidad de deslizamiento y, por tanto, la fuerza que aplicamos para iniciar el movimiento sería la misma que para mantener el deslizamiento. En la *figura 19* se muestra que para velocidades de deslizamiento pequeñas la pendiente de la curva es positiva y conforme vamos aumentando nuestra velocidad la pendiente de la curva es negativa.

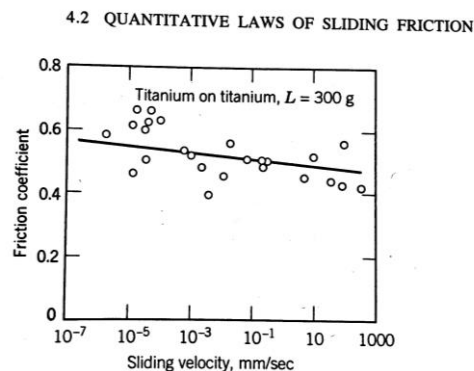


Figura 19 Curva de velocidad de fricción de materiales duros. Fuente: [3]

1.4.1. 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 micro contactos 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 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 en coeficiente de fricción se expresaría de la siguiente forma:

$$\mu = \frac{F_T}{F_N} = \frac{A_r \sigma_T}{A_r \sigma_N} = \frac{\sigma_T}{\sigma_N} \quad (5)$$

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, abrasión y la deformación. La contribución de cada uno de estos efectos al fenómeno global será la 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 interfase de contacto entre los dos cuerpos 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.
- Abrasión: 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 a suma de las componentes verticales de tracción de las protuberancias en contacto iguala a la fuerza normal.

La deformación plástica que se produce implica una energía que, principalmente, se disipa en la fricción

- Otros componentes de la fricción, además de los fenómenos de fricción antes explicados, son la componente viscoelástica de la fricción que cobra importancia cuando una superficie viscoelástica con altas pérdidas de histéresis se desliza sobre 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 polímeros.

1.4.2. Fricción de rodadura

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

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 y los factores que contribuyen a la fricción por rodamiento son:

- Adhesión. Es que es 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 de contacto y la componente adhesiva de la fricción en este caso es solo una parte pequeña de la fricción total
- Micro deslizamiento. 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 deslizamiento. 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 se puede expresar como:

$$f_r = \frac{v_s}{v_r} f_k, \text{ donde } \begin{cases} v_s \text{ es la velocidad de deslizamiento} \\ v_r \text{ es la velocidad de rodadura} \\ f_k \text{ es el coeficiente de fricción de deslizamiento} \end{cases} \quad (6)$$

- Histéresis elástica: durante la rodadura tanto regiones de la bola como 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 se libera 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.

1.5. Desgaste

El desgaste podemos definirlo como la “pérdida de material de superficies como consecuencia de una acción mecánica que puede conducir al fallo de las piezas por lo que se considera un fenómeno destructivo y normalmente perjudicial”. [3]

El comportamiento frente al desgaste de los materiales es un fenómeno complejo que se basa en diversos mecanismos siendo algunos de los más importantes los que se relacionan a continuación:

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

1.5.1 Desgaste adhesivo

A nivel microscópico los materiales poseen numerosas asperezas en sus superficies.

Cuando las superficies de dos materiales distintos están en contacto bajo una carga normal a sus superficies y están en movimiento relativo una con respecto a la otra, pueden aparecer enlaces por soldadura en estado sólido entre las asperezas de los dos materiales. Bajo tensiones de cizalladura ocasionadas por acción-reacción, puede fracturarse microscópicamente el material más blando perdiendo una aspereza que se transfiere, momentáneamente, a la otra superficie más dura, es así el material arrancado y adherido a la superficie del otro o separarse del conjunto.

El desgaste adhesivo puede ocupar zonas más o menos extensas llegándose a producir el gripado entre las dos superficies acopladas si el área total donde se produce la soldadura en estado sólido es de suficiente extensión.

Hay una serie de parámetros que influyen en la formación de las uniones adhesivas como en la ruptura de manera que van a favorecer o no en función de cómo actúan estos parámetros.

Cuando tenemos en contacto dos metales se favorece el desgaste adhesivo cuando uno de los metales dona electrones a otro, como conclusión obtenemos que depende de la estructura electrónica de los materiales en contacto. El proceso de adhesión se ve favorecido cuando hay compatibilidad metalúrgica. La estructura y la orientación de los cristales también va a influir en el desgaste de forma que los metales que cristalizan en el CC o CCC tienen más tendencia a sufrir este fenómeno que los que cristalizan en el HC disminuyendo además cuando aumenta la densidad atómica.

Podemos describir este fenómeno mediante la ecuación de Archard:

$$W = \frac{V}{L} = \mu \frac{F_N}{H} \quad (7)$$

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

En este modelo solamente consideramos la dureza del material, sin embargo, el coeficiente de fricción depende de otras propiedades y de su relación cualitativa entre ellas por eso es una variable más compleja.

La ecuación mencionada anteriormente es válida para contactos plásticos y no para modelos elásticos debido a que el modelo implica que la velocidad de desgaste es proporcional al área de contacto real.

Hay un modelo descrito por Hornbogen donde este autor pretendía explicar el incremento de la velocidad de desgaste cuando decrece la tenacidad de los materiales metálicos. Cuando la deformación aplicada es inferior a la crítica, entonces la velocidad de desgaste es independiente de la tenacidad y se cumple el modelo antes descrito de Archard, pero cuando la deformación aplicada es mayor, se aumenta la probabilidad de crecimiento de grietas y por lo tanto aumenta el desgaste. La ecuación modificada es la siguiente:

$$W = N^2 \frac{\sigma_Y E' F_N^{3/2}}{K_{IC}^2 H^{3/2}} \quad (8)$$

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

1.5.2 Desgaste abrasivo

Se produce por rozamiento con abrasivo metálico o no metálico sin que existan procesos de soldadura en estado sólido, sólo esfuerzos cizallantes. El material abrasivo es más duro que el material desgastado, por lo tanto, en la superficie más blanda se producirán surcos sobre la misma. El desgaste abrasivo se divide en dos clases:

Podemos tener una situación donde la superficie de mayor dureza es el abrasivo por lo tanto desgasta la superficie que está en contacto (izq.) o por otro lado el abrasivo pueden ser partículas más duras que se han quedado atrapadas entre dos superficies más blandas (dcha.)

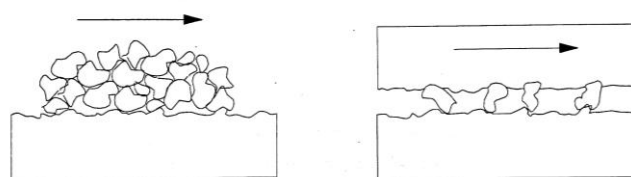


Figura 20 Desgaste abrasivo entre dos cuerpos (izda.) y desgaste abrasivo entre tres cuerpos (dcha.)

Una expresión para caracterizar el desgaste abrasivo la obtuvo Rabinowicz [3] asumiendo que las protuberancias del material más duro son cónicas, la velocidad de desgaste corresponde a la siguiente ecuación:

$$W = \frac{V}{L} = \frac{\mu F_N}{\pi H} \tan \theta \quad (9)$$

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

Zum Gahr [6] propuso un nuevo modelo en el que considera un proceso detallado del microcorte, microrayado y microagrietado del proceso abrasivo de metales dúctiles. Este modelo incluye además la ductilidad, homogeneidad, distribución de las deformaciones y otras propiedades de los materiales:

$$W = \frac{f_{ab}}{K_1 K_2 \tau_c} \frac{\cos \rho \sin \theta}{[\cos(\frac{\theta}{2})^2 \cos(\theta - \rho)]} F_N \quad (10)$$

Donde f_{ab} es el factor del modelo (1 para microcorte), K_1 es la relación entre la tensión normal y la tangencial, K_2 es el factor de textura (1 para metales c.c.c), τ_c es el esfuerzo tangencial en el movimiento de dislocación y ρ es el ángulo en la interfase material-abrasivo.

1.5.3 Desgaste por fatiga

Este tipo de desgaste es consecuencia de la existencia de esfuerzos cíclicos entre las asperezas de dos superficies en contacto. En sistemas con altos coeficientes de fricción se tienen zonas de intensa deformación cercanas a la superficie que pueden dar lugar a grietas en la superficie o muy cerca de la superficie que pueden unirse entre sí, lo que puede producir la separación de partículas del material o su delaminación y, así, inducir a la aparición de grietas transversales y verticales, picado y micropicado. 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).

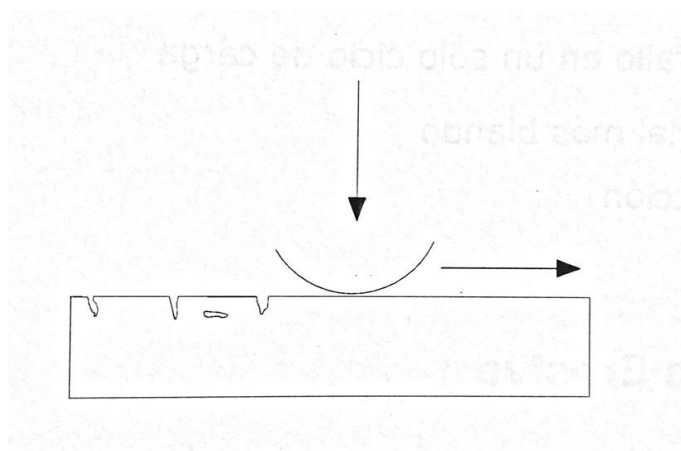


Figura 21 Proceso de desgaste por fatiga.

La formación de grietas es debido a una serie de fenómenos combinados como son: superficies en contacto que deslizan entre sí, la fricción superficial de las protuberancias más duras sobre las protuberancias de la superficie blanda y el mantenimiento de las cargas sobre la superficie que favorece la propagación de las grietas paralelamente a la superficie que, al llegar al exterior, producen el desprendimiento de las partículas y por tanto el desgaste.

La expresión que define la velocidad de desgaste por fatiga fue obtenida por Halling [3] y es la siguiente:

$$W = \mu \frac{\eta\gamma}{\varepsilon_1^2 H} F_N \quad (10)$$

Donde η es la distribución lineal de las protuberancias, γ es una constante que define el tamaño de partícula, ε_1 es la deformación de fallo en un solo ciclo de carga, H es la dureza del material más blando y μ es el coeficiente de fricción.

Este tipo de desgaste es común en elementos como rodamientos, husillos de bolas, ruedas de fricción, levas y engranajes en donde se pueden encontrar altas presiones de contacto entre dos superficies y movimientos de rodadura.

El desgaste oscilatorio (fretting wear) es una variante del desgaste por fatiga en el cual se tiene un fenómeno de deslizamiento oscilatorio entre dos superficies en contacto que no supera los 100 μm de amplitud.

La aplicación de tratamientos termoquímicos como la nitruración, nitrocarburation, carbonitruración, cementación o granallado superficial (shot peening) en el cual se aumenta la dureza superficial y se induce a la aparición de tensiones de compresión residuales, mejora la respuesta frente a este tipo de desgaste.

1.5.5 Desgaste erosivo

Las partículas abrasivas están, en este caso, en suspensión en un fluido (líquido o gas), estas partículas se pueden desplazar en el seno de un fluido o pueden ser gotas de líquido o gas que golpean la superficie. Si el ángulo de impacto de las partículas en suspensión es muy pequeño se tiene un fenómeno parecido al desgaste por abrasión. Cuando el ángulo de impacto es muy elevado el material se puede desplazar por flujo plástico o ser arrancado por fractura frágil.

En la siguiente figura 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 [4].

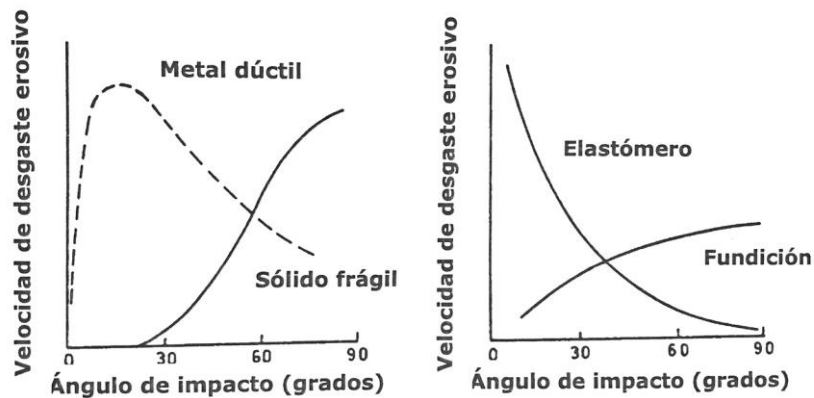


Figura 22 Velocidad de desgaste erosivo en función del ángulo de impacto para materiales dúctiles y frágiles (dcha.) y para elastómeros y fundiciones (izda.)

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

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

El mecanismo de desgaste erosivo para materiales dúctiles fue modelizado por Finnie [4] que definió el volumen de material desprendido de la superficie de la siguiente forma:

$$V = \frac{Mv^2 f(\alpha)}{P} \quad (11)$$

Donde M es la masa de las partículas erosivas, v es la velocidad de las partículas, $f(\alpha)$ es función del ángulo de impacto y P es la componente horizontal de la presión entre partículas y superficie.

1.5.6 Desgaste erosivo por cavitación

Se define la cavitación como la repetida nucleación, crecimiento e implosión de burbujas en un líquido cuando éste se encuentra momentáneamente a una presión inferior a su presión de vapor. Por lo tanto, el desgaste por cavitación se producirá cuando un sólido y un fluido están en movimiento relativo y se forman unas burbujas inestables en el fluido que implosionan contra la superficie sólida siguiendo el siguiente proceso:

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

1.5.7. Fretting

Este tipo de desgaste aparece cuando las superficies en contacto están sometidas a vibraciones con una baja amplitud y alta frecuencia. Se inicia con un proceso de adhesión, seguido por un proceso 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.

Este tipo de desgaste inicialmente se llamó corrosión por fretting pero este fenómeno también se ha observado en materiales susceptibles de oxidarse. Este fenómeno aparece cuando el movimiento relativo entre dos superficies no es intencionado y está muy influenciado por las condiciones ambientales.

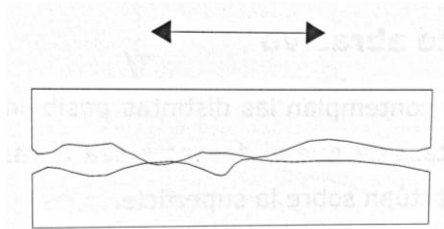


Figura 23 Proceso de fretting entre dos superficies

1.5.8 Desgaste corrosivo

Se define como la degradación de los materiales por acción conjunta de la corrosión y el desgaste. Esta combinación puede dar lugar a una pérdida de material mucho mayor que si se presentasen los dos fenómenos individualmente. Por una parte, debido a la acción del medio ambiente, se pueden formar sobre el metal o aleación productos de corrosión que muchos casos pueden ser eliminados de la superficie del metal por fenómenos de abrasión, erosión o fatiga dando lugar a pilas activas-pasivas. Por otra parte, la deformación plástica que puede sufrir la superficie del material durante el desgaste puede activarla químicamente y sensibilizarla para un posterior ataque químico.

1.6 Métodos de ensayo de desgaste

En este apartado se van a mencionar los diferentes ensayos de desgaste que se realizan para determinar los diversos tipos de desgaste antes mencionados. En la *tabla 3* aparecen recogidas las diferentes normas ASTM que se emplean para llevarlos a cabo. En este estudio se emplea la norma ASTM G99 debido a que se realiza en ensayo de desgaste *Pin-on-Disk* descrito más en profundidad dentro del *Capítulo 2-procedimiento experimental*.

Tabla 3 Normas ASTM correspondientes a los diferentes ensayos de desgaste. Fuente: Elaboración propia

Código	Standard test Method
ASTM G32	Cavitation Erosion Using Vibratory Apparatus
ASTM G63	Liquid Impingement Erosion Testing
ASTM G65	Measuring Abrasion Using the Dry Sand/Rubber Wheel Apparatus
ASTM G75	Determination of Slurry Abrasivity (Miller Number) and Slurry Abrasion Response of Materials (SAR Number)
ASTM G76	Conducting Erosion Test by Solid Particle Impingement Using Gas Jets
ASTM G77	Ranking Resistance of Materials to Sliding Wear Using Block-on-Ring Wear Test
ASTM G81	Jaw Crusher Gauging Abrasion Test
ASTM G83	Wear Testing with a Crossed-Cylinder Apparatus
ASTM G98	Galling Resistance of Materials
ASTM G99	Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus
ASTM G105	Conducting Wet Sand/Rubber Wheel Abrasion Tests
ASTM G115	Measuring and Reporting Friction Coefficients
ASTM G117	Calculating and Reporting measures of Precision Using Data from Interlaboratory Wear or Erosion Test
ASTM G118	Recommended Format of Wear Test Data Suitable for Databases
ASTM G119	Determining Synergism Between Wear and Corrosion
ASTM G132	Pin Abrasion Testing
ASTM G133	Linearly Reciprocating Ball-on-Flat Sliding Wear
ASTM G134	Erosion of Solid Materials by a Cavitating Liquid Jet
ASTM G137	Ranking Resistance of Plastic Materials to Sliding Wear Using a Block-on-Ring Configuration
ASTM G143	Measurement of Web/Roller Friction Characteristics
ASTM G163	Digital Data Acquisition in Wear and Friction Measurement
ASTM G164	Determination of Surface Lubrication on Flexible Webs

1.6.1. Métodos de ensayo de desgaste: desgaste abrasivo

En este tipo de ensayo hay que tener en cuenta que se va a utilizar partículas duras que actúan como abrasivo que se desgastan durante el ensayo. Es por eso que los resultados puede que no sean totalmente representativos. Si se ensaya con partículas sueltas estas pueden modificar tanto su forma como su tamaño de manera que la abrasión sobre el material disminuye con el tiempo debido a que se va desgastando el abrasivo.

Hay diferentes ensayos de abrasión, uno de ellos es el ensayo “pin in drum” que se muestra en la *figura c*, pero surgen problemas debido a que se ensaya con un abrasivo en forma de partículas sueltas. Como alternativa a este método tenemos el ensayo “pin on disc” *figura b* donde el abrasivo aparece en forma de sustrato, pero en esta disposición surgen problemas de embotamiento del abrasivo a medida que se produce el desgaste del material. Como solución a este ensayo aparece el ensayo “pin” *figura a* donde el recorrido lo realiza en espiral, pero limita el recorrido que pueda efectuar y por lo tanto limita las posibilidades de aplicación del ensayo.

Todos estos problemas que aparecen, hacen que los ensayos de mayor aplicación sean aquellos donde la alimentación del material abrasivo sea continua como los que se muestran en la *figura d* y *figura e*. En el ensayo de la *figura d* se basa en la creación de una fuerza centrífuga que provoca en movimiento de las partículas abrasivas y el de la *figura e* tenemos el mismo principio, pero donde tenemos unas condiciones de ensayo más controladas y hace por eso que sea el ensayo más fiable para ensayar el desgaste abrasivo.

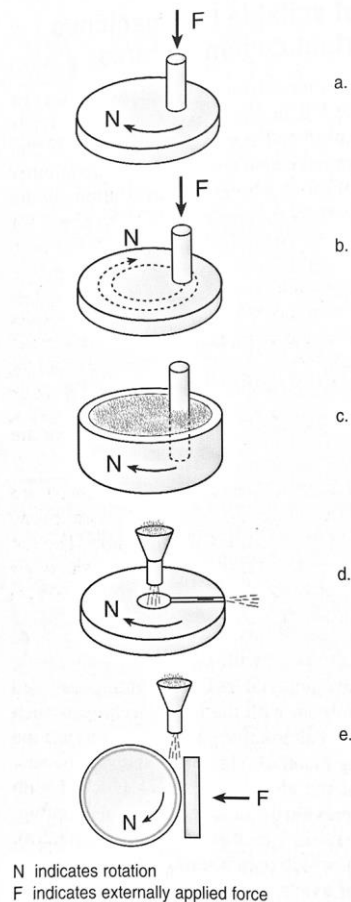


Figura 24 Configuración de varios ensayos de desgaste abrasivo en contacto con partículas abrasivas. Fuente: [4]

Este ensayo está normalizado según la Norma ASTM G65 “Standard Test Method for Measuring Abrasion Using the Dry Sand/Rubber Wheel Apparatus “. Donde se emplea una rueda de recubierta de caucho con un diámetro prefijado. La velocidad de giro de la rueda es de 200rpm y la alimentación de abrasivo es constante a velocidad constante. Se aplica una fuerza (F) y el número de revoluciones de la rueda es variable según cuatro procedimientos establecidos en la normal. El desgaste que ha sufrido el material se mide en función de la pérdida de peso en volumen.

Hay una variación de este ensayo escogido como el más fiable y aceptado, y es el que aparece recogido por la norma ASTM G105 “Standard Test Method For Conducting Wet Sand/ Rubber Wheel Abrasion Test”, [4] en el que el abrasivo empleado es una mezcla de arena y agua sumergido en una cámara

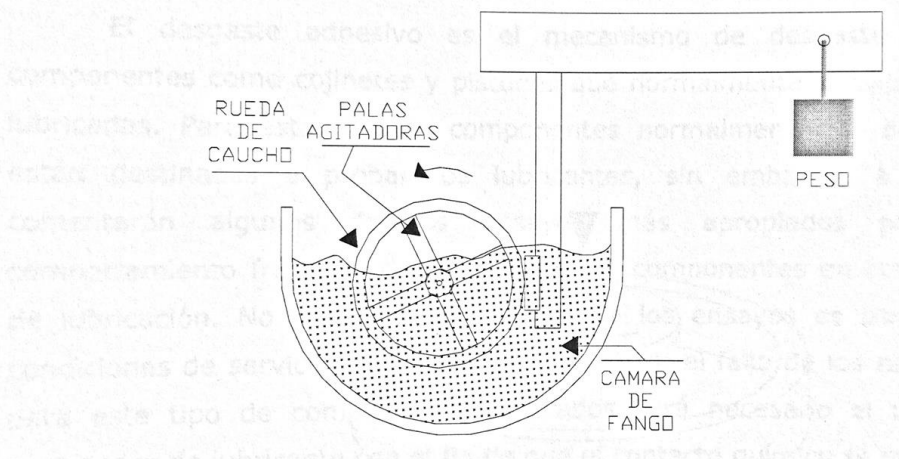


Figura 25 Esquema del dispositivo de ensayo según norma ASTM G105

El otro tipo de desgaste abrasivo que se había comentado era el debido a la acción de 3 cuerpos y los dispositivos empleados para la determinación de este ensayo son algo diferentes. Una característica a tener en cuenta en este tipo de ensayos es que la dureza de las dos superficies en contacto no sea de la misma dureza, así el abrasivo se incrusta en la superficie más blanda protegiéndola del desgaste en la *figura a*, aparece el diseño de un ensayo en circunstancias donde el movimiento es oscilatorio y donde el material más blando sería el disco y el más duro el que realiza el movimiento, es decir el “block”. En la *figura b* aparece un tipo de ensayo más adecuado para simular situaciones de alta velocidad, y tanto en la *figura c* como en la *d* son situaciones de ensayo donde el abrasivo permanece embebido en la superficie blanda desgastando a la superficie dura produciendo así una geometría constante y se producen cráteres esféricos en la superficie a ensayar.

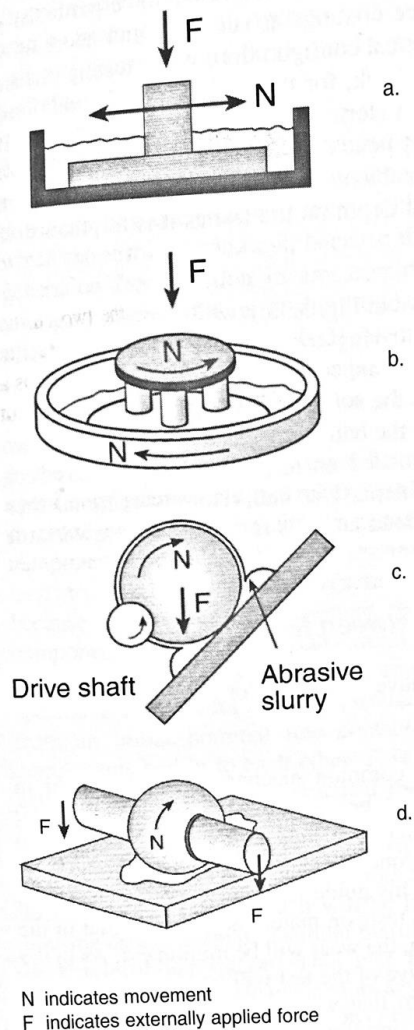


Figura 26 Configuraciones de varios ensayos de desgaste abrasivo por partículas atrapadas entre 2 superficies.
Fuente: [4]

1.6.2. Métodos de ensayo de desgaste: desgaste adhesivo

En la *figura 27* aparecen reflejados los diferentes métodos de ensayo de desgaste adhesivo. Este tipo de desgaste es el más común tanto en cojinetes como en pistones. Es por eso que normalmente trabajan en condiciones lubricadas y los ensayos van enfocados a probar lubricantes, pero se va a comentar los diferentes ensayos a falta de lubricación.

El desgaste adhesivo también es frecuente en componentes como frenos y cojinetes de fricción, donde el ensayo se puede realizar directamente debido a que son componentes sin lubricación.

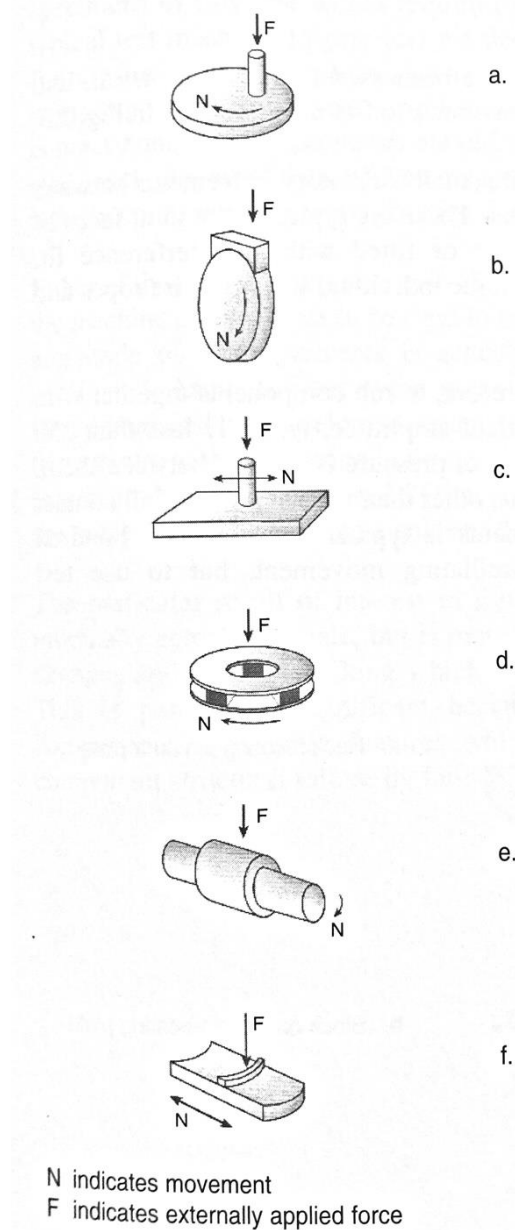


Figura 27 Configuraciones de varios ensayos de desgaste adhesivo entre dos superficies. Fuente: [4]

En la *figura 27 a*, aparece un ensayo simplificado del aro (representado por el pin) del pistón y de materiales cilíndricos (representado por el disco). En este ensayo la temperatura se modifica por el calor generado por la fricción, por lo que las condiciones del ensayo y en servicio no son las mismas. Este problema se subsana en la *figura c* donde la temperatura se controla debido a que la velocidad de movimiento recíproco es inferior al del ensayo anterior.

En las *figuras d y e* se pueden observar dos disposiciones típicas para ensayar cojinetes de fricción sin lubricación y arandelas de empuje. El dispositivo *d* muestra unos resultados mejores que el dispositivo *e* ya que en este último el área de contacto varía durante el ensayo debido a que hay que dejar unas tolerancias entre los diámetros de los dos pares para facilitar el montaje. Una simplificación de la *figura e* es la *figura b* donde la geometría de la muestra es ahora un bloque.

En la *figura f* se muestra la disposición típica para simular el aro del pistón y la camisa del cilindro de contacto. En este caso, el principal inconveniente es la geometría excesivamente compleja necesaria para la muestra a ensayar

1.6.3. Métodos de ensayo de desgaste: fretting

Los métodos de ensayo utilizados para determinar el desgaste fretting aparecen reflejados en la *figura 29*. El fretting ocurre cuando hay pequeñas oscilaciones entre dos superficies sometidas a grandes cargas por lo que la simulación implica fricción entre dos componentes normalmente con una pequeña amplitud del orden de $250\mu\text{m}$ sometidos a presión de contacto elevada. Es importante asegurar que este ensayo se realiza a temperaturas de servicio ya que la temperatura influye en el desgaste. Tanto la *figura a* como la *b* son configuraciones típicas para ensayar el desgaste por fatiga.

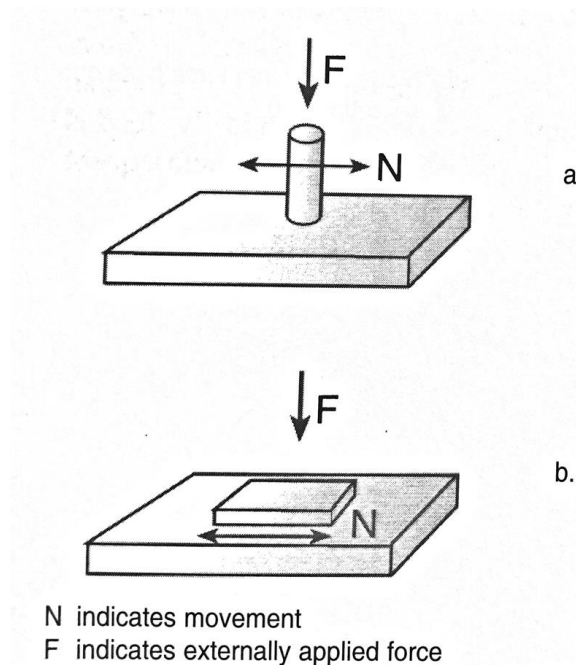


Figura 28 Configuración del ensayo de desgaste por fretting entre dos superficies. Fuente: [4]

1.6.4. Métodos de ensayo de desgaste: desgaste erosivo por cavitación

En la *figura 29* aparece un esquema de la configuración para ensayar el desgaste producido mediante erosión por cavitación. Mediante el empleo de oscilación a alta frecuencia de un eje la cavitación se crea cíclicamente se produce la cavitación cuando se aleja el eje de la superficie de ensayo.

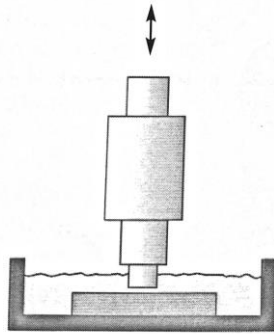


Figura 29 La configuración del ensayo del desgaste por erosión. Fuente: [4]

1.6.5. Métodos de ensayo de desgaste: desgaste erosivo por cavitación

La *figura 30 a* muestra el dispositivo para ensayar el desgaste erosivo producido por un chorro líquido, mientras que en la *figura 30 b* el agente causante de la erosión es un chorro de gas. En estos ensayos, para representar las condiciones de servicio, se debe controlar la forma, tamaño y dureza del abrasivo, así como la velocidad y el ángulo de impacto sobre la superficie de ensayo.

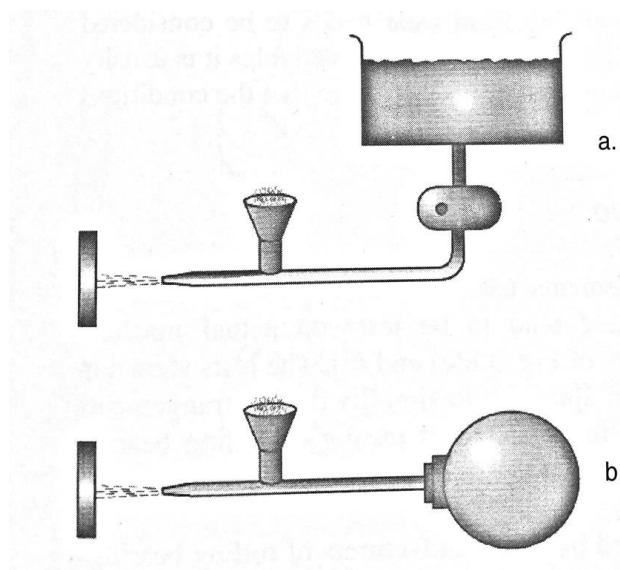
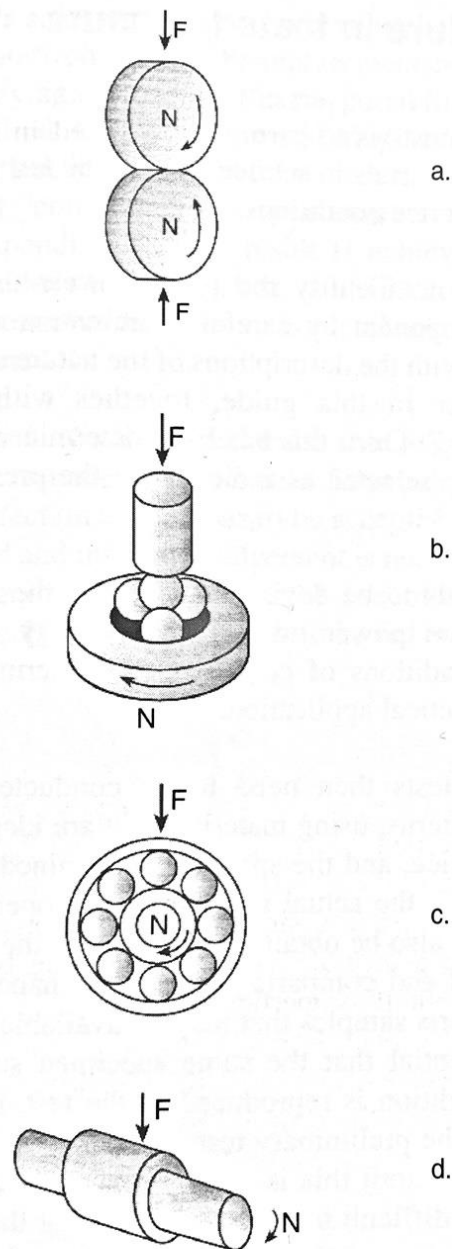


Figura 30 Configuración del ensayo de desgaste erosivo por erosión. Fuente: [4]

1.6.4. Métodos de ensayo de desgaste: desgaste por fatiga

En la *figura 31 c y 31 d* muestran dos dispositivos que simulan las condiciones de desgaste en componentes de maquinaria mientras que las *figuras a y b* son configuraciones más simples que aceleran los ensayos en caso de cojinetes de rodadura. Estos tipos de ensayos se emplean fundamentalmente en la industria y no se emplean en laboratorios.



N indicates movement
F indicates externally applied force

Figura 31: Configuraciones para el ensayo de desgaste por fatiga. Fuente: [4]

1.7. Resistencia al desgaste de los aceros inoxidables

Para los materiales féreos, la resistencia a la abrasión depende fundamentalmente de tres variables metalúrgicas: microestructura, dureza y contenido en carbono. Es preferible la estructura martensítica, por su dureza inherente, a las estructuras ferríticas y austeníticas que son más blandas. Los aceros inoxidables austeníticos de baja aleación, tales como AISI 201, AISI 301, y AISI 304, se vuelven magnéticos debido a la transformación martensítica que tiene lugar cuando se trabajan en frío lo que repercute en un aumento considerable de su resistencia al desgaste, aun así, se sigue prefiriendo el uso de los aceros inoxidables

martensíticos debido a las durezas que se pueden alcanzar durante el tratamiento térmico de estos materiales.

Los ensayos de abrasión en rueda seca muestran claramente que los aceros inoxidable austeníticos tienen menos resistencia al desgaste que los aceros inoxidable martensíticos. En estos últimos la resistencia al desgaste aumenta con el contenido en carbono. Así, el acero inoxidable martensítico 410 muestra una resistencia al desgaste similar que el más resistente de los austeníticos, mientras que la resistencia del 440 es unas tres veces superior. La razón de ello hay que buscarla en que, al aumentar el contenido en carbono, aumenta la cantidad de carburos que se pueden formar y, por lo tanto, la dureza del material y su resistencia al desgaste, siempre y cuando la dureza de estos precipitados sea mayor que la del medio abrasivo.

En la industria minera el deterioro del equipamiento por fenómenos de corrosión erosión es muy importante. En estas circunstancias las prestaciones de los aceros inoxidable son mejores que las de otras aleaciones férreas. Así, en los lodos abrasivos, aunque los aceros inoxidable experimentan un desgaste aún mayor que en condiciones secas, su comportamiento es mejor que el de los aceros al carbono martensíticos. Schumacher demostró que en mezclas abrasivas con 5% de NaCl y 0,5% de ácido acético los aceros inoxidable Nitronic 30, S17400 y 409 presentaron una mayor resistencia a la corrosión-erosión que los aceros Hadfield y el acero aleado 4340. También demostró que los aceros inoxidable del tipo 410 y, sobre todo el 304, tenían una mayor vida en servicio que otro tipo de aceros no inoxidable en equipos de minas de carbón.

A diferencia de lo que sucede en la abrasión, el comportamiento frente al desgaste adhesivo entre piezas del mismo material es mejor en ciertos aceros inoxidable austeníticos que los martensíticos y los endurecibles por precipitación. Entre ellos los aceros 201, 301, Gall-Tough y Nitronic 60 cuya resistencia al desgaste adhesivo se atribuye a la alta velocidad de endurecimiento por deformación en frío de estos materiales durante el proceso. Además, las dos últimas aleaciones poseen un alto contenido de silicio que da lugar a la aparición de una capa superficial de óxido de silicio que previene la transición a formas de desgaste más severas.

Otros tipos de aceros inoxidable austeníticos como el 316 y el 304 tienen un pobre comportamiento frente a este fenómeno. Sin embargo, el 304 mejora sus prestaciones si se enfrenta con superficies de otros aceros inoxidable excepto el acero endurecible por precipitación 17-4PH. El único acero inoxidable martensítico que muestra una resistencia al desgaste adhesivo apreciable es el 440C frecuentemente utilizado en rodamientos. El menor desgaste adhesivo entre superficies disimilares se da entre el 440C y el Nitronic-60.

En cuanto a la comparación con otro tipo de materiales, los aceros inoxidable de mayor resistencia al desgaste adhesivo (440C, Nitronic-60, 301) tienen mejor comportamiento que las aleaciones de aluminio Al-Mg-Si, Astralloy V (acero aleado muy resistente a la abrasión) y el acero AISI 4130. Sin embargo, son menos resistentes que los aceros Hadfield y la aleación de cobalto-cromo Stellite B. [9]

1.8. Acero martensítico AISI 431

Los aceros inoxidable martensíticos ocupan un lugar único en la ingeniería de materiales debido a su excelente combinación de propiedades como la alta resistencia, adecuada ductilidad, tenacidad y buena resistencia a la corrosión. Este acero tiene una extensa aplicación en plantas químicas, equipos de generación de energía, turbinas de gas como en palas y discos de turbinas y compresor, componentes de motores de aviones y accesorios y finalmente en componentes marinos.

Al contrario que otros tipos de aceros inoxidable los aceros inoxidable martensíticos pueden modificarse fácilmente mediante tratamientos térmicos. Los tratamientos que les aplicamos a los aceros inoxidable martensíticos son esencialmente los mismos que para los aceros de carbono o de baja aleación, ya que la resistencia máxima y la dureza dependen principalmente del contenido en carbono. Sin embargo, el alto contenido de elementos de aleación de estos aceros hace que la transformación sea tan lenta y la templabilidad sea tan alta que la dureza máxima se produce al enfriar al aire. [8]

CAPÍTULO 2: PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

2.1 Composición química del acero inoxidable martensítico AISI 431

El material que se va a emplear en el proyecto, son probetas de acero inoxidable martensítico que responden a la especificación “acero inoxidable martensítico AISI 431” que también se conoce como acero 1.4057, extraídas de una barra de 70 mm diámetro y una longitud de 2 m. Una vez hecho esto, se ha procedido a su posterior rectificado para obtener una superficie uniforme donde poder realizar los tratamientos térmicos y después los ensayos.

La composición química de este acero se muestra en la *tabla 4* teniendo como principales elementos de aleación el cromo, níquel y manganeso y siendo el porcentaje en carbono muy bajo:

Tabla 4 Composición química del acero inoxidable martensítico AISI 431.Fuente: [6]

ANÁLISIS QUÍMICO TÍPICO				
Carbono	0.20 máx.	Silicio	1.00 máx.	
Manganeso	1.00 máx.	Cromo	15.00 / 17.00	
Fósforo	0.04 máx.	Níquel	1.25 / 2.50	
Azufre	0.03 máx.			

Es un acero ferromagnético (lo atrae el imán), templado y revenido adquiere características mecánicas elevadas presentando buena resistencia a la corrosión por agua de mar y ambientes salinos. Su templabilidad varía con el contenido de níquel y cromo, a mayor contenido de estos elementos, mayor será su templabilidad.

Es un material muy propenso al agrietamiento si no se toman las medidas adecuadas aparecerán grietas profundas. En lo posible debe evitarse la soldadura, de no ser así es necesario precalentar las piezas antes de la soldadura, así como dar temple y revenido después de la misma.

El tipo 431 ha sido utilizado para los componentes altamente tensionados en la industria de la aviación, incluyendo sujetadores, rejilla para bomba, pernos, flechas para bombo etc. Debe considerarse para piezas donde se requiere una combinación óptima de resistencia al desgaste, la corrosión, dureza, tenacidad.

2.2 Descripción de los tratamientos térmicos

Se han extraído siete muestras del redondo para ensayar, las cuales se van a someter seis de ellas a tratamientos térmicos y cinco van a ser sometidas a un tratamiento térmico de revenido.

La primera muestra se va a tomar como referencia y no se va a realizar sobre ella ningún tratamiento térmico. Las seis muestras restantes han sido sometidas a un proceso de austenización y posterior templado en aceite.

Los aceros inoxidables martensíticos endurecen normalmente por calentamiento en el rango de austenización (925-1065 °C) y después son enfriados en aire o aceite. Cuando se

quiere obtener la máxima resistencia a la corrosión y la resistencia, el acero se debe austenizar cerca del máximo de dicho rango de temperaturas. Según diversos estudios llevados a cabo por investigadores, hemos establecido la temperatura de austenización en 1050°C para que los carburos puedan ser disueltos completamente y se pueda lograr una estructura de composición homogénea sin aumentar excesivamente el tamaño de grano. La variación de la dureza con el incremento de la temperatura de austenización se muestra en la *figura 33*.

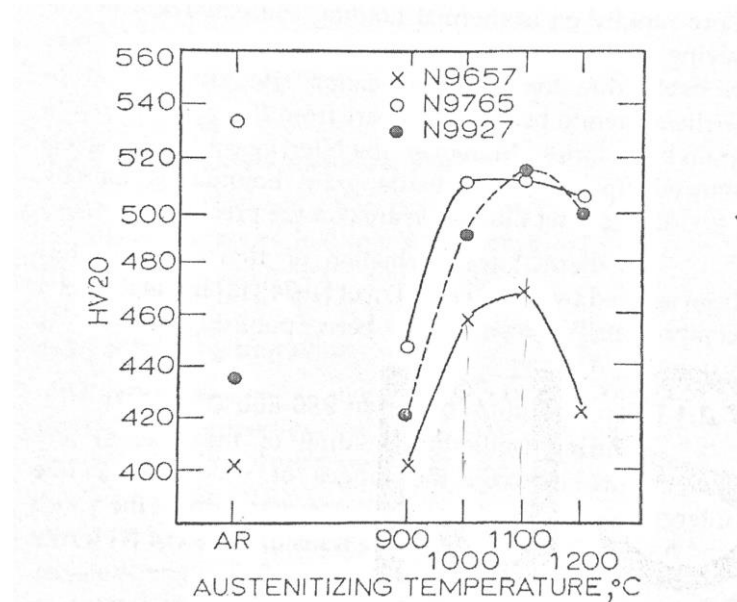


Figura 32 Variación de la dureza en función de la temperatura de austenización en el acero martensítico inoxidable AISI 431 templado. Fuente: [5]

Se muestra un pico de dureza entre los 1000°C- 1100°C para los 3 aceros martensíticos 431 estudiados que se muestran en la *figura 33* [5]. Este pico de dureza en ese intervalo de temperaturas se explica debido al mayor enriquecimiento en carbono de la austenita, lo que aumenta su dureza. La menor dureza por debajo de los 1000°C se debe a carburos no disueltos que dan como resultado una martensita más blanda y la disminución de la dureza por encima de los 1100°C se atribuye a una mayor cantidad de δ -ferrita y/o retención de la formación de austenita

Los tiempos de disolución de carburos, también llamados tiempos de permanencia, empleados en el endurecimiento de los aceros representan un compromiso entre lograr una solución máxima de carburos de cromo y hierro para obtener una óptima resistencia a la corrosión y evitar la descarburación, el crecimiento excesivo de grano, la retención de la austenita y la fragilización del material. Para secciones de 13 mm o menos de espesor el tiempo recomendado es entre 30 y 60 minutos. Para las demás secciones hay que añadir 30 min o más de tiempo por pulgada adicional. Estos tiempos se han de duplicar cuando la pieza a endurecer se ha recocido completamente o recocido isotérmicamente. En este estudio se ha establecido un tiempo de permanencia en el horno de 40 minutos.



Figura 33 Horno donde se han realizado los tratamientos térmicos Fuente: elaboración propia

Posteriormente se realizó el temple en aceite sin agitación. La elección de este medio de temple se debe a la alta templabilidad de este tipo de aceros por lo que no se necesitan medios de alta severidad de temple como pueden ser agua en agitación o agua en salmuera. Esto permite que los aceros inoxidables martensíticos puedan ser templados tanto en aceite como en aire. Aunque el templado en aceite es preferible, en piezas de gran longitud o geometría compleja se aconseja enfriar al aire para prevenir la distorsión del material o las o la aparición de grietas.



Figura 34 Aceite sin agitación usado en el temple Fuente: elaboración propia

Cinco muestras han sido sometidas a temperaturas de revenido de 200°C, 300°C, 475°C, 525°C y 575°C con un tiempo de permanencia de 1h y enfriamiento al aire. Para la elección de estas temperaturas se ha tenido en cuenta los estudios existentes sobre el fenómeno de la fragilidad del revenido. La fragilidad de revenido consiste en la reducción de la tenacidad de un metal al ser sometido al tratamiento térmico del revenido. Este fenómeno puede dar lugar a fallos mecánicos o por corrosión que hay que prever. El acero AISI 431 es susceptible a la fragilidad de revenido entre 370-565°C. Se cree que es causada por la segregación del

fósforo en los límites de grano de la austenita durante la austenización del acero. La tendencia del acero a presentar fragilidad en el revenido aumenta por la segregación de los elementos de aleación, en particular, magnesio y cromo en los bordes de grano de la austenita. Por debajo de 370°C los elementos de aleación no presentan la suficiente movilidad en la red.

En la condición de temple, la resistencia a la rotura y dureza de los aceros inoxidable martensíticos es alta pero la ductilidad y la tenacidad baja. El rango de temperaturas de revenido para aceros inoxidable martensíticos es normalmente entre 480-750°C. En este rango, la dureza de la martensita disminuye en función del tiempo, siendo esta disminución más rápida cuanto mayor sea la temperatura. Se debe tener cuidado de revenir la aleación con alto contenido en cromo durante un tiempo excesivo ya que es posible la precipitación de la fase sigma en la ferrita. Esto dará lugar a la fragilización de la estructura.

2.3 Análisis metalográfico

Se realizó el corte de las muestras con una sierra alternativa de la cual se extrajeron probetas cilíndricas y de las cuales posteriormente se cortaron piezas más pequeñas con una cortadora metalográfica de la marca TECNICUT de TECNIMETAL con el tamaño adecuado para ser embutidas.



Figura 35 cortadora metalográfica de la marca TECNICUT de TECNIMETAL Fuente: elaboración propia

Posteriormente se realizó la embutición de las muestras. Este proceso tiene como objetivo facilitar su manejo. Los medios de embutición deben ser compatibles con la muestra y los más utilizados son polímeros termoestables (resinas fenólicas, resinas epoxi) y polímeros termoplásticos (metacrilato de metilo).

En este estudio se coloca la muestra en una resina que polimeriza por el efecto de la presión y temperatura. La temperatura de la resina de moldeo puede alcanzar temperaturas

de polimerización entre 70 y 100°C con una presión en torno a 200 bar y temperatura de desmolde entre 40 y 50°C.

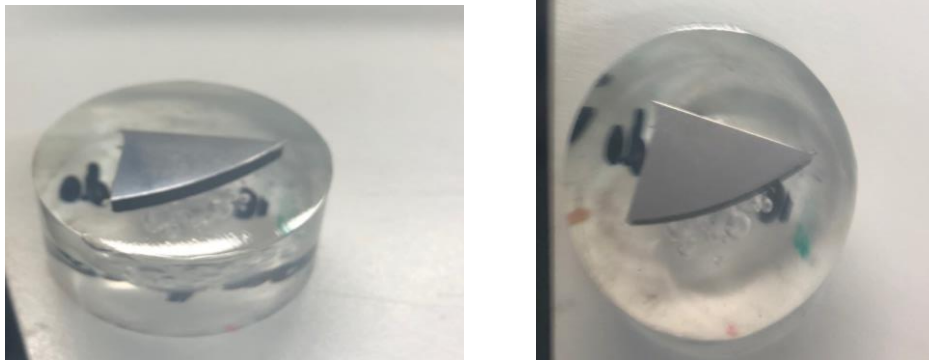


Figura 36 muestras embutidas. Fuente: elaboración propia

Una vez que se han embutido las muestras lo que hay que hacer es someterlas a un proceso de desbaste y pulido. El desbaste tiene como objetivo poner al descubierto la superficie metálica, la eliminación de la superficie dañada o deformada en el corte del material, dejar libre de impurezas la superficie metálica y dar a la muestra una conformación plana. El desbaste manual se ha realizado de manera manual con papeles abrasivos de carburo de silicio (SiC) de n°:120, 180, 220, 320 y 600. Este número se corresponde en modo inverso con el tamaño de partícula del abrasivo, es decir, mayor número menor tamaño de la partícula de abrasivo, y viceversa. El papel abrasivo se pone sobre un vidrio plano y la muestra se desplaza sobre el papel abrasivo con la mano alternativamente en la misma dirección hasta que hayan desaparecido las rayas de la etapa anterior. Al pasar a otro papel más fino, hay que eliminar los granos que puedan quedar adheridos de la etapa anterior. Se efectúa un nuevo desplazamiento perpendicular a la etapa anterior, hasta que se consigan eliminar las rayas de la etapa anterior y, así, sucesivamente.

Antes de realizar el ataque metalográfico para revelar la estructura del acero, se realizó un proceso de pulido manual cuyo objetivo es eliminar las rayas de desbaste y conseguir una superficie reflectora que permita ver con nitidez su microestructura a través del microscopio óptico. Las máquinas pulidoras van provistas de un disco plano de madera, aluminio o bronce recubierto por un paño (de tela de billar, nylon, seda, algodón, etc.) sobre el que se deposita un abrasivo en suspensión en un líquido adecuado. Los abrasivos más utilizados son la alúmina α , alúmina γ , magnesia, diamante, rojo inglés y Oxido de cromo. En este trabajo se ha optado por la utilización de pasta de diamante debido a que el material a ensayar es muy duro. Esta operación se realizó con una pulidora-lijadora TECNIPOL de TECNIMETAL que permite una velocidad de giro de 200 o 400 rpm.

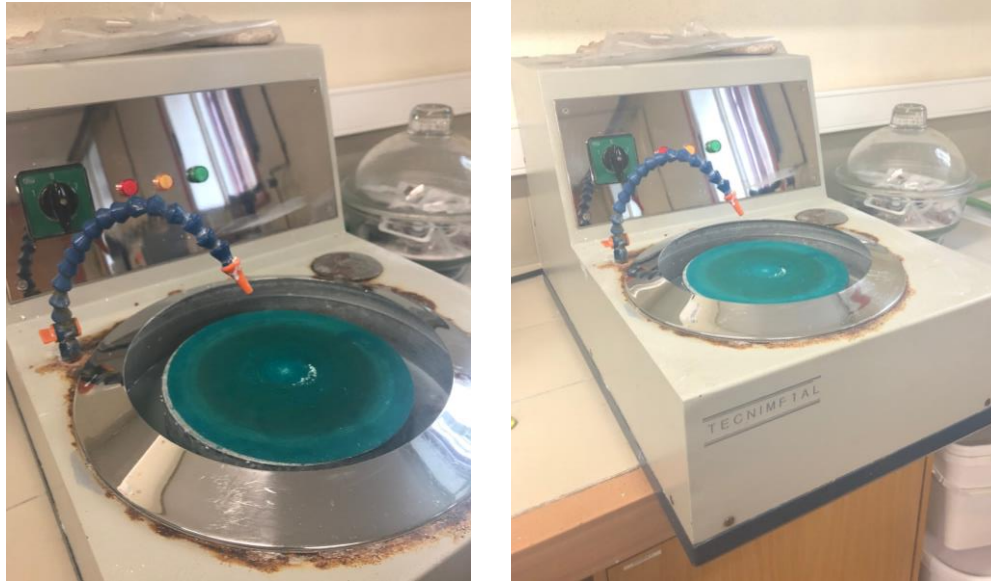


Figura 37 una pulidora-lijadora TECNIPOL de TECNIMETAL Fuente: elaboración propia

Como etapa final se procede al ataque metalográfico ya que solo se pueden observar al microscopio sin ataque aquellos materiales cuyos constituyentes tienen grandes diferencias de reflectividad de la luz (mayor de un 8%). El resto de los materiales necesitan ataque metalográfico que puede ser químico, tenido químico, calor, electrolítico y anodizado.

En este caso se ha utilizado el ataque químico con el agente Vilela cuya composición es 1 g de ácido pícrico, 5 mL HCl y 100 mL de etanol [9].



Figura 38 muestras desbastadas y pulidas. Fuente: elaboración propia

El microscopio óptico utilizado fue un OLYMPUS modelo BH2 que permite obtener microfotografía 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 39 microscopio óptico OLYMPUS modelo BH2 Fuente: elaboración propia

La nomenclatura utilizada para hacer referencia a las muestras obtenidas ha sido la siguiente:

Muestra 1: muestra tomada del redondo en bruto, sin ser sometida a ningún tratamiento térmico.

Muestra 2: muestra que ha sido sometida al tratamiento térmico del temple en aceite sin agitación con una temperatura de austenización de 1050°C.

Muestra 3: muestra que ha sido sometida al tratamiento térmico de temple en aceite sin agitación con una temperatura de austenización de 1050°C y posterior tratamiento de revenido a una temperatura de 200°C.

Muestra 4: muestra que ha sido sometida al tratamiento térmico de temple en aceite sin agitación con una temperatura de austenización de 1050°C y posterior tratamiento de revenido a una temperatura de 300°C.

Muestra 5: muestra que ha sido sometida al tratamiento térmico de temple en aceite sin agitación con una temperatura de austenización de 1050°C y posterior tratamiento de revenido a una temperatura de 475°C.

Muestra 6: muestra que ha sido sometida al tratamiento térmico de temple en aceite sin agitación con una temperatura de austenización de 1050°C y posterior tratamiento de revenido a una temperatura de 525°C.

Muestra 7: muestra que ha sido sometida al tratamiento térmico de temple en aceite sin agitación con una temperatura de austenización de 1050°C y posterior tratamiento de revenido a una temperatura de 575°C.

2.4 Ensayo de dureza

Se realiza en ensayo de dureza Rockwell C siguiendo la norma *UNE-EN ISO 6508-1* que se adjunta en el anejo correspondiente. Este ensayo se realiza presionando en dos etapas un indentador de tamaño, forma y material especificado contra la superficie de una probeta bajo condiciones concretas. Se mide la profundidad h de la huella que ha quedado en la superficie bajo la fuerza preliminar de ensayo, después de retirar una fuerza adicional de ensayo. A partir de los valores de h y de las dos constantes N y S , la dureza Rockwell se calcula aplicando la fórmula:

$$HR = N - \frac{h}{S} \quad (12)$$

En este ensayo usamos como penetrador un cono de diamante, primero aplicando una precarga de 10 kg y después cargando hasta 150 kg.

Los valores de las constantes de las que depende en el sayo HRC aparecen reflejadas en las siguientes tablas:

Tabla 5 Escalas Rockwell. Fuente: Norma UNE-EN ISO 6508-1

Escala de dureza Rockwell	Símbolo de dureza	Tipo de indentador	Fuerza preliminar de ensayo F_0	Fuerza adicional de ensayo F_1	Fuerza total de ensayo F	Campo de aplicación (Ensayo de dureza Rockwell)
A ^a	HRA	Cono de diamante	98,07 N	490,3 N	588,4 N	20 HRA a 88 HRA
B ^b	HRB	Bola 1,587 5 mm	98,07 N	882,6 N	980,7 N	20 HRB a 100 HRB
C ^c	HRC	Cono de diamante	98,07 N	1,373 kN	1,471 kN	20 HRC a 70 HRC
D	HRD	Cono de diamante	98,07 N	882,6 N	980,7 N	40 HRD a 77 HRD
E	HRE	Bola 3,175 mm	98,07 N	882,6 N	980,7 N	70 HRE a 100 HRE
F	HRF	Bola 1,587 5 mm	98,07 N	490,3 N	588,4 N	60 HRF a 100 HRF
G	HRG	Bola 1,587 5 mm	98,07 N	1,373 kN	1,471 kN	30 HRG a 94 HRG
H	HRH	Bola 3,175 mm	98,07 N	490,3 N	588,4 N	80 HRH a 100 HRH
K	HRK	Bola 3,175 mm	98,07 N	1,373 kN	1,471 kN	40 HRK a 100 HRK
15N	HR15N	Cono de diamante	29,42 N	117,7 N	147,1 N	70 HR15N a 94 HR15N
30N	HR30N	Cono de diamante	29,42 N	264,8 N	294,2 N	42 HR30N a 86 HR30N
45N	HR45N	Cono de diamante	29,42 N	411,9 N	441,3 N	20 HR45N a 77 HR45N
15T	HR15T	Bola 1,587 5 mm	29,42 N	117,7 N	147,1 N	67 HR15T a 93 HR15T
30T	HR30T	Bola 1,587 5 mm	29,42 N	264,8 N	294,2 N	29 HR30T a 82 HR30T
45T	HR45T	Bola 1,587 5 mm	29,42 N	411,9 N	441,3 N	10 HR45T a 72 HR45T

^a El campo de aplicación puede ampliarse hasta 94 HRA para los ensayos de carburos.

^b El campo de aplicación puede ampliarse hasta 10 HRBW si así se indica en la especificación del producto o por acuerdo particular.

^c El campo de aplicación puede ampliarse hasta 10 HRC si el indentador tiene las medidas apropiadas.

NOTA Los indentadores esféricos de diámetro 6,350 mm y 12,70 mm también pueden utilizarse se así si indica en la especificación del producto o por acuerdo particular.

Tabla 6 Símbolos y abreviaturas. Fuente: Norma UNE-EN ISO 6508-1

Símbolo/ Abreviatura	Denominación	Unidad
F_0	Fuerza preliminar de ensayo	N
F_1	Fuerza adicional de ensayo	N
F	Fuerza total de ensayo	N
S	Unidad de escala, específica para la escala	mm
N	Número, específico para la escala	
h	Profundidad de la huella que ha quedado en la superficie bajo la fuerza preliminar de ensayo después de retirar la fuerza adicional de ensayo (profundidad remanente de la huella)	mm
HRA HRC HRD	Dureza Rockwell = $100 - \frac{h}{0,002}$	
HRB HRE HRF HRG HRH HRK	Dureza Rockwell = $130 - \frac{h}{0,002}$	
HRN HRT	Dureza Rockwell = $100 - \frac{h}{0,001}$	

Para la designación de la dureza HRC usamos la siguiente nomenclatura:

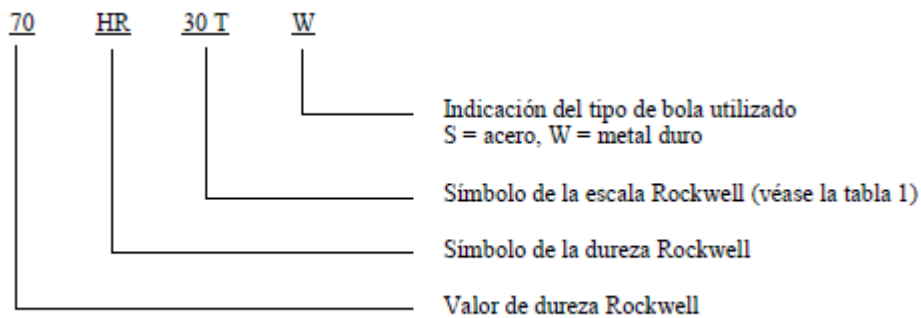


Figura 40 Designación de la dureza HRC. Fuente: Norma UNE-EN ISO 6508-1



Figura 41 Máquina de ensayos de dureza Rockwell Fuente: elaboración propia

2.5 Ensayo de desgaste

Para realizar el ensayo de desgaste se ha seguido la norma: Norma *ASTM G99. Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus*. [10]

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. Este es el ensayo que se llevará a cabo con las probetas. El equipo consiste en un disco giratorio sobre el que se coloca uno de los materiales bajo ensayo y que es cargado a través de un elemento (del otro material bajo ensayo) tipo punzón, bola o superficie plana por medio de un peso conocido (hasta 60 N). El sistema es controlado por ordenador (velocidad regulable) y se puede obtener y registrar diferentes parámetros (fuerza de rozamiento, coeficiente de rozamiento, desgaste y temperatura)



Figura 42 Máquina de ensayo de desgaste Pin on disk. Fuente: elaboración propia

El conjunto permite además modificar de forma dinámica el radio de fricción, de manera que se pueden efectuar ensayos con contacto en zona “nueva”. El sistema de control incluye el software MT4002, para la realización de ensayos y el tratamiento de datos. El equipo base se puede equipar con diferentes accesorios para condiciones de ensayo particulares y la medida de magnitudes mecánicas adicionales.

Dada la influencia del acabado superficial en los resultados que se obtienen en este tipo de ensayos de desgaste se ha tenido un cuidado especial en la preparación previa de las muestras, asegurando que todas ellas presenten un valor de rugosidad similar e inferior en todos los casos a 0.1 micras.

El procedimiento consiste en primer lugar, en la limpieza de las probetas, y seguidamente se pesan. Se insertan en el dispositivo de sujeción, de tal manera que la probeta se encuentre perpendicular al eje de rotación.

A continuación, se coloca el pin en su dispositivo de sujeción, de tal manera que quede perpendicular a la muestra, y así se obtenga el mejor contacto. Se aplica la carga apropiada al pin, de acuerdo a las condiciones de desgaste que se quieren medir. Se enciende el motor y se ajusta la velocidad (rpm) hasta el valor deseado.

Para todas las muestras los parámetros de ensayo fueron los mismos:

- carga 10 N
- velocidad de giro de 299 rpm
- radio de 3 mm
- temperatura de 200°C, (temperatura de operación)
- recorrido del ensayo= 1 km, tiempo aproximado 66 minutos.
- el pin empleado fue una bola de carburo de tungsteno

La resistencia al desgaste se determinó como la pérdida de masa experimentada en cada caso por la muestra ensayada después del proceso controlado de desgaste. La medida de la masa en cada una de las etapas de ensayo se determinó mediante una balanza analítica SCALTEC modelo SBC 22 con precisión de 0.00001 g.



Figura 43 balanza analítica SCALTEC modelo SBC 22 Fuente: elaboración propia

CAPÍTULO 3: RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1 Estructura metalográfica

La estructura metalográfica obtenida de las diferentes muestras estudiadas aparece en las *figuras 45 a 52*.

En la muestra 1, que aparece reflejada en la *figura 44*, se puede apreciar la microestructura del acero en estado de suministro, que refleja una estructura en estado normalizado del acero. En ella hay una estructura bainítica formada por ferrita y por carburos de pequeño tamaño.

Microestructura de la muestra 1: muestra en estado de suministro

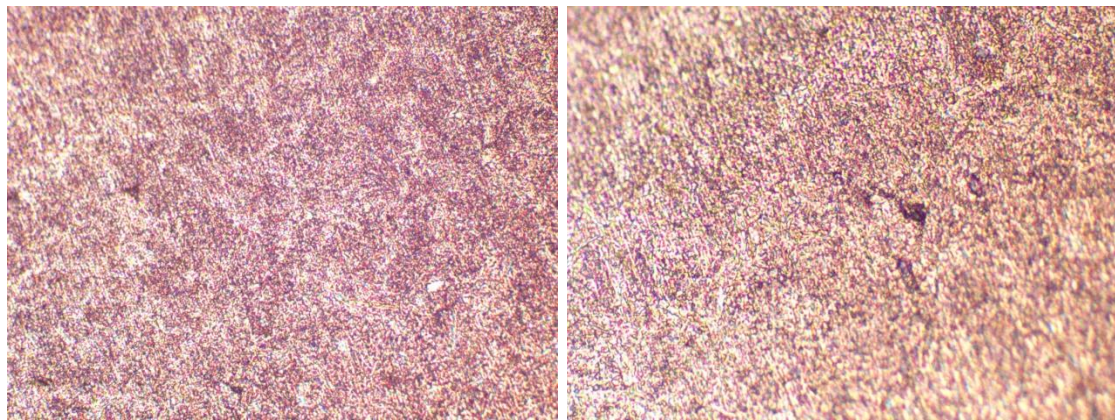


Figura 44 Microestructura de la muestra 1, 200x (izq.) y 500x (dcha.) Fuente: elaboración propia

La *figura 45* muestra la microestructura del acero únicamente templado, sin tratamiento de revenido posterior, mientras que en las *figuras 46 a 51* se puede observar la estructura de las muestras sometidas a temple y revenido posterior a cinco temperaturas distintas. En todas estas muestras se puede ver la aparición de pequeñas partículas de ferrita.

Se justifica que los granos que aparecen de forma poligonal son de ferrita (fase α) debido a que la martensita no se revela con esa forma, los granos poligonales solo pueden ser ferrita o austenita (fase γ). No podría ser austenita retenida debido a que siempre aparecería atrapada en medio de la matriz martensítica, ya que cuando se temple es la austenita la que sufre la transformación martensítica y, en el caso que no se cruce la temperatura final de dicha transformación, la austenita quedaría retenida en forma de austenita metaestable.

La aparición de la ferrita se justifica en el diagrama ternario de la *figura 45*. La composición del acero inoxidable martensítico AISI 431 está entre 15-17% Cr. Como se puede observar, en el calentamiento hasta la temperatura de austenización (1050°C), se alcanza el campo bifásico $\alpha + \gamma$. La ferrita (fase α) no se transforma durante el temple. Esta estructura implica obtener una estructura donde por una parte se obtiene una fase muy blanda (ferrita) y un microconstituyente muy duro (martensita).

En cuanto a la microestructura de la matriz, ésta evoluciona paulatinamente desde la martensita (*figuras 46y 47*) con su aspecto astillado hasta una estructura típicamente bainítica en las muestras revenidas a altas temperaturas (*figuras 50 y 51*). También se ha observado un cierto aumento del tamaño de grano en las muestras revenidas debido, posiblemente a la coalescencia de estas partículas para formar otras mayores mediante un proceso difusional.

Otro proceso difusional a tener en cuenta es la precipitación de carburos de cromo. El cromo formador de estos carburos puede proceder de dos fuentes: por una parte, el cromo procedente de la película pasiva de óxido de cromo que dota de pasividad a estos acero y que, a temperaturas comprendidas entre 400 y 900°C puede dar lugar a la aparición de carburo de cromo que pueden dar lugar a la sensibilización del acero a la corrosión y, por otra parte, del cromo disuelto en la matriz que al formar carburo de cromo produce la denominada dureza secundaria de revenido, lo que daría lugar a un aumento de la dureza a determinadas temperaturas de revenido.

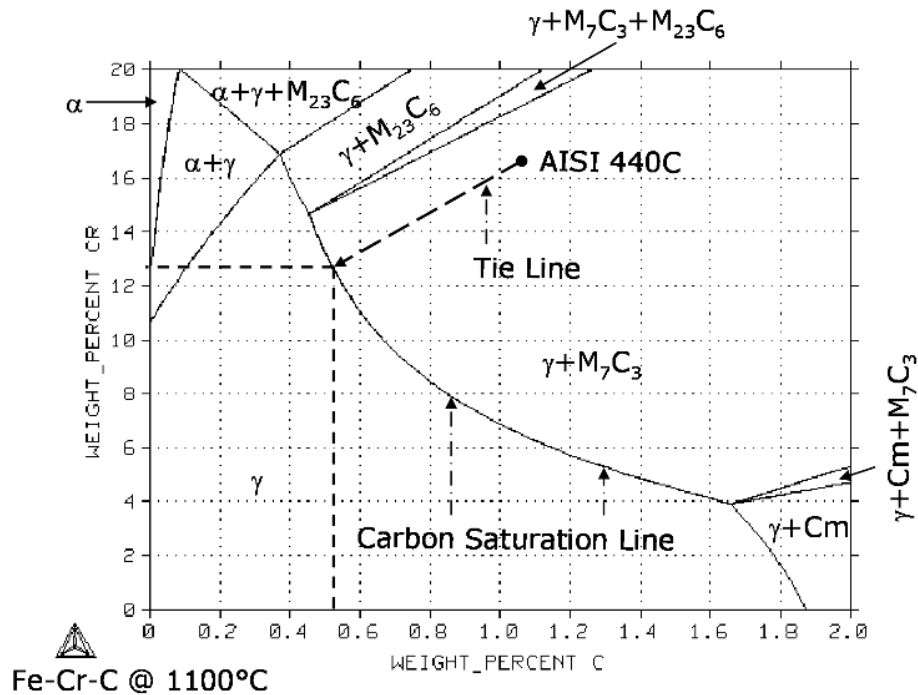


Figura 45 Diagrama ternario Fe-Cr-C a 1100°C Fuente: **Thermo-Calc** coupled with **TCFE2000** thermodynamic database.

En la *figura 46* aparece la muestra que has sido sometida únicamente al tratamiento de temple, en la que podemos observar una estructura de la matriz con apariencia astillada o acicular que nos indica que es una estructura martensítica. Esta estructura no se revela del todo bien debido al agente atacante que se ha utilizado.

También aparecen granos de ferrita mencionados anteriormente, que implica que no obtengamos la máxima dureza en el temple debido a que la ferrita es el microconstituyente más blando pero la aparición de la ferrita es inevitable.

Microestructura de la muestra 2: muestra templada

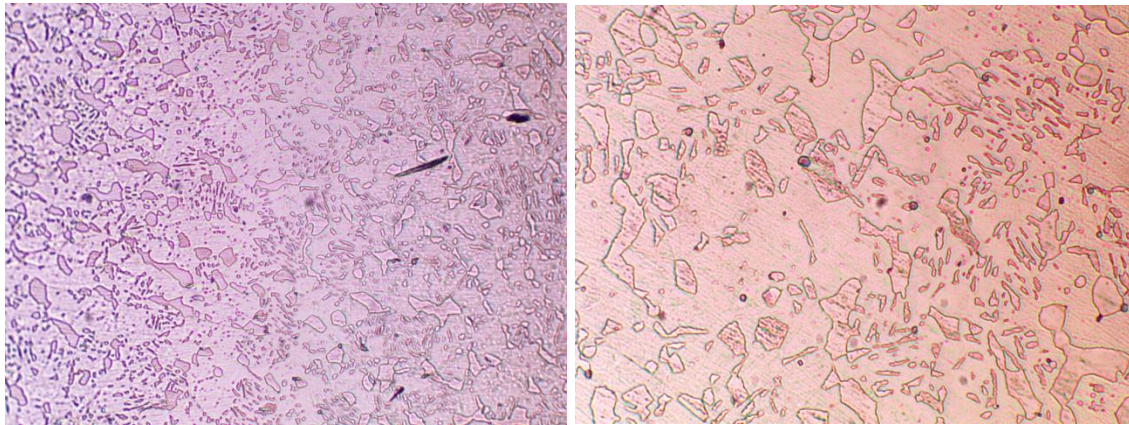


Figura 46 Microestructura de la muestra 2, 200x (izq.) y 500x (dcha.) Fuente: elaboración propia

Microestructura de la muestra 3: muestra revenida a 200°C

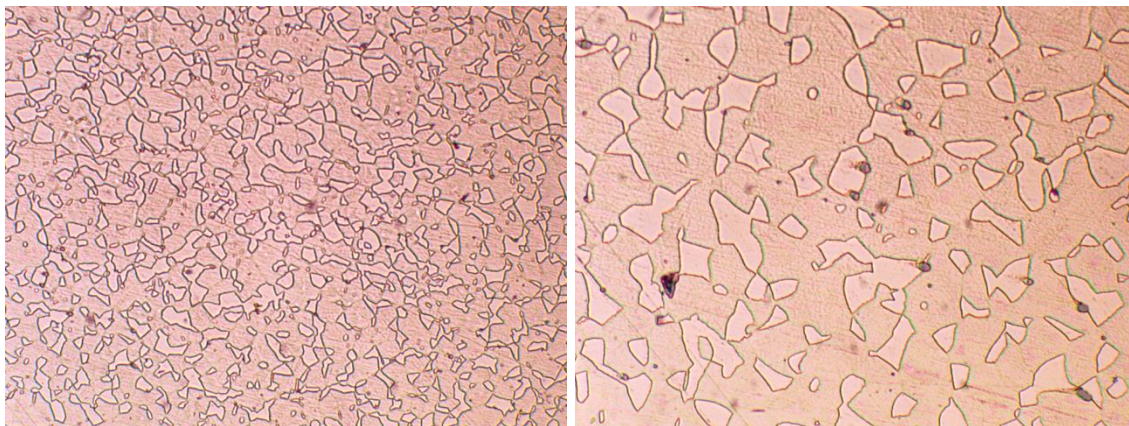


Figura 47 Microestructura de la muestra 3, 200x (izq.) y 500x (dcha.) Fuente: elaboración propia

Microestructura de la muestra 4: muestra revenida a 300°C

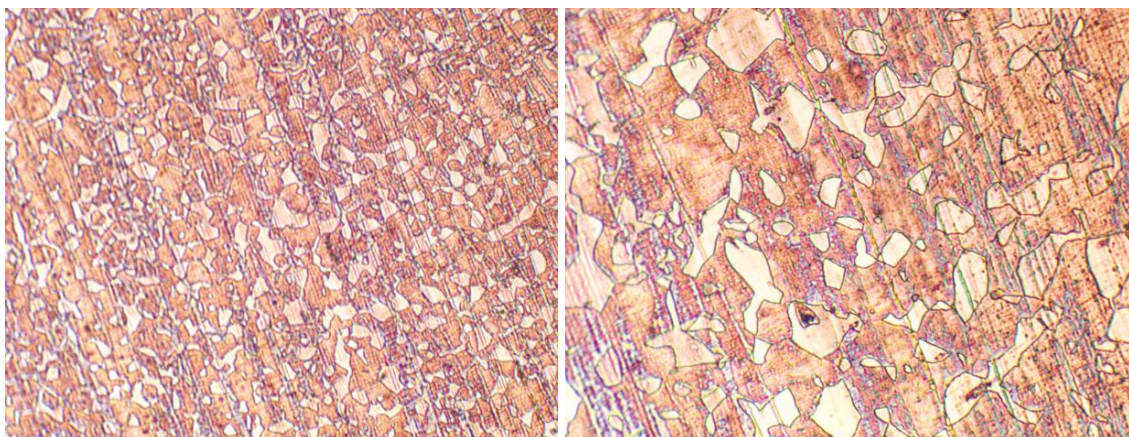


Figura 48 Microestructura de la muestra 4, 200x (izq.) y 500x (dcha.) Fuente: elaboración propia

Microestructura de la muestra 5: muestra revenida a 475°C

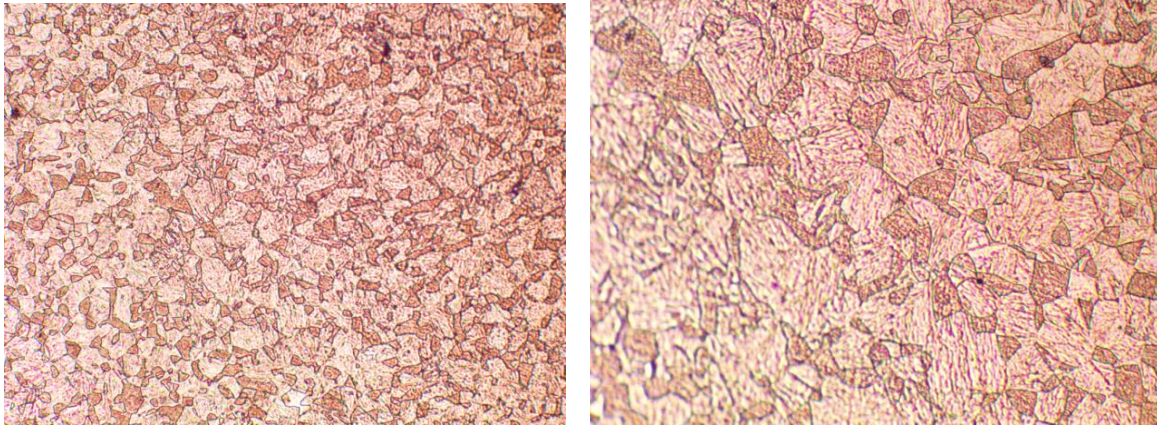


Figura 49 Microestructura de la muestra 5, 200x (izq.) y 500x (dcha.) Fuente: elaboración propia

Microestructura de la muestra 6: muestra revenida a 525°C

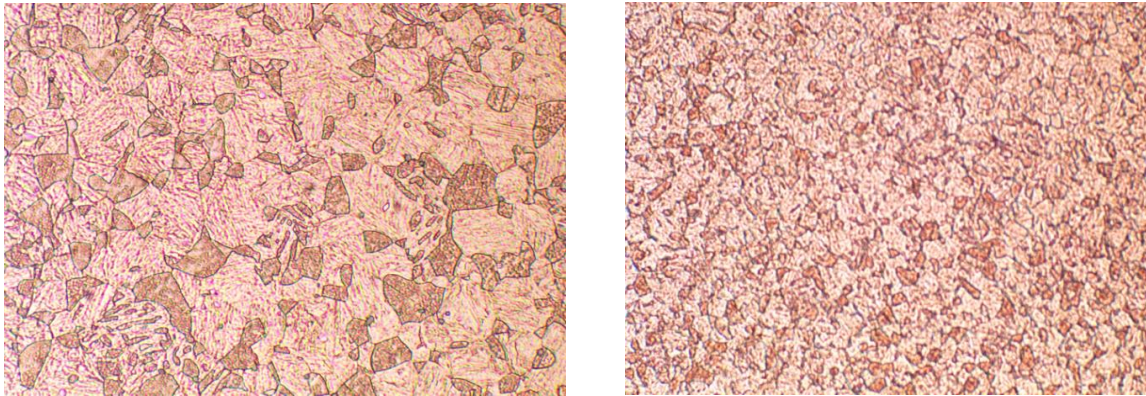


Figura 50 Microestructura de la muestra 6, 200x (izq.) y 500x (dcha.) Fuente: elaboración propia.

Microestructura de la muestra 7: muestra revenida a 575°C

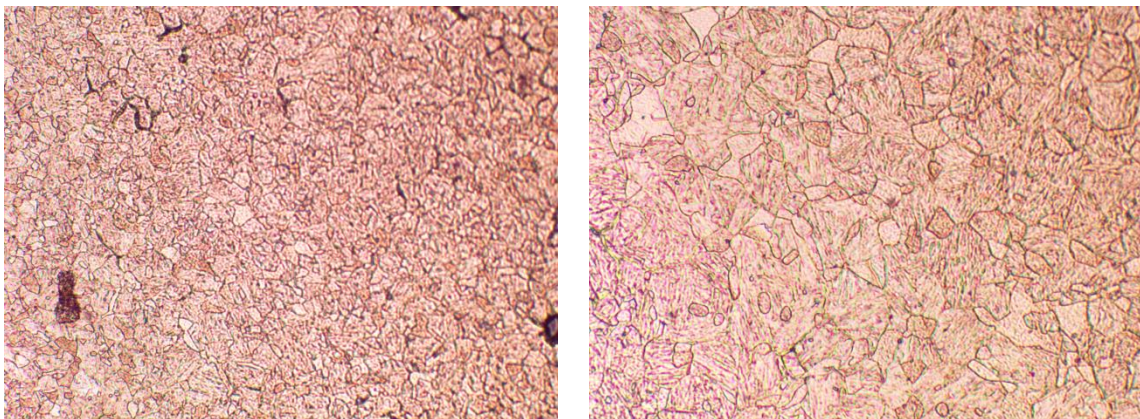


Figura 51 Microestructura de la muestra 7, 200x (izq.) y 500x (dcha.) Fuente: elaboración propia

3.2. Resultados del ensayo de dureza HRC

En la *tabla 7* podemos apreciar los resultados que se han obtenido de dureza en los ensayos considerados como válidos, su valor medio, su desviación típica y el coeficiente de Pearson. Estos valores también se aprecian representados gráficamente en las *figuras 52, 53 y 54*.

La dureza HRC es una media de las tres medidas que se han realizado sobre cada muestra y el coeficiente de Pearson se define como el cociente de la desviación típica entre la media. El coeficiente de Pearson nos sirve para independizar la desviación típica del valor medio de la dureza medida, y así poder filtrar con mayor precisión aquellos resultados que son válidos de los que implican una dispersión en el valor inaceptable. De esta forma se ha establecido un valor de referencia para admitir los resultados de los diferentes ensayos un valor del coeficiente de Pearson máximo de 0,1, desechando todos aquellos ensayos que implican un aumento del coeficiente por encima de este valor.

Como se observa en la *tabla 7* y en la *figura 54* se consideran como válidos todos los resultados de la dureza media obtenida, debido a que los valores del coeficiente de Pearson son muy bajos, siendo el mayor valor 0,07 obtenido en el revenido a 200°C.

El valor de dureza inferior se corresponde con la muestra en estado bruto de colada, consiguiéndose un incremento notable en el valor medido para la muestra templada.

La dureza obtenida en el temple va disminuyendo paulatinamente cuando sometemos las muestras a revenidos de 200°C, 300°C, 425°C y 525°C. Esta disminución es mayor cuanto mayor es la temperatura de revenido empleada en el tratamiento. En las muestras que han sido sometidas al tratamiento de revenido a bajas temperaturas aparece martensita revenida en sus primeras etapas de transformación, cuando la formación de carburos de hierro es aún incipiente, mientras que en las de mayor temperatura de revenido la transformación bainítica se ha desarrollado aún más dando lugar a unos carburos de mayor tamaño típicos de la bainita superior. Aparece un ligero aumento de la dureza cuando se aplica un revenido a 575°C debido al fenómeno antes mencionado de dureza secundaria de revenido. Aun así, la dureza conseguida es menor que la de la muestra solamente templada. Como se puede comprobar en las microestructuras de las *figuras 46 y 47*. La dureza en el revenido tiene mucha influencia en la cantidad de austenita retenida por eso la variación de la dureza es muy estable debido a la transformación de la austenita retenida en bainita que compensa la disminución de esa bajada de la dureza, sino sería normal que la disminución fuese mayor.

Tabla 7 Resultados de dureza HRC. Fuente: elaboración propia

	Dureza 1	Dureza 2	Dureza 3	Dureza	Desviación típica	Coficiente Pearson
Referencia	25	24	22,5	23,83	1,26	0,05
Templado	44	44	43	43,67	0,58	0,01
Revenido 200	39	44,5	41,5	41,67	2,75	0,07
Revenido 300	41,5	40	39,5	40,33	1,04	0,03
Revenido 475	37	41	40,5	39,50	2,18	0,06
Revenido 525	39,5	38,5	40	39,33	0,76	0,02
Revenido 575	43,5	42,5	44	43,33	0,76	0,02

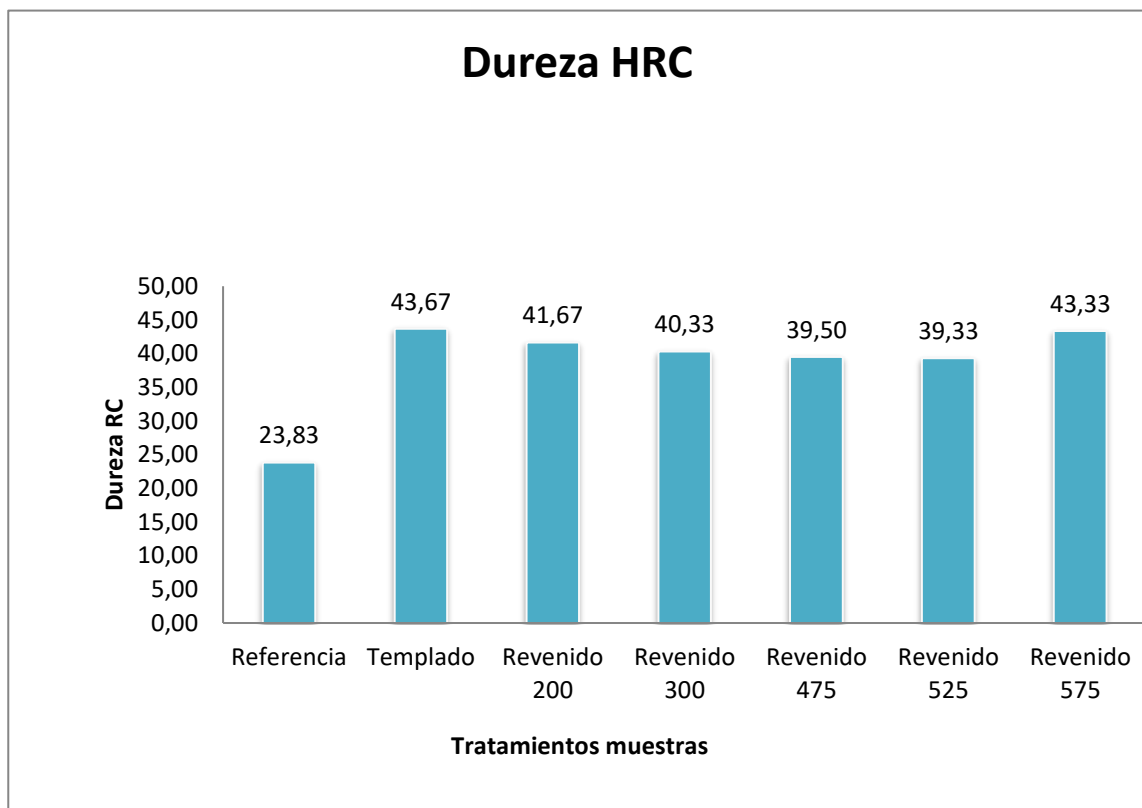


Figura 52 Gráfica de dureza HRC. Fuente: elaboración propia

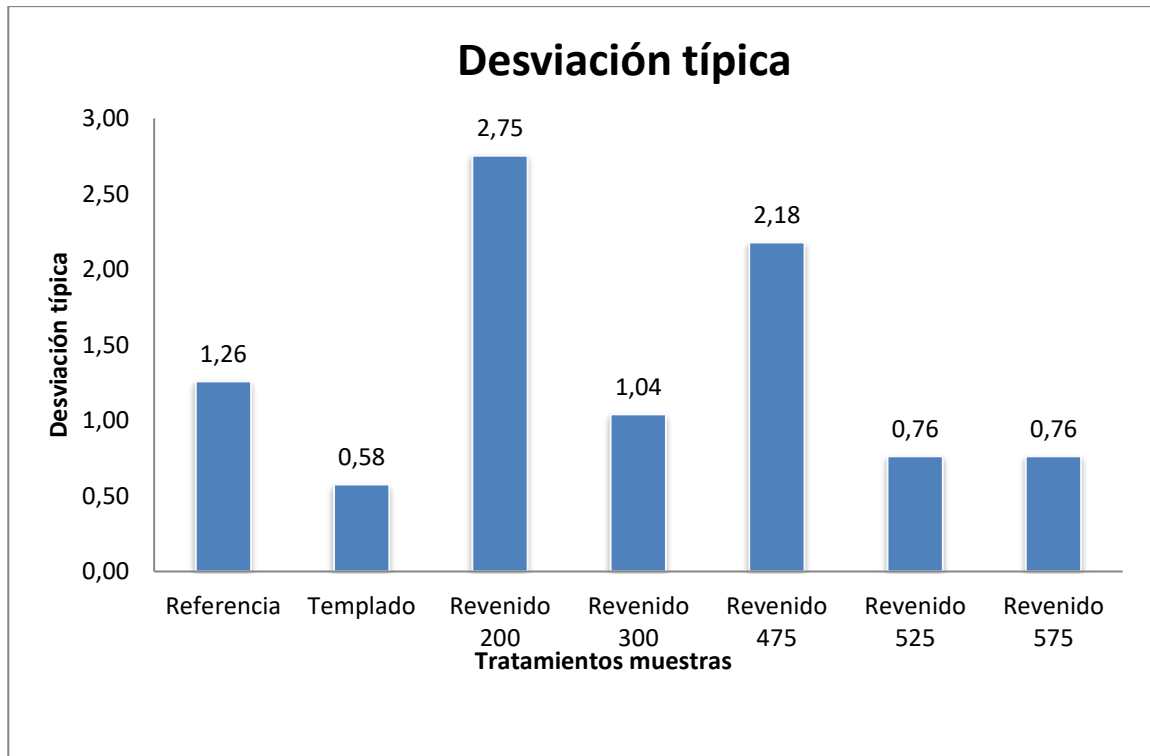


Figura 53 Desviación típica de dureza HRC. Fuente: elaboración propia

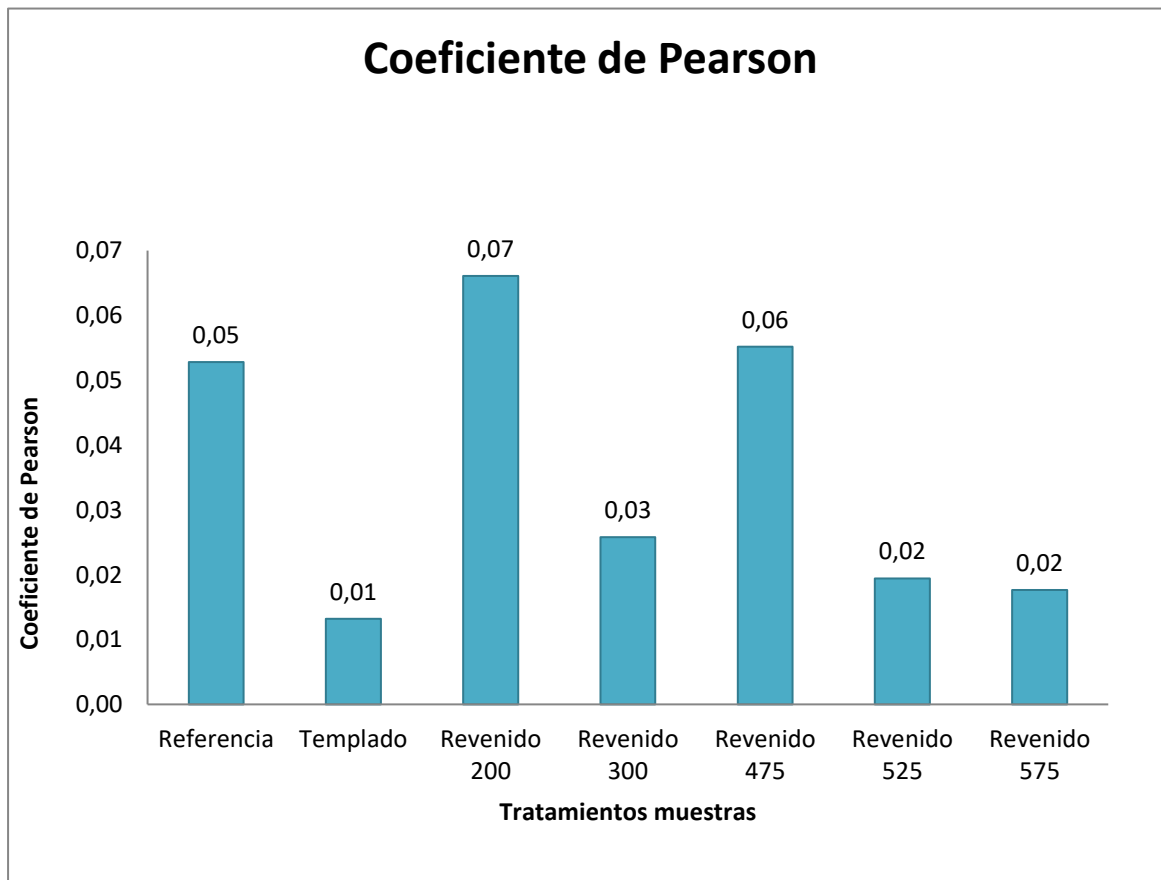


Figura 54 Coeficiente de Pearson de la dureza HRC. Fuente: elaboración propia

3.3 Resultados del ensayo de desgaste

Los resultados obtenidos en el ensayo de desgaste se muestran en las *tablas 8 y 9* donde la diferencia es la pérdida de masa en gramos obtenida tras someter las muestras al ensayo de desgaste. Se han realizado dos ensayos debido a que la dispersión de resultados ha sido mínima. En la *figura 55* se muestra la variación del desgaste de las diferentes muestras ensayadas, resultados que varían desde un valor mínimo de 0,17g obtenido en el temple, hasta un valor de 0,39 g obtenido en el revenido a 525°C.

Existe una correlación entre la dureza y la resistencia al desgaste, cuanto más blando es el material la pérdida de peso es mayor. La resistencia al desgaste disminuye notablemente desde las temperaturas más bajas de revenido e, incluso, todos los revenidos muestran resistencias al desgaste inferiores a la muestra normalizada. A tenor de estos resultados, el revenido es contraproducente para la resistencia al desgaste de estos aceros, por lo tanto, aunque el revenido da una situación de compromiso entre ductilidad, resistencia a la tracción y dureza que pueda ser beneficiosa desde el punto de vista de la resistencia estructural del material, no es conveniente desde el punto de vista tribológico. La explicación del porqué teniendo menos dureza en la probeta de referencia se obtiene menos desgaste que en las probetas revenidas radica en que las partículas muy duras provenientes de la matriz de martensita y carburos desgastan o arrancan con suma facilidad la ferrita que es una fase muy blanda.

Tabla 8 Resultados del ensayo de desgaste, ensayo 1. Fuente: elaboración propia

PIEZA	PESO INICIAL	PESO FINAL	DIFERENCIA
Referencia	72,40	72,17	0,24
Templado	110,68	110,56	0,12
Revenido 200°C	86,01	85,66	0,34
Revenido 300°C	119,43	119,09	0,35
Revenido 475°C	104,73	104,43	0,30
Revenido 525°C	125,93	125,55	0,38
Revenido 575°C	118,75	118,36	0,38

Tabla 9 Resultados del ensayo de desgaste, ensayo 2. Fuente: elaboración propia

PIEZA	PESO INICIAL	PESO FINAL	DIFERENCIA
Referencia	72,17	71,88	0,28
Templado	110,56	110,34	0,22
Revenido 200°C	85,66	85,34	0,33
Revenido 300°C	119,09	118,74	0,35
Revenido 475°C	104,44	104,02	0,42
Revenido 525°C	125,55	125,15	0,40
Revenido 575°C	118,37	117,99	0,38

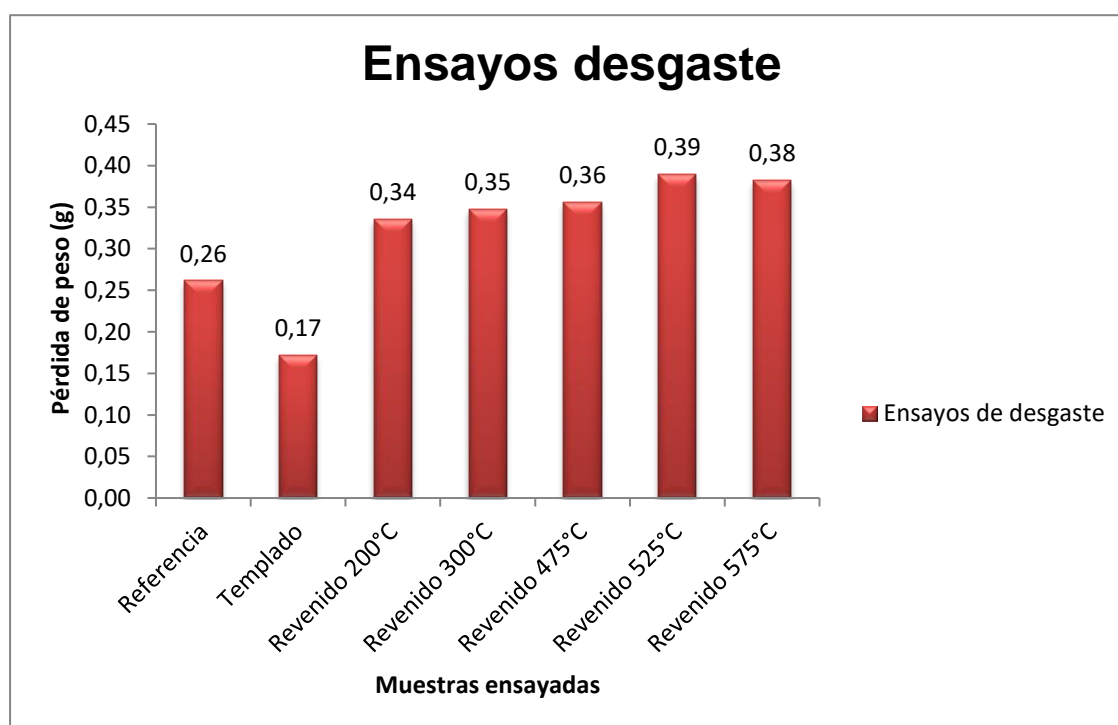


Figura 55 Gráfica de los resultados del ensayo de desgaste. Fuente: elaboración propia

CONCLUSIONES

Se han realizado ensayos de desgaste, dureza y análisis metalográfico sobre las diferentes muestras que hemos sometido a los tratamientos térmicos de temple y revenido con diferentes temperaturas.

Tanto la dureza, desgaste como la estructura metalográfica varía en cada muestra en función del tratamiento térmico al que ha sido sometida como se muestra en el capítulo de resultados obtenidos.

Referente a la microscopía se deduce que cuando sometemos las muestras a templado la matriz es martensítica debido a la apariencia acicular, aunque no se revele de todo bien la estructura debido al agente atacante que se ha utilizado. Los granos que aparecen de forma poligonal se deduce que es ferrita debido a que la martensita no se revela con esa forma y los granos poligonales solo pueden ser ferrita o austenita, pero no es austenita retenida debido a que siempre aparecería en la matriz ya que cuando templamos transformamos la estructura austenítica en martensítica. Durante el proceso de austenización entramos en el campo $\gamma + \delta$ y por eso aparece la ferrita debido a que es una estructura blanda, y es inevitable

La ferrita que aparece en la matriz martensítica hace que la dureza obtenida sea menor, por eso se justifica que con forme aparece más ferrita en la microestructura la dureza sea menor tal y como se muestran en los resultados obtenidos. La estructura de las dos últimas muestras donde se han realizado los revenidos a 525 y 575°C (revenidos a altas temperaturas) se muestra una estructura menos astillada por lo que se justifica que es una estructura bainítica.

En el templado no se va a alcanzar la máxima dureza posible debido a la aparición inevitable de la ferrita (granos poligonales) y necesitaríamos otro tipo de agente atacante con coloración para mostrar la austenita retenida que aparece en la matriz martensítica del templado. La disminución de la dureza se muestra cuando revenimos hasta 525°C y finalmente aparece una dureza secundaria en el revenido por encima de la temperatura de 575°C, que no llega a ser tanta como en el temple.

La dureza en el revenido tiene mucha influencia en la cantidad de austenita retenida por eso la variación de la dureza es muy estable debido a la transformación de la austenita retenida en bainita que compensa la disminución de esa bajada de la dureza, sino sería normal que la disminución fuese mayor.

Referente al desgaste, obtenemos un mayor desgaste cuando sometemos las muestras a un revenido e el menor desgaste tras el tratamiento del temple. La justificación del menor desgaste de la muestra templada es debido a que es la muestra más dura tal y como aparece en los resultados. La explicación del porqué teniendo menos dureza en la probeta de referencia se obtiene menos desgaste que en las probetas revenidas radica en que las partículas más duras provenientes de la matriz de martensita, carburos o bainita desgastan o arrancan con suma facilidad la ferrita.

BIBLIOGRAFÍA

- [1] Merino Casals, Concepción (2017). “*Aceros inoxidables*”. Madrid: Dextra.
- [2]: Avner, Sydney H. (1979). *Introducción a la metalurgia física*. Madrid: McGraw-Hill.
- [3] Rabinowicz, Ernest (1995). *Friction and wear of materials*. USA: John Wiley & Sons, INC.
- [4]: MJ Neale and M Gee (2001). *Wear Problems and Testing for Industry*. Norwich, New York, USA: William Andrew publishing
- [5] A.Rajasekhar “*Heat Treatment Methods Applied to AISI 431 Martensitic Stainless Steels*” *International Journal of Scientific & Engineering Research*, Volume 6, Issue 4, April-2015.
- [6] Ficha técnica acero inoxidable martensítico AISI 431 departamento técnico de Aceros Fortuna.
- [7] I.hemmati-V.Ocelik.J.Th.M.De Hosson “*Microstructural characterization of AISI 431 martensitic stainless steel laser-deposited coatings*” *International Journal of Scientific & Engineering Research*, Published online: 12 January 2011.
- [8] Deamley PA, Smith GA (2004) *Wear* 256; 491
- [9] “*Metallography and Microstructures*” de ASM
- [10] Brickner, K.G.: *Metals Engineering Quarterly*, May 1968, 8(2), 1-29
- [11] Pickerring, F.B.: *International Metals Review* No.211, 1976, 227-268
- [12] Bloom, F.K., “*Effect of heat treatment and related factor son straight chromium stainless steels*,” *Corrosion*, vol.9, no.2, 1953, p.56-65
- [13] Narasimha Rao, B.V., Miller, R.W, and Thomas, G: *Proc. 16th international Heat Treatment Conference*, The Materials Society, London, 1976, pp.75-85.
- [14] *ASTM G99. Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus*
- [15] *UNE-EN ISO 6508-1*
- [16] Kurz W, Trivedi R (1994) *Master Sci Eng A* 179-189:46
- [17] Bontha S, Klingbeil N, Kobryn P, Fraser H (2009) *Master Sci Eng A* 513-514:311.
- [18] Universidad Autónoma de León, (2015) <http://eprints.uanl.mx/398/1/1020116796.PDF>.
- [19] G. Cimiano y R. Escriche – Bautermi (2002)
<http://www.interempresas.net/Pintura/Articulos/2456-El-tratamiento-termico-de-los-aceros-inoxidables.html>
- [20] Calculation of phase diagrams,
http://www.calphad.com/martensitic_stainless_steel_for_knives_part_1.



UNIVERSIDADE DA CORUÑA



Escola Politécnica Superior

TRABAJO FIN DE GRADO

CURSO 2017/18

*Influencia del tratamiento térmico de revenido en la
resistencia al desgaste del acero inoxidable martensítico
AISI 431*

Grado en Ingeniería Mecánica

Documento

ANEXO I: NORMA ENSAYO HRC

Mayo 2007

TÍTULO

Materiales metálicos

Ensayo de dureza Rockwell

Parte 1: Método de ensayo (escalas A, B, C, D, E, F, G, H, K, N, T)

(ISO 6508-1:2005)

Metallic materials. Rockwell hardness test. Part 1: Test method (scales A, B, C, D, E, F, G, H, K, N, T) (ISO 6508-1:2005).

Matériaux métalliques. Essai de dureté Rockwell. Partie 1: Méthode d'essai (échelles A, B, C, D, E, F, G, H, K, N, T) (ISO 6508-1:2005).

CORRESPONDENCIA

Esta norma es la versión oficial, en español, de la Norma Europea EN ISO 6508-1:2005, que a su vez adopta la Norma Internacional ISO 6508-1:2005.

OBSERVACIONES

Esta norma sustituye a la Norma EN ISO 6508-1:2005 (ratificada por AENOR).

ANTECEDENTES

Esta norma ha sido elaborada por el comité técnico AEN/CTN 7 *Ensayos de Materiales* cuya Secretaría desempeña ESCUELA UNIVERSITARIA DE ARQUITECTURA TÉCNICA.

Editada e impresa por AENOR
Depósito legal: M 23561:2007

© AENOR 2007
Reproducción prohibida

LAS OBSERVACIONES A ESTE DOCUMENTO HAN DE DIRIGIRSE A:

AENOR

C Génova, 6
28004 MADRID-España

Asociación Española de
Normalización y Certificación

Teléfono 91 432 60 00
Fax 91 310 40 32

30 Páginas

Grupo 19

Versión en español

Materiales metálicos
Ensayo de dureza Rockwell
Parte 1: Método de ensayo (escalas A, B, C, D, E, F, G, H, K, N, T)
(ISO 6508-1:2005)

Metallic materials. Rockwell hardness test.
Part 1: Test method (scales A, B, C, D, E,
F, G, H, K, N, T). (ISO 6508-1:2005)

Matériaux métalliques. Essai de dureté
Rockwell. Partie 1: Méthode d'essai
(échelles A, B, C, D, E, F, G, H, K, N, T).
(ISO 6508-1:2005)

Metallische Werkstoffe. Härteprüfung
nach Rockwell. Teil 1: Prüfverfahren
(Skalen A, B, C, D, E, F, G, H, K, N, T).
(ISO 6508-1:2005)

Esta norma europea ha sido aprobada por CEN el 2005-12-14.

Los miembros de CEN están sometidos al Reglamento Interior de CEN/CENELEC que define las condiciones dentro de las cuales debe adoptarse, sin modificación, la norma europea como norma nacional. Las correspondientes listas actualizadas y las referencias bibliográficas relativas a estas normas nacionales pueden obtenerse en el Centro de Gestión de CEN, o a través de sus miembros.

Esta norma europea existe en tres versiones oficiales (alemán, francés e inglés). Una versión en otra lengua realizada bajo la responsabilidad de un miembro de CEN en su idioma nacional, y notificada al Centro de Gestión, tiene el mismo rango que aquéllas.

Los miembros de CEN son los organismos nacionales de normalización de los países siguientes: Alemania, Austria, Bélgica, Chipre, Dinamarca, Eslovaquia, Eslovenia, España, Estonia, Finlandia, Francia, Grecia, Hungría, Irlanda, Islandia, Italia, Letonia, Lituania, Luxemburgo, Malta, Noruega, Países Bajos, Polonia, Portugal, Reino Unido, República Checa, Suecia y Suiza.

CEN
COMITÉ EUROPEO DE NORMALIZACIÓN
European Committee for Standardization
Comité Européen de Normalisation
Europäisches Komitee für Normung
CENTRO DE GESTIÓN: Rue de Stassart, 36 B-1050 Bruxelles

PRÓLOGO

El texto de la Norma EN ISO 6508-1:2005 ha sido elaborado por el Comité Técnico ISO/TC 164 *Ensayos mecánicos de los materiales metálicos* en colaboración con el Comité Técnico ECISS/TC 1 *Ensayos de acero*, cuya Secretaría está desempeñada por AFNOR.

Esta norma europea debe recibir el rango de norma nacional mediante la publicación de un texto idéntico a ella o mediante ratificación antes de finales de junio de 2006, y todas las normas nacionales técnicamente divergentes deben anularse antes de finales de junio de 2006.

Esta norma anula y sustituye a la Norma Europea EN ISO 6508-1:1999.

De acuerdo con el Reglamento Interior de CEN/CENELEC, están obligados a adoptar esta norma europea los organismos de normalización de los siguientes países: Alemania, Austria, Bélgica, Chipre, Dinamarca, Eslovaquia, Eslovenia, España, Estonia, Finlandia, Francia, Grecia, Hungría, Irlanda, Islandia, Italia, Letonia, Lituania, Luxemburgo, Malta, Noruega, Países Bajos, Polonia, Portugal, Reino Unido, República Checa, Rumania, Suecia y Suiza.

DECLARACIÓN

El texto de la Norma Internacional ISO 6508-1:2005 ha sido aprobado por CEN como Norma Europea EN ISO 6508-1:2005 sin ninguna modificación.

ÍNDICE

	Página
PRÓLOGO	6
INTRODUCCIÓN	7
1 OBJETO Y CAMPO DE APLICACIÓN	7
2 NORMAS PARA CONSULTA	7
3 PRINCIPIO	7
4 SÍMBOLOS, ABREVIATURAS Y DENOMINACIONES	7
5 MÁQUINA DE ENSAYO	10
6 PROBETA	10
7 PROCEDIMIENTO	11
8 INCERTIDUMBRE DE LOS RESULTADOS	12
9 INFORME DE ENSAYO	13
ANEXO A (Normativo) ENSAYO CONVENCIONAL HR30Tm Y HR15Tm PARA PRODUCTOS DELGADOS	14
ANEXO B (Normativo) ESPESOR MÍNIMO DE LA PROBETA DE ENSAYO EN RELACIÓN CON LA DUREZA ROCKWELL	15
ANEXO C (Normativo) CORRECCIONES QUE DEBEN AÑADIRSE A LOS VALORES DE DUREZA ROCKWELL OBTENIDOS SOBRE SUPERFICIES CILÍNDRICAS CONVEXAS	18
ANEXO D (Normativo) CORRECCIONES QUE DEBEN AÑADIRSE A LOS VALORES DE DUREZA ROCKWELL DE ESCALA C OBTENIDOS SOBRE SUPERFICIES DE ENSAYO ESFÉRICAS DE DIFERENTES DIÁMETROS	21
ANEXO E (Informativo) PROCEDIMIENTO DE CONTROL PERIÓDICO DE LA MÁQUINA DE ENSAYO POR EL USUARIO	22
ANEXO F (Informativo) NOTAS SOBRE INDENTADORES DE DIAMANTE	23
ANEXO G (Informativo) INCERTIDUMBRE DE LOS VALORES DE DUREZA MEDIDOS	24
BIBLIOGRAFÍA	30

PRÓLOGO

ISO (la Organización Internacional de Normalización) es una federación mundial de organismos nacionales de normalización (organismos miembros de ISO). El trabajo de preparación de las normas internacionales normalmente se realiza a través de los comités técnicos de ISO. Cada organismo miembro interesado en una materia para la cual se haya establecido un comité técnico, tiene el derecho de estar representado en dicho comité. Las organizaciones internacionales, públicas y privadas, en coordinación con ISO, también participan en el trabajo. ISO colabora estrechamente con la Comisión Electrotécnica Internacional (IEC) en todas las materias de normalización electrotécnica.

Las normas internacionales se redactan de acuerdo con las reglas establecidas en la Parte 2 de las Directivas ISO/IEC.

La tarea principal de los comités técnicos es preparar normas internacionales. Los proyectos de normas internacionales adoptados por los comités técnicos se envían a los organismos miembros para su votación. La publicación como norma internacional requiere la aprobación por al menos el 75% de los organismos miembros con derecho a voto.

Se llama la atención sobre la posibilidad de que algunos de los elementos de esta norma internacional puedan estar sujetos a derechos de patente. ISO no asume la responsabilidad por la identificación de cualquiera o todos los derechos de patente.

La Norma Internacional ISO 6508-1 fue preparada por el Comité Técnico ISO/TC 164, *Ensayos mecánicos de los materiales metálicos*, Subcomité SC 3, *Ensayos de dureza*.

Esta segunda edición anula y sustituye a la primera edición (ISO 6508-1:1999) que ha sido objeto de una revisión técnica.

La Norma Internacional ISO 6508 consta de las siguientes partes bajo el título general *Materiales metálicos. Ensayo de dureza Rockwell*:

- *Parte 1: Método de ensayo (escalas A, B, C, D, E, F, G, H, K, N, T).*
- *Parte 2: Verificación y calibración de las máquinas de ensayo (escalas A, B, C, D, E, F, G, H, K, N, T).*
- *Parte 3: Calibración de los bloques patrón (escalas A, B, C, D, E, F, G, H, K, N, T).*

INTRODUCCIÓN

La verificación periódica de la máquina de ensayo descrita en el anexo informativo E es una buena práctica metrológica. Se tiene la intención de convertir este anexo en normativo en la próxima revisión de esta parte de la Norma Internacional ISO 6508.

1 OBJETO Y CAMPO DE APLICACIÓN

Esta parte de la Norma Internacional ISO 6508 especifica el método de ensayo para la determinación de la dureza Rockwell y de la dureza Rockwell superficial (escalas y campo de aplicación de acuerdo con la tabla 1) para materiales metálicos.

Se llama la atención sobre el hecho de que en esta parte de la Norma Internacional ISO 6508 se consideran los indentadores esféricos de metal duro como el tipo normalizado de indentadores esféricos Rockwell. Los indentadores esféricos de acero pueden continuar usándose si la especificación del producto así lo indica o por acuerdo particular.

NOTA 1 Se advierte que los resultados obtenidos con bolas de metal duro pueden ser significativamente diferentes de los obtenidos utilizando bolas de acero. Para materiales o productos específicos se aplican otras normas internacionales (por ejemplo, las Normas Internacionales ISO 3738-1 e ISO 4498-1).

NOTA 2 Para ciertos materiales, los campos de aplicación podrían ser más limitados que los indicados.

2 NORMAS PARA CONSULTA

Las normas que a continuación se indican son indispensables para la aplicación de esta norma. Para las referencias con fecha, sólo se aplica la edición citada. Para las referencias sin fecha se aplica la última edición de la norma (incluyendo cualquier modificación de ésta).

ISO 6508-2:2005 *Materiales metálicos. Ensayo de dureza Rockwell. Parte 2: Verificación y calibración de las máquinas de ensayo (escalas A, B, C, D, E, F, G, H, K, N, T).*

3 PRINCIPIO

Se presiona en dos etapas un indentador de tamaño, forma y material especificados contra la superficie de una probeta bajo condiciones concretas (véase el capítulo 7). Se mide la profundidad h de la huella que ha quedado en la superficie bajo la fuerza preliminar de ensayo, después de retirar una fuerza adicional de ensayo.

A partir de los valores de h y de las dos constantes N y S (véase la tabla 2), la dureza Rockwell se calcula aplicando la fórmula:

$$\text{Dureza Rockwell} = N - \frac{h}{S} \quad (1)$$

4 SÍMBOLOS, ABREVIATURAS Y DENOMINACIONES

4.1 Véanse las tablas 1 y 2 y la figura 1.

Tabla 1 – Escalas Rockwell

Escala de dureza Rockwell	Símbolo de dureza	Tipo de indentador	Fuerza preliminar de ensayo F_0	Fuerza adicional de ensayo F_1	Fuerza total de ensayo F	Campo de aplicación (Ensayo de dureza Rockwell)
A ^a	HRA	Cono de diamante	98,07 N	490,3 N	588,4 N	20 HRA a 88 HRA
B ^b	HRB	Bola 1,587 5 mm	98,07 N	882,6 N	980,7 N	20 HRB a 100 HRB
C ^c	HRC	Cono de diamante	98,07 N	1,373 kN	1,471 kN	20 HRC a 70 HRC
D	HRD	Cono de diamante	98,07 N	882,6 N	980,7 N	40 HRD a 77 HRD
E	HRE	Bola 3,175 mm	98,07 N	882,6 N	980,7 N	70 HRE a 100 HRE
F	HRF	Bola 1,587 5 mm	98,07 N	490,3 N	588,4 N	60 HRF a 100 HRF
G	HRG	Bola 1,587 5 mm	98,07 N	1,373 kN	1,471 kN	30 HRG a 94 HRG
H	HRH	Bola 3,175 mm	98,07 N	490,3 N	588,4 N	80 HRH a 100 HRH
K	HRK	Bola 3,175 mm	98,07 N	1,373 kN	1,471 kN	40 HRK a 100 HRK
15N	HR15N	Cono de diamante	29,42 N	117,7 N	147,1 N	70 HR15N a 94 HR15N
30N	HR30N	Cono de diamante	29,42 N	264,8 N	294,2 N	42 HR30N a 86 HR30N
45N	HR45N	Cono de diamante	29,42 N	411,9 N	441,3 N	20 HR45N a 77 HR45N
15T	HR15T	Bola 1,587 5 mm	29,42 N	117,7 N	147,1 N	67 HR15T a 93 HR15T
30T	HR30T	Bola 1,587 5 mm	29,42 N	264,8 N	294,2 N	29 HR30T a 82 HR30T
45T	HR45T	Bola 1,587 5 mm	29,42 N	411,9 N	441,3 N	10 HR45T a 72 HR45T

^a El campo de aplicación puede ampliarse hasta 94 HRA para los ensayos de carburos.

^b El campo de aplicación puede ampliarse hasta 10 HRBW si así se indica en la especificación del producto o por acuerdo particular.

^c El campo de aplicación puede ampliarse hasta 10 HRC si el indentador tiene las medidas apropiadas.

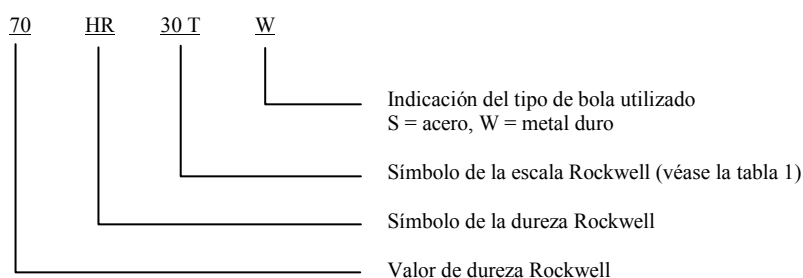
NOTA Los indentadores esféricos de diámetro 6,350 mm y 12,70 mm también pueden utilizarse se así si indica en la especificación del producto o por acuerdo particular.

Tabla 2 – Símbolos y abreviaturas

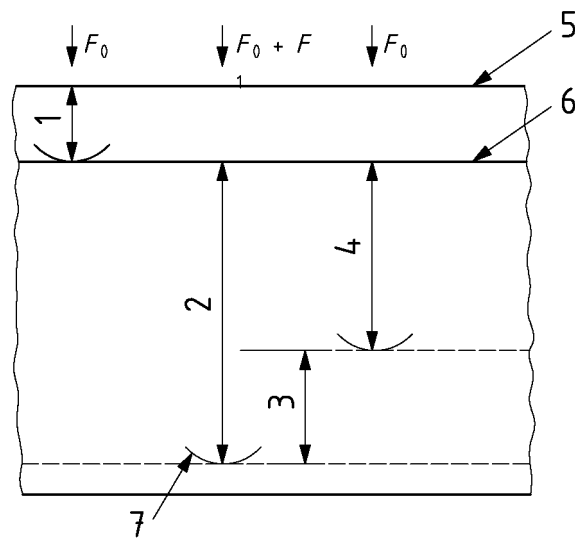
Símbolo/ Abreviatura	Denominación	Unidad
F_0	Fuerza preliminar de ensayo	N
F_1	Fuerza adicional de ensayo	N
F	Fuerza total de ensayo	N
S	Unidad de escala, específica para la escala	mm
N	Número, específico para la escala	
h	Profundidad de la huella que ha quedado en la superficie bajo la fuerza preliminar de ensayo después de retirar la fuerza adicional de ensayo (profundidad remanente de la huella)	mm
HRA HRC HRD	Dureza Rockwell = $100 - \frac{h}{0,002}$	
HRB HRE HRF HRG HRH HRK	Dureza Rockwell = $130 - \frac{h}{0,002}$	
HRN HRT	Dureza Rockwell = $100 - \frac{h}{0,001}$	

4.2 A continuación se indica un ejemplo de la designación de la dureza Rockwell.

EJEMPLO



NOTA Los números que representan las fuerzas de ensayo se basaron inicialmente en valores expresados en kilogramo-fuerza (kgf). Por ejemplo, una fuerza de ensayo de 30 kgf, se convierte en 294,2 N.



Leyenda

- | | | | |
|---|--|---|--------------------------------------|
| 1 | Profundidad de la huella por efecto de la fuerza preliminar, F_0 | 5 | Superficie de la probeta |
| 2 | Profundidad de la huella por efecto de la fuerza adicional F_1 | 6 | Plano de referencia para la medición |
| 3 | Recuperación elástica inmediatamente después de eliminar la fuerza adicional F_1 | 7 | Posición del indentador |
| 4 | Profundidad remanente de la huella h | | |

Figura 1 – Diagrama del principio de Rockwell

5 MÁQUINA DE ENSAYO

5.1 Máquina de ensayo, capaz de aplicar las fuerzas predeterminadas que se indican en la tabla 1 y de acuerdo con la Norma Internacional ISO 6508-2.

5.2 Indentador de diamante cónico, de acuerdo con la Norma Internacional ISO 6508-2 con un ángulo de 120° y un radio de curvatura en la punta de 0,2 mm.

5.3 Indentador esférico de metal duro, de acuerdo con la Norma Internacional ISO 6508-2, con un diámetro de 1,587 5 mm o 3,175 mm.

5.4 Sistema de medida, de acuerdo con la Norma Internacional ISO 6508-2.

NOTA En el anexo E se sugiere un procedimiento para realizar controles periódicos. Véanse también las notas de anexo F sobre los indentadores de diamante.

6 PROBETA

6.1 El ensayo se debe llevar a cabo sobre una superficie lisa y uniforme, libre de escamas de óxido, materias extrañas y, en particular, completamente libre de lubricantes, a menos que se especifique lo contrario en las normas de producto o de materiales. Se hace una excepción con los metales reactivos como el titanio, que pueden pegarse al indentador. En estos casos, se puede utilizar un lubricante adecuado, como el queroseno. El uso de un lubricante debe registrarse en el informe de ensayo.

6.2 La preparación se debe realizar de tal manera que se minimice cualquier alteración de la dureza superficial debida, por ejemplo, a un calentamiento o a una acritud excesivos. Esto se debe tener en cuenta particularmente en el caso de huellas de poca profundidad.

6.3 Después del ensayo no debe apreciarse ninguna deformación en la superficie de la probeta opuesta a la huella, excepto en el caso de HR30Tm (en este caso, el ensayo se debe efectuar de acuerdo con el anexo A).

El espesor de la probeta o de la capa sometida a ensayo (los valores mínimos se indican en el anexo B) debe ser de al menos diez veces la profundidad remanente de la huella para indentadores cónicos y de quince veces la profundidad remanente de la huella para indentadores esféricos, salvo que se pueda demostrar que el uso de una probeta más fina no afecta al valor de dureza medido.

6.4 Para ensayos sobre superficies cilíndricas convexas y superficies esféricas se deben aplicar las correcciones recogidas en el anexo C (tablas C.1, C.2, C.3 ó C.4) y en el anexo D (tabla D.1).

En ausencia de correcciones para ensayos sobre superficies cóncavas, los ensayos sobre dichas superficies deberían ser objeto de un acuerdo particular.

7 PROCEDIMIENTO

7.1 En general, el ensayo se debe llevar a cabo a temperatura ambiente dentro de los límites de 10 °C a 35 °C. Sin embargo, como una variación de temperatura puede influir en los resultados, los usuarios del ensayo Rockwell pueden establecer un intervalo más limitado de temperatura.

NOTA La temperatura del material de ensayo y la temperatura de la máquina de ensayo de dureza pueden influir en los resultados del ensayo; por tanto, los usuarios deberían asegurarse de que la temperatura de ensayo no influye desfavorablemente en la medición de la dureza.

7.2 La probeta se debe colocar sobre un soporte rígido y deber ser sustentada de tal forma que la superficie sobre la que se va a efectuar la huella esté en un plano normal al eje del indentador y a la línea de la fuerza de indentación, y del mismo modo se evite el desplazamiento de la probeta. Si se va a usar un dispositivo de sujeción, éste debería utilizarse conforme a lo indicado en el capítulo 3 de la Norma Internacional ISO 6508-2:2005.

Antes de comenzar una serie de ensayos, o cuando han pasado más de 24 h desde el último ensayo, y después de cada cambio, o desmontaje y sustitución del indentador o del soporte de la probeta, se debe garantizar que el indentador y el soporte de la probeta están montados correctamente en la máquina. Se deben descartar las dos primeras lecturas después de haber efectuados tales cambios.

Los productos de forma cilíndrica se deben sujetar adecuadamente, por ejemplo, centrándolas en bloques de acero en V con una dureza Rockwell de al menos 60 HRC. Se debe prestar especial atención al correcto asiento, soporte y alineación de los indentadores, la probeta, los bloques de centrado en V y el soporte de probeta de la máquina de ensayo, ya que cualquier desviación respecto a la perpendicular puede traducirse en resultados incorrectos.

7.3 Se coloca el indentador en contacto con la superficie de ensayo y se aplica la fuerza preliminar de ensayo F_0 sin sacudidas, vibraciones u oscilaciones. La duración de la aplicación de la fuerza preliminar de ensayo, F_0 , no debe exceder de 3 s.

NOTA Para las máquinas de ensayo con control electrónico, el tiempo de aplicación de la fuerza preliminar (T_a) y el tiempo de mantenimiento de la fuerza preliminar de ensayo (T_{pm}) se relacionan por la fórmula siguiente:

$$T_p = T_a/2 + T_{pm} \leq 3 \text{ s} \quad (2)$$

donde

T_p es el tiempo total de aplicación de la fuerza preliminar de ensayo;

T_a es el tiempo de aplicación de la fuerza preliminar de ensayo;

T_{pm} es el tiempo de mantenimiento de la fuerza preliminar de ensayo.

7.4 Se sitúa el dispositivo de medida en su posición de referencia y, sin sacudidas, vibraciones, ni oscilaciones, se incrementa la fuerza desde F_0 hasta F en no menos de 1 s ni más de 8 s.

NOTA En la práctica, la duración entre F_0 y F es de 2 s a 3 s en una probeta de alrededor de 60 HRC. Para las escalas Rockwell N y T, se recomienda que la duración sea entre 1 s y 1,5 s, en una probeta de alrededor de 78 HR30N.

7.5 La fuerza total de ensayo F se debe mantener durante un tiempo de $4 \text{ s} \pm 2 \text{ s}$. Se elimina la fuerza adicional de ensayo F_1 y, tras un corto tiempo de estabilización, manteniendo la fuerza preliminar de ensayo F_0 , se debe tomar la lectura final.

Como excepción, en el caso de los materiales sometidos a ensayo que presenten un excesivo flujo plástico (fluencia de penetración) durante la aplicación de la fuerza total de ensayo, el indentador seguirá penetrando, por lo que puede ser necesario tomar precauciones especiales. Si los materiales requieren un tiempo de mantenimiento de la fuerza total superior a los 6 s permitidos por las tolerancias, este requisito debería indicarse en la especificación del producto. En estos casos, el tiempo de mantenimiento prolongado de la carga total utilizado debe registrarse a continuación de los resultados de ensayo (por ejemplo, 65 HRFW, 10 s).

7.6 El valor de dureza Rockwell se obtiene de la profundidad remanente de la huella, h , utilizando las fórmulas recogidas en la tabla 2, y normalmente se lee directamente del sistema de medida. La obtención del valor de dureza Rockwell se ilustra en la figura 1.

7.7 A lo largo del ensayo, se debe proteger el aparato contra sacudidas o vibraciones.

7.8 La distancia entre centros de dos huellas adyacentes debe ser de, al menos, cuatro veces el diámetro de la huella (pero no menor de 2 mm).

La distancia desde el centro de una huella a un borde de la probeta debe ser de al menos dos veces y media el diámetro de la huella (pero no menor de 1 mm).

8 INCERTIDUMBRE DE LOS RESULTADOS

Debería realizarse una evaluación completa de la incertidumbre de acuerdo a la *Guía para la expresión de la incertidumbre de medida* (GUM) ^[3]

Independientemente del tipo de fuente que origine la incertidumbre, hay dos posibilidades para la determinación de dicha incertidumbre para la dureza:

- Una posibilidad se basa en la evaluación de todas las fuentes pertinentes que aparecen durante la calibración directa. A título de referencia, está disponible la guía EA ^[4]
- La otra posibilidad se basa en una calibración indirecta empleando un bloque patrón de dureza [designado abreviadamente CRM (material de referencia certificado)] (véanse las referencias bibliográficas [2] a [5]). En el anexo G se recogen las recomendaciones para la determinación de la incertidumbre.

Puede que no siempre sea posible cuantificar todas las contribuciones a la incertidumbre. En ese caso, se puede obtener una estimación de la incertidumbre típica de tipo A a partir del análisis estadístico de la repetición de huellas en la probeta. Se debería tener cuidado de no contar dos veces las contribuciones cuando concurren incertidumbres típicas de tipo A y de tipo B (véase el capítulo 4 de la GUM:1993).

9 INFORME DE ENSAYO

El informe de ensayo debe incluir la siguiente información:

- a) una referencia a esta parte de la Norma Internacional ISO 6508, es decir, ISO 6508-1;
- b) todos los detalles necesarios para la completa identificación de la probeta;
- c) la temperatura de ensayo si no está dentro de los límites de 10 °C a 35 °C;
- d) el resultado obtenido (véase el penúltimo párrafo de este capítulo);
- e) todas las operaciones no especificadas en esta parte de la Norma Internacional ISO 6508, o consideradas como opcionales;
- f) detalles de cualquier incidencia que pudiera haber afectado a los resultados (véase la nota);
- g) el tiempo real de mantenimiento prolongado de la fuerza total utilizado, si es superior a los 6 s autorizados por las tolerancias.

No existe un método general para convertir con exactitud la dureza Rockwell a otras escalas de dureza o a valores de resistencia a la tracción. Estas conversiones deberían por lo tanto evitarse, a menos que se pueda obtener una base fiable de conversión mediante ensayos comparativos.

NOTA Existe constancia de que algunos materiales pueden ser sensibles a la velocidad de deformación que da lugar a ligeras modificaciones del valor del límite de fluencia. El efecto correspondiente sobre la finalización de formación de una huella puede provocar una alteración del valor de dureza.

ANEXO A (Normativo)**ENSAYO CONVENCIONAL HR30T_m Y HR15T_m PARA PRODUCTOS DELGADOS****A.1 Generalidades**

Este ensayo se lleva a cabo bajo condiciones similares a las del ensayo HR30T o HR15T definido en esta parte de la Norma Internacional ISO 6508 pero, por acuerdo, se permite la aparición de huellas en la parte posterior de las probetas de ensayo (no permitidas en el ensayo HRT).

Este ensayo se puede aplicar con precisión adecuada a productos de espesor menor de 0,6 mm y hasta el espesor mínimo indicado en las normas de producto, y con un máximo de dureza Rockwell HR30T de 80 (respectivamente 90 HR15T). La norma de producto especifica cuándo se debe aplicar el ensayo convencional HR30T_m o HR15T_m de dureza.

Además de los requisitos definidos en esta parte de la Internacional Norma ISO 6508, se deben aplicar los requisitos siguientes.

A.2 Soporte de la probeta

El soporte de la probeta debe constar de una placa de diamante lisa y pulida, de aproximadamente 4,5 mm de diámetro. Esta superficie de apoyo debe estar centrada en el eje del indentador y ser perpendicular a él. Se debe tener cuidado de asegurar que queda correctamente asentada en el husillo de la máquina.

A.3 Preparación de la probeta

Si es necesario eliminar material de la probeta, esto debería hacerse en ambas caras de la misma. Se debe tener cuidado para garantizar que este proceso no cambia la condición del metal base, por ejemplo por calentamiento o por endurecimiento por acritud. El metal base no debe resultar más delgado que el espesor mínimo permisible.

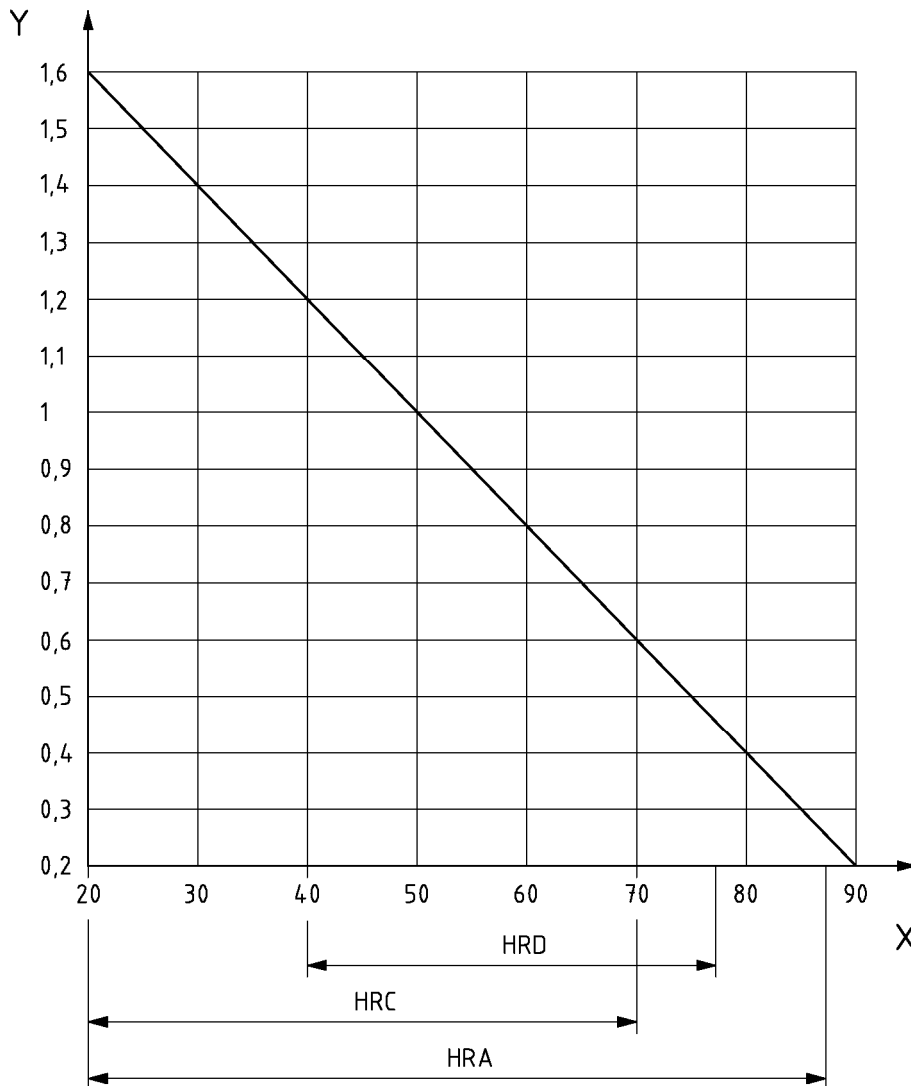
A.4 Posición de la probeta

La distancia entre los centros de dos huellas adyacentes o entre el centro de una de las huellas y el extremo de la probeta debe ser de al menos 5 mm, a menos que se especifique lo contrario.

ANEXO B (Normativo)

**ESPESOR MÍNIMO DE LA PROBETA DE ENSAYO EN
RELACIÓN CON LA DUREZA ROCKWELL**

El espesor mínimo de la probeta, o de la capa sometida a ensayo, se indica en las figuras B.1, B.2 y B.3.

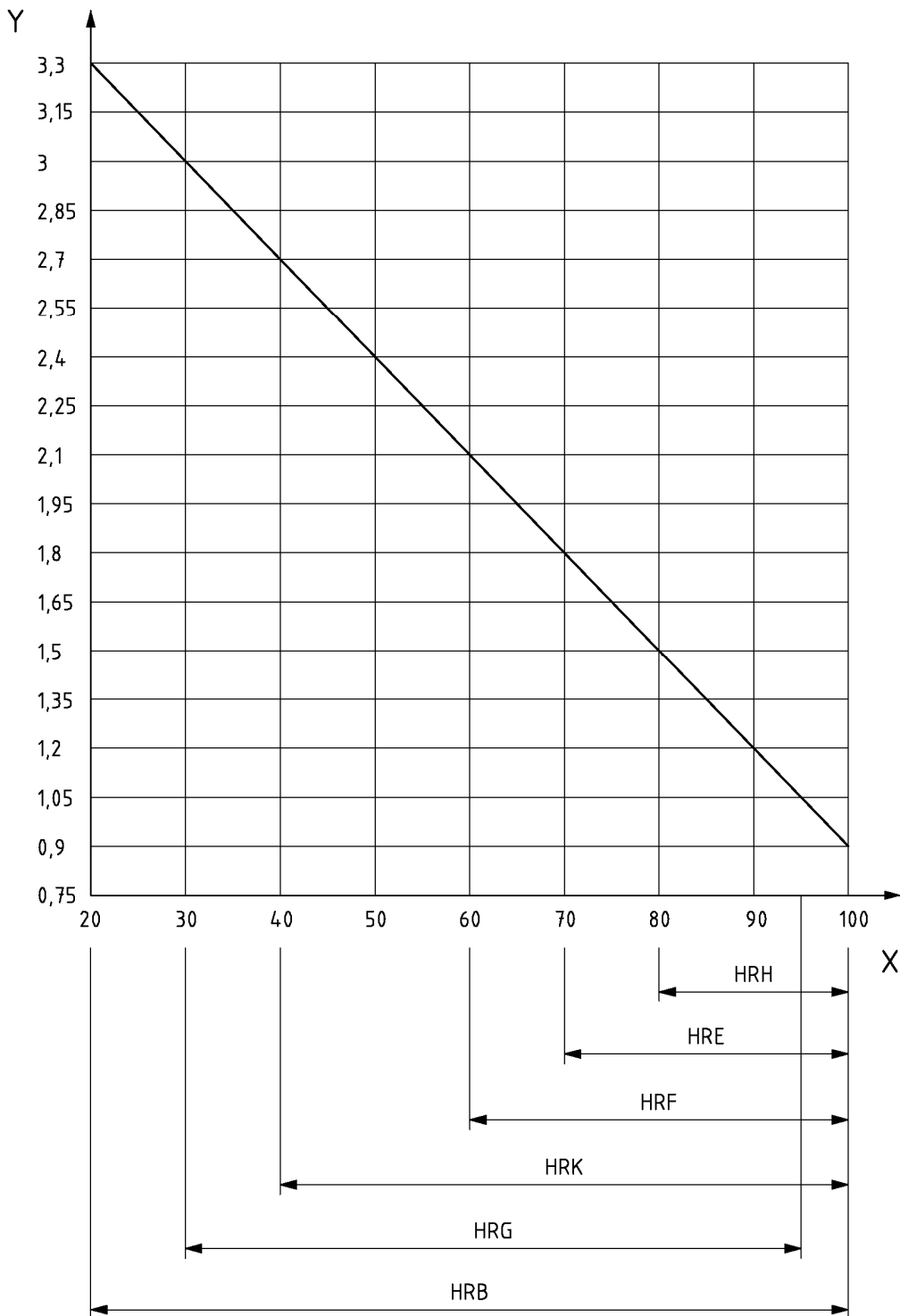


Leyenda

X Dureza Rockwell

Y Espesor mínimo de la probeta, en mm

Figura B.1 – Ensayo con indentador cónico de diamante (escalas A, C y D)

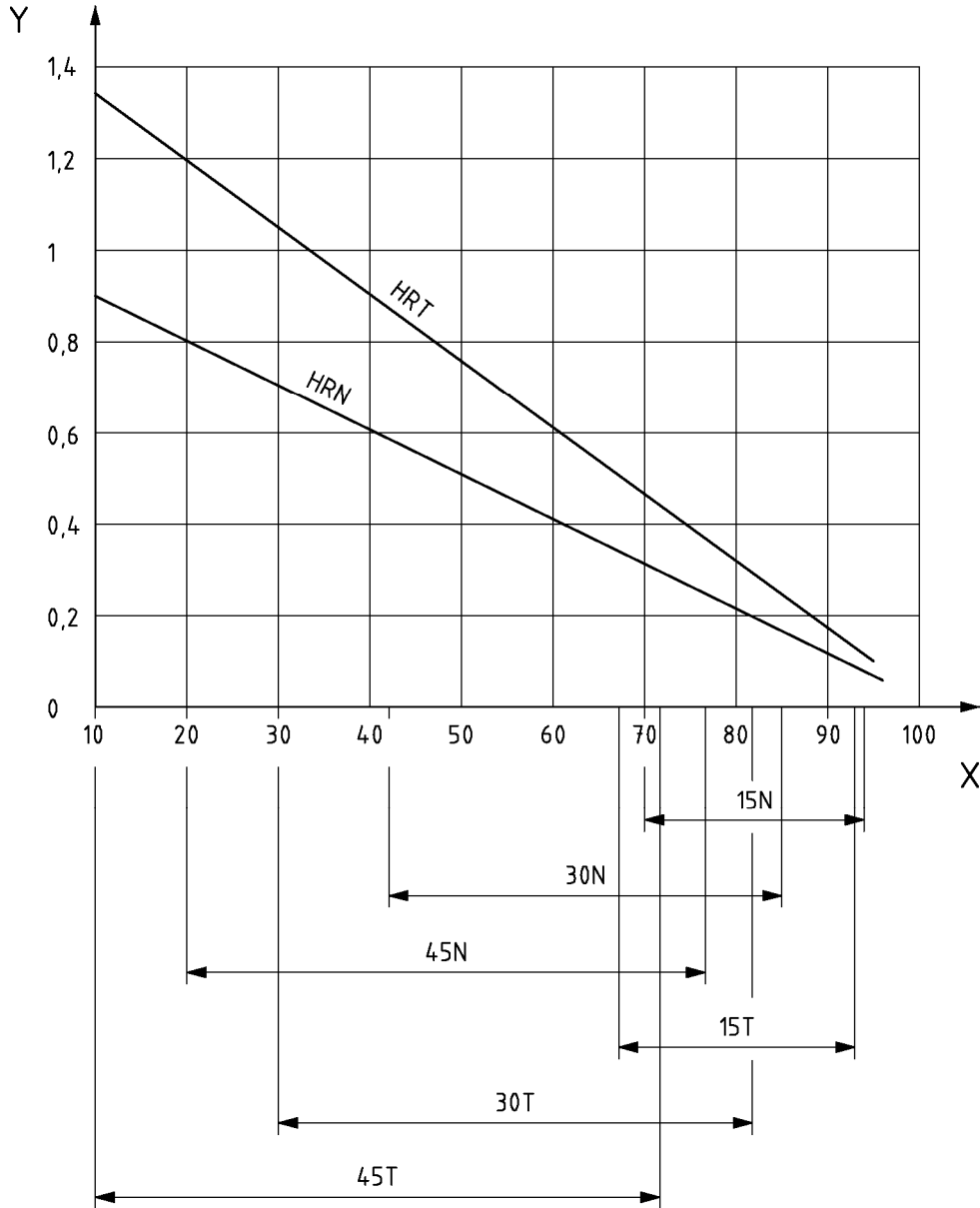


Leyenda

X Dureza Rockwell

Y Espesor mínimo de la probeta, en mm

Figura B.2 – Ensayo con indentadores esféricos (escalas B, E, F, G, H y K)



Leyenda

X Dureza Rockwell

Y Espesor mínimo de la probeta, en mm

Figura B.3 – Ensayo Rockwell de dureza superficial (escalas N y T)

ANEXO C (Normativo)

CORRECCIONES QUE DEBEN AÑADIRSE A LOS VALORES DE DUREZA
ROCKWELL OBTENIDOS SOBRE SUPERFICIES CILÍNDRICAS CONVEXAS

Para ensayos sobre superficies cilíndricas convexas se deben aplicar las correcciones indicadas en las tablas C.1, C.2, C.3 o C.4.

Tabla C.1 – Ensayo con indentador cónico de diamante (escalas A, C y D)

Lectura de dureza Rockwell	Radio de curvatura mm								
	3	5	6,5	8	9,5	11	12,5	16	19
20				2,5	2,0	1,5	1,5	1,0	1,0
25			3,0	2,5	2,0	1,5	1,0	1,0	1,0
30			2,5	2,0	1,5	1,5	1,0	1,0	0,5
35		3,0	2,0	1,5	1,5	1,0	1,0	0,5	0,5
40		2,5	2,0	1,5	1,0	1,0	1,0	0,5	0,5
45	3,0	2,0	1,5	1,0	1,0	1,0	0,5	0,5	0,5
50	2,5	2,0	1,5	1,0	1,0	0,5	0,5	0,5	0,5
55	2,0	1,5	1,0	1,0	0,5	0,5	0,5	0,5	0
60	1,5	1,0	1,0	0,5	0,5	0,5	0,5	0	0
65	1,5	1,0	1,0	0,5	0,5	0,5	0,5	0	0
70	1,0	1,0	0,5	0,5	0,5	0,5	0,5	0	0
75	1,0	0,5	0,5	0,5	0,5	0,5	0	0	0
80	0,5	0,5	0,5	0,5	0,5	0	0	0	0
85	0,5	0,5	0,5	0	0	0	0	0	0
90	0,5	0	0	0	0	0	0	0	0

NOTA No se consideran aceptables correcciones mayores de 3 HRA, HRC y HRD, y por lo tanto no están incluidas en esta tabla.

Tabla C.2 – Ensayo con indentador esférico de 1,587 5 mm (escalas B, F y G)

Lectura de dureza Rockwell	Radio de curvatura mm						
	3	5	6,5	8	9,5	11	12,5
20				4,5	4,0	3,5	3,0
30			5,0	4,5	3,5	3,0	2,5
40			4,5	4,0	3,0	2,5	2,5
50			4,0	3,5	3,0	2,5	2,0
60		5,0	3,5	3,0	2,5	2,0	2,0
70		4,0	3,0	2,5	2,0	2,0	1,5
80	5,0	3,5	2,5	2,0	1,5	1,5	1,5
90	4,0	3,0	2,0	1,5	1,5	1,5	1,0
100	3,5	2,5	1,5	1,5	1,0	1,0	0,5

NOTA No se consideran aceptables correcciones mayores de 5 HRB, HRF y HRG, y por lo tanto no están incluidas en esta tabla.

Tabla C.3 – Ensayo Rockwell superficial (escala N)^{a, b}

Lectura de dureza Rockwell superficial	Radio de curvatura ^c mm					
	1,6	3,2	5	6,5	9,5	12,5
20	(6,0) ^d	3,0	2,0	1,5	1,5	1,5
25	(5,5) ^d	3,0	2,0	1,5	1,5	1,0
30	(5,5) ^d	3,0	2,0	1,5	1,0	1,0
35	(5,0) ^d	2,5	2,0	1,5	1,0	1,0
40	(4,5) ^d	2,5	1,5	1,5	1,0	1,0
45	(4,0) ^d	2,0	1,5	1,0	1,0	1,0
50	(3,5) ^d	2,0	1,5	1,0	1,0	1,0
55	(3,5) ^d	2,0	1,5	1,0	0,5	0,5
60	3,0	1,5	1,0	1,0	0,5	0,5
65	2,5	1,5	1,0	0,5	0,5	0,5
70	2,0	1,0	1,0	0,5	0,5	0,5
75	1,5	1,0	0,5	0,5	0,5	0
80	1,0	0,5	0,5	0,5	0	0
85	0,5	0,5	0,5	0,5	0	0
90	0	0	0	0	0	0

^a Estas correcciones son sólo aproximadas y representan los promedios, aproximados a 0,5 unidades de dureza superficial Rockwell, de numerosas observaciones hechas sobre superficies de ensayo con las curvaturas dadas en esta tabla.

^b Cuando se ensayen superficies cilíndricas convexas, la exactitud del ensayo se verá seriamente afectada por la falta de alineamiento del dispositivo de elevación, del yunque en V y del indentador, así como por imperfecciones en el acabado superficial y en la rectitud del cilindro.

^c Para radios distintos de los recogidos en esta tabla, las correcciones pueden obtenerse por interpolación lineal.

^d Las correcciones dadas entre paréntesis no deben usarse salvo que haya acuerdo.

Tabla C.4 – Ensayo Rokwell superficial (escala T)^{a, b}

Lectura de dureza Rockwell superficial	Radio de curvatura ^c						
	mm						
	1,6	3,2	5	6,5	8	9,5	12,5
20	(13) ^d	(9,0) ^d	(6,0) ^d	(4,5) ^d	(3,5) ^d	3,0	2,0
30	(11,5) ^d	(7,5) ^d	(5,0) ^d	(4,0) ^d	(3,5) ^d	2,5	2,0
40	(10,0) ^d	(6,5) ^d	(4,5) ^d	(3,5) ^d	3,0	2,5	2,0
50	(8,5) ^d	(5,5) ^d	(4,0) ^d	3,0	2,5	2,0	1,5
60	(6,5) ^d	(4,5) ^d	3,0	2,5	2,0	1,5	1,5
70	(5,0) ^d	(3,5) ^d	2,5	2,0	1,5	1,0	1,0
80	3,0	2,0	1,5	1,5	1,0	1,0	0,5
90	1,5	1,0	1,0	0,5	0,5	0,5	0,5

^a Estas correcciones son sólo aproximadas y representan los promedios, aproximados a 0,5 unidades de dureza superficial Rockwell, de numerosas observaciones hechas sobre superficies de ensayo con las curvaturas dadas en esta tabla.

^b Cuando se ensayen superficies cilíndricas convexas, la exactitud del ensayo se verá seriamente afectada por la falta de alineamiento del dispositivo de elevación, del yunque en V y del indentador, así como por imperfecciones en el acabado superficial y en la rectitud del cilindro.

^c Para radios distintos de los recogidos en esta tabla, las correcciones pueden obtenerse por interpolación lineal.

^d Las correcciones dadas entre paréntesis no deben usarse salvo que haya acuerdo.

ANEXO D (Normativo)

**CORRECCIONES QUE DEBEN AÑADIRSE A LOS VALORES
DE DUREZA ROCKWELL DE ESCALA C OBTENIDOS SOBRE SUPERFICIES
DE ENSAYO ESFÉRICAS DE DIFERENTES DIÁMETROS**

Para ensayos sobre superficies esféricas convexas se deben aplicar las correcciones dadas en la tabla D.1.

Tabla D.1

Lectura de dureza Rockwell	Diámetro de la esfera <i>d</i> mm								
	4	6,5	8	9,5	11	12,5	15	20	25
55 HRC	6,4	3,9	3,2	2,7	2,3	2,0	1,7	1,3	1,0
60 HRC	5,8	3,6	2,9	2,4	2,1	1,8	1,5	1,2	0,9
65 HRC	5,2	3,2	2,6	2,2	1,9	1,7	1,4	1,0	0,8

Los valores de la corrección que se deben añadir a la escala C de dureza Rockwell, ΔH , recogidos en la tabla D.1 se calculan usando la siguiente fórmula:

$$\Delta H = 59 \times \frac{\left(1 - \frac{H}{160}\right)^2}{d} \quad (D.1)$$

donde

H es la lectura de dureza Rockwell;

d es el diámetro de la esfera, expresado en milímetros.

ANEXO E (Informativo)**PROCEDIMIENTO DE CONTROL PERIÓDICO DE LA
MÁQUINA DE ENSAYO POR EL USUARIO**

Se debería realizar un control de la máquina cada día que se utilice, aproximadamente para cada nivel de dureza y para cada rango o escala que se va a utilizar.

Antes de realizar un control, se debería verificar de manera indirecta el sistema de medida (para cada rango/escala y cada nivel de dureza) empleando una huella de referencia sobre un bloque patrón de dureza calibrado conforme a la Norma Internacional ISO 6508-3. La dimensión medida debería coincidir con el valor certificado dentro del error máximo permitido dado en la tabla 5 de la Norma Internacional ISO 6508-2:2005. Si el sistema de medida no supera este ensayo se debería emprender la acción adecuada.

El control implica, al menos, una huella realizada sobre un bloque patrón de dureza calibrado como se indica en la Norma Internacional ISO 6508-3. Si la diferencia entre la dureza media medida y el valor certificado del bloque se encuentra dentro del intervalo de error admisible, indicado en tabla 5 de la Norma Internacional ISO 6508-2:2005, se puede considerar que la máquina es satisfactoria. En caso contrario, debería procederse a una verificación indirecta.

Se debería conservar un registro de estos resultados durante un cierto periodo de tiempo y utilizarlo para medir la reproducibilidad y para controlar la deriva de la máquina.

ANEXO F (Informativo)

NOTAS SOBRE INDENTADORES DE DIAMANTE

La experiencia ha demostrado que un número de indentadores inicialmente satisfactorios pueden resultar defectuosos tras su utilización en períodos de tiempo relativamente cortos. Esto es debido a pequeñas fisuras, picaduras u otros defectos en la superficie. Si tales fallos se detectan a tiempo, muchos indentadores pueden recuperarse mediante rectificado. Si no, cualquier pequeño defecto sobre la superficie se agravará rápidamente y dejará al indentador fuera de uso.

Por lo tanto,

- el estado de los indentadores debería revisarse inicialmente y a intervalos frecuentes utilizando instrumentos ópticos adecuados (microscopio, lupa, etc.);
- la verificación del indentador no es válida a partir del momento en que éste muestre defectos;
- los indentadores rectificadas o reparados de cualquier otra forma deberían volver a verificarse de acuerdo con el apartado 4.3.1 de la Norma Internacional ISO 6508-2:2005.

ANEXO G (Informativo)

INCERTIDUMBRE DE LOS VALORES DE DUREZA MEDIDOS

G.1 Requisitos generales

El enfoque para determinar la incertidumbre presentado en este anexo considera solamente aquellas incertidumbres asociadas al funcionamiento global de la máquina de ensayo de dureza, en lo que a medida se refiere, por comparación con los bloques patrón de dureza (en adelante, “CRM”). Estas incertidumbres de resultados reflejan el efecto combinado de todas las incertidumbres consideradas separadamente (verificación indirecta). Debido a este enfoque, es importante que los componentes individuales de la máquina estén funcionando dentro de las tolerancias. Se recomienda vivamente que este procedimiento se aplique, como máximo, un año después de haber realizado una verificación directa satisfactoria.

La figura G.1 muestra la estructura de cuatro niveles de la cadena metrológica necesaria para definir y diseminar las escalas de dureza. La cadena comienza a **nivel internacional**, utilizando las definiciones internacionales de las diferentes escalas de dureza para realizar intercomparaciones internacionales. Un número de *máquinas patrón primarias de dureza a nivel nacional* “producen” *los bloques patrón primarios de dureza* para el nivel de laboratorio de calibración. Naturalmente, la calibración directa y la verificación de estas máquinas deberían realizarse con la mayor exactitud posible.

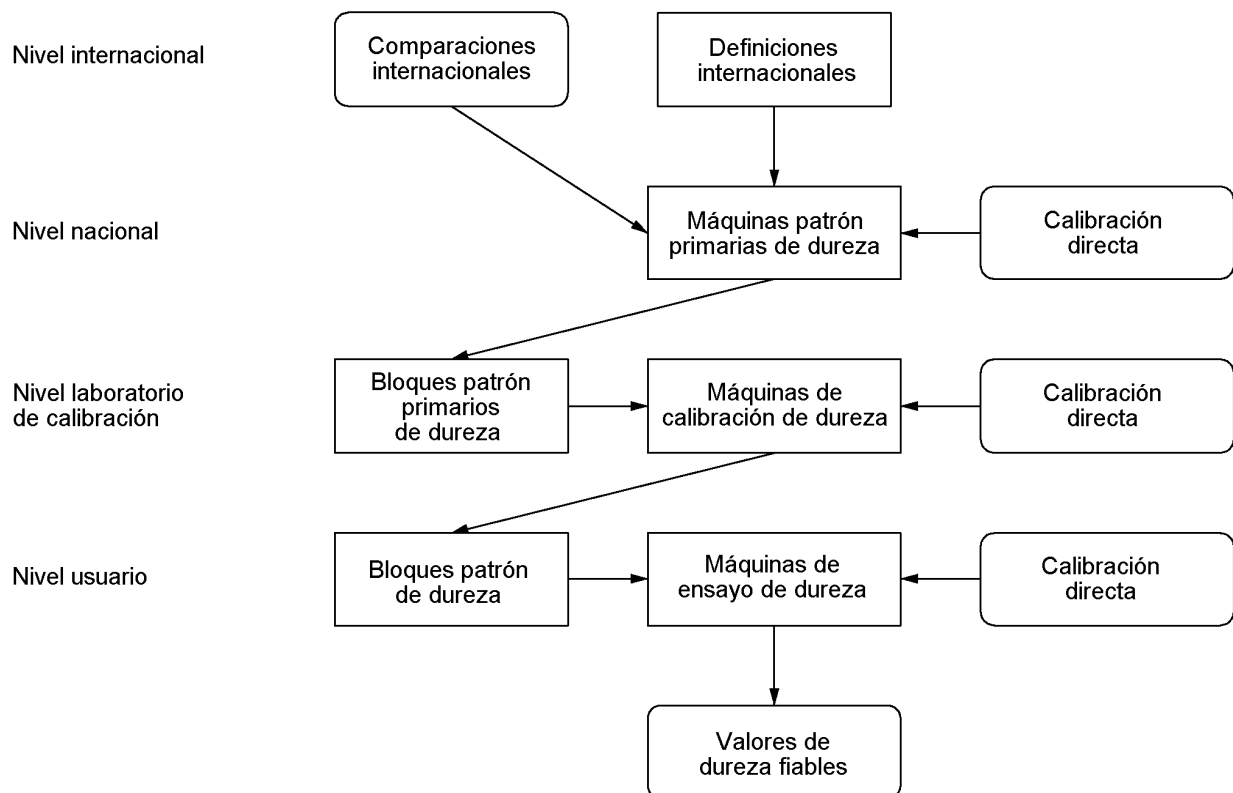


Figura G.1 – Estructura de la cadena metrológica para la definición y diseminación de las escalas de dureza

G.2 Procedimiento general

El procedimiento calcula una incertidumbre combinada u_1 , por el método de la raíz de la suma de cuadrados (RSC) a partir de las diferentes fuentes recogidas en la tabla G.1. Esta tabla contiene todos los símbolos utilizados y su designación. La incertidumbre expandida, U , se deduce de u_1 multiplicándola por un factor de cobertura $k = 2$.

G.3 Sesgo de máquina

El sesgo, b , de una máquina de ensayo de dureza (también denominado error), que se deduce de la diferencia entre:

- el valor medio de cinco huellas durante la calibración de la máquina de ensayo de dureza, y
- el valor de calibración del bloque patrón de dureza,

puede tenerse en cuenta de diferentes maneras en la determinación de la incertidumbre.

G.4 Procedimiento para calcular la incertidumbre: valores de las mediciones de dureza

NOTA En este anexo, el índice CRM "material de referencia certificado", significa, según las definiciones de las normas de ensayo de dureza, "bloque patrón de dureza".

G.4.1 Procedimiento sin sesgo (método 1)

El método 1 (abreviadamente M1) es un método simplificado que puede utilizarse sin considerar el error sistemático de la máquina de ensayo de dureza

En M1, el límite del error, es decir, el intervalo en el que la máquina puede diferir del patrón de referencia, se utiliza para definir la fuente u_E de la incertidumbre. No hay corrección de los valores de dureza en lo que respecta al error.

El procedimiento para la determinación de U se explica en la tabla G.1 (véanse las referencias bibliográficas [3] y [4]).

$$U = k \cdot \sqrt{u_E^2 + u_{CRM}^2 + u_H^2 + u_{\bar{x}}^2 + u_{ms}^2} \quad (G.1)$$

donde el resultado de la medición viene dado por

$$\bar{X} = \bar{x} \pm U \quad (G.2)$$

G.4.2 Procedimiento con sesgo (método 2)

Como alternativa a M1, puede utilizarse el método 2 (abreviadamente M2) que guarda correlación con el empleo de un diagrama de control. M2 puede dar lugar a valores menores de la incertidumbre.

Se puede esperar que el error b (etapa 10) constituya un efecto sistemático. En la GUM se recomienda utilizar una corrección para compensar tales efectos sistemáticos. Ésta es la base de M2. El límite de error, u_E , ya no aparece en el cálculo de la incertidumbre, pero todos los valores de dureza determinados tienen que corregirse por b , o U_{corr} tiene que incrementarse por b . El procedimiento para la determinación de U_{corr} se explica en la tabla G.1 (véanse las referencias bibliográficas [6] y [7]).

$$U_{corr} = k \cdot \sqrt{u_{CRM}^2 + u_H^2 + u_{\bar{x}}^2 + u_{ms}^2 + u_b^2} \quad (G.3)$$

donde el resultado de la medición viene dado por

$$\bar{X}_{\text{corr}} = (\bar{x} + \bar{b}) \pm U_{\text{corr}} \quad (\text{G.4})$$

o por

$$\bar{X}_{\text{ucorr}} = \bar{x} \pm (U_{\text{corr}} + |\bar{b}|) \quad (\text{G.5})$$

dependiendo de si se considera que el sesgo (error) \bar{b} forma parte del valor medio o de la incertidumbre.

G.5 Expresión del resultado de la medición

Para la expresión del resultado de la medición debería indicarse el método utilizado. En general, como resultado de la medición, debería utilizarse el método 1 [véase la expresión (G.2)] (véase también el paso 12 de la tabla G.1).

Tabla G.1 – Determinación de la incertidumbre expandida según los métodos M1 y M2

Paso Método	Fuentes de incertidumbre	Símbolo	Fórmula	Literatura/Certificado	Ejemplo · = HRC
1 M1	Incertidumbre típica según el error máximo admisible (1σ)	u_E	$u_E = \frac{u_{E,2r}}{2,8}$	Error admisible $u_{E,2r}$ según la tabla 5 de la Norma Internacional ISO 6508-2:2005 Véase la nota 1	$u_E = \frac{1,5}{2,8} = 0,54$
2 M1 M2	Incertidumbre típica y valor medio de la dureza del CRM (para el detalle de los cálculos, véase la tabla B.4 de la Norma Internacional ISO 6508-3:2005)	u_{CRM}, \bar{X}_{CRM}	$u_{CRM} = \frac{U_{CRM}}{2}$	U_{CRM}, \bar{X}_{CRM} según el certificado de calibración del CRM Véase la nota 2	$u_{CRM} = \frac{0,3}{2} = 0,15, \bar{X}_{CRM} = 60,82$
3 M1 M2	Valor medio y desviación típica de la medición sobre el CRM	\bar{H}, s_H	$\bar{H} = \frac{\sum_{i=1}^n H_i}{n}$ $s_H = \sqrt{\frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^n (H_i - \bar{H})^2}$	H_i según el apartado 5.4.1 de la Norma Internacional ISO 6508-2:2005 Para el cálculo de s_{H1} se tomará el mayor valor de s_{H1} y s_{H2}	Valores individuales: (1) $60,9 - 61,0 - 61,1 - 61,1 - 60,7$ $\bar{H}_1 = 60,96; s_{H1} = 0,17$ (2) $60,7 - 60,8 - 61,1 - 61,0 - 60,8$ $\bar{H}_2 = 60,88; s_{H2} = 0,16$
4 M1 M2	Incertidumbre típica de la máquina de ensayo de dureza cuando se mide el CRM	$u_{\bar{H}}$	$u_{\bar{H}} = \frac{t \cdot s_H}{\sqrt{n}}$	$t = 1,14$ para $n = 5$	$u_{\bar{H}} = \frac{1,14 \times 0,17}{\sqrt{5}} = 0,09$
5 M1 M2	Valor medio y desviación típica del ensayo de una probeta	\bar{x}, s_x	$\bar{x} = \frac{\sum_{i=1}^n x_i}{n}$ $s_x = \sqrt{\frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^2}$	$n = 5$ cinco mediciones sobre la probeta Véase la nota 3. Si $n = 1, s_x = 0$. El certificado debería indicar que la incertidumbre se aplica sólo a la lectura particular y no a la probeta en su conjunto	Valores individuales $62,1 - 61,5 - 61,2 - 63,1 - 60,3$ $\bar{x} = 61,64$ $s_x = 1,04$

Paso Método	Fuentes de incertidumbre	Símbolo	Fórmula	Literatura/Certificado	Ejemplo [..] = HRC
6 M1 M2	Incertidumbre típica cuando se mide una probeta	$u_{\bar{x}}$	$u_{\bar{x}} = \frac{t \cdot s_x}{\sqrt{n}}$	$t = 1,14$ para $n = 5$	$u_{\bar{x}} = \frac{1,14 \times 1,04}{\sqrt{5}} = 0,53$
7 M2	Incertidumbre típica según la resolución del sistema de medida de la longitud	u_{ms}	$u_{ms} = \frac{\delta_{ms}}{2\sqrt{3}}$	$\delta_{ms} = 0,1$ HRC	$u_{ms} = \frac{0,1}{2 \times \sqrt{3}} = 0,03$
8 M2	Desviación de la máquina de ensayo de dureza respecto al valor de calibración	\bar{b}	$\bar{b} = \bar{H} - \bar{X}_{CRM}$	Pasos 2 y 3 Véase la nota 4	$b_1 = 60,96 - 60,82 = 0,14$ $b_2 = 60,88 - 60,82 = 0,06$
9 M2	Desviación típica de la desviación b	s_b	$\bar{b} = \frac{1}{n_m} \sum_{i=1}^{n_m} b_i$ $s_b = \sqrt{\frac{1}{n_m - 1} \sum_{i=1}^{n_m} (b_i - \bar{b})^2}$	Paso 8 para $n_m = 2$ número de series de mediciones	$\bar{b} = 0,10$ $s_b = 0,0565$
10 M2	Incertidumbre típica de la determinación de b . Sólo puede determinarse después de la segunda serie de mediciones	u_b	$u_b = \frac{t \cdot s_b}{\sqrt{n_m}}$	Paso 9 $t = 1,84$ para $n_m = 2$ Véase la nota 5.	$u_b = \frac{1,84 \times 0,0565}{\sqrt{2}} = 0,07$
11 M1	Determinación de la incertidumbre expandida	U	$U = k \cdot \sqrt{u_E^2 + u_{CRM}^2 + u_H^2 + u_{\bar{x}}^2 + u_{ms}^2}$	Pasos 1 a 7 $k = 2$	$U = 2 \times \sqrt{0,54^2 + 0,15^2 + 0,08^2 + 0,53^2 + 0,03^2}$ $U = 1,55$ HRC
12 M1	Resultado de la medición	\bar{X}	$\bar{X} = \bar{x} \pm U$	Pasos 5 y 11	$\bar{X} = (61,6 \pm 1,6)$ HRC (M1)
13 M2	Determinación de la incertidumbre expandida corregida	U_{corr}	$U_{corr} = k \cdot \sqrt{u_{CRM}^2 + u_H^2 + u_{\bar{x}}^2 + u_{ms}^2 + u_b^2}$	Pasos 2 a 7 y 10 $k = 2$	$U_{corr} = 2 \times \sqrt{0,15^2 + 0,08^2 + 0,53^2 + 0,03^2 + 0,07^2}$ $U_{corr} = 1,13$ HRC

Paso Método	Fuentes de incertidumbre	Símbolo	Fórmula	Literatura/Certificado	Ejemplo [...] = HRC
14 M2	Resultado de la medición con el valor medio corregido	\bar{X}_{corr}	$\bar{X}_{corr} = (\bar{x} + \bar{b}) \pm U_{corr}$	Pasos 5, 8 y 13	$\bar{X}_{corr} = (61,7 \pm 1,1)$ HRC (M2)
15 M2	Resultado de la medición con la incertidumbre corregida	\bar{X}_{ucorr}	$\bar{X}_{ucorr} = (\bar{x} \pm U_{corr} + \bar{b})$	Pasos 5, 8 y 13	$\bar{X}_{ucorr} = (61,6 \pm 1,2)$ HRC (M2)
<p>NOTA 1 El factor 2,8 se deduce de la determinación de la incertidumbre típica para una distribución rectangular.</p> <p>NOTA 2 Si es necesario se tiene que considerar el cambio de dureza del CRM.</p> <p>NOTA 3 Si entre la medición del CRM y la de la probeta se cambia la óptica del dispositivo, debería considerarse la influencia correspondiente.</p> <p>NOTA 4 Si $0,8 \leq t_{E,2r} < b < 1,0$ $t_{E,2r}$, debería considerarse la relación entre los valores de dureza del CRM y de la muestra.</p> <p>NOTA 5 Ya que para $n_m = 2$ la influencia de un cambio a largo plazo de b no está incluida en la incertidumbre u_b, puede que sea necesario, para aplicaciones críticas, aumentar el número de mediciones, n_m.</p>					

BIBLIOGRAFÍA

- [1] ISO 3738-1 *Metales duros. Ensayo de dureza Rockwell (escala A). Método de ensayo.*
- [2] ISO 4498-1 *Materiales metálicos sinterizados, excluyendo los metales duros. Determinación de la dureza aparente. Parte 1: Materiales de dureza esencialmente uniforme en la sección.*
- [3] BIPM, IEC, IFCC, ISO, IUPAC, IUPAP, OIML, *Guía para la expresión de la incertidumbre de medida,*¹⁾ 1993.
- [4] EA 10-16, *Guidelines on the Estimation of Uncertainty in Hardness Measurements*, 2001
- [5] GABAUER W., Manual of Codes of Practice for the Determination of Uncertainties in Mechanical Tests on Metallic Materials, The Estimation of Uncertainties in Hardness Measurements, Project, No. SMT4-CT97-2165, UNCERT COP 14: 2000.
- [6] GABAUER W., BINDER O., Abschätzung der Messunsicherheit in der Härteprüfung unter Verwendung der indirekten Kalibriermethode, DVM Werkstoffprüfung, Tagungsband 2000, S. pp. 255-261.
- [7] POLZIN T., SCHWENK D., Estimation of uncertainty of hardness testing; PC file for the determination, Materialprüfung, 3, 2002 (44), pp. 64-71.
- [8] ISO 6508-3:2005 *Materiales metálicos. Ensayo de dureza Rockwell. Parte 3: Calibración de los bloques patrón (escalas A, B, C, D, E, F, G, H, K, N, T).*

1) Corregida y reeditada en 1995.

AENOR Asociación Española de
Normalización y Certificación

Dirección C Génova, 6
28004 MADRID-España

Teléfono 91 432 60 00

Fax 91 310 40 32

AENOR AUTORIZA EL USO DE ESTE DOCUMENTO A UNIVERSIDAD DA CORUÑA



UNIVERSIDADE DA CORUÑA



Escola Politécnica Superior

TRABAJO FIN DE GRADO

CURSO 2017/18

*Influencia del tratamiento térmico de revenido en la
resistencia al desgaste del acero inoxidable
martensítico AISI 431*

Grado en Ingeniería Mecánica

Documento

ANEXO II: NORMA ENSAYO DESGASTE



Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus¹

This standard is issued under the fixed designation G99; the number immediately following the designation indicates the year of original adoption or, in the case of revision, the year of last revision. A number in parentheses indicates the year of last reapproval. A superscript epsilon (ϵ) indicates an editorial change since the last revision or reapproval.

1. Scope

1.1 This test method covers a laboratory procedure for determining the wear of materials during sliding using a pin-on-disk apparatus. Materials are tested in pairs under nominally non-abrasive conditions. The principal areas of experimental attention in using this type of apparatus to measure wear are described. The coefficient of friction may also be determined.

1.2 The values stated in SI units are to be regarded as standard. No other units of measurement are included in this standard.

1.3 *This standard does not purport to address all of the safety concerns, if any, associated with its use. It is the responsibility of the user of this standard to establish appropriate safety and health practices and determine the applicability of regulatory limitations prior to use.*

2. Referenced Documents

2.1 ASTM Standards:²

E178 Practice for Dealing With Outlying Observations
G40 Terminology Relating to Wear and Erosion
G117 Guide for Calculating and Reporting Measures of Precision Using Data from Interlaboratory Wear or Erosion Tests

2.2 DIN Standard:³

DIN 50324 Testing of Friction and Wear

3. Summary of Test Method

3.1 For the pin-on-disk wear test, two specimens are required. One, a pin with a radiused tip, is positioned perpendicular to the other, usually a flat circular disk. A ball, rigidly

held, is often used as the pin specimen. The test machine causes either the disk specimen or the pin specimen to revolve about the disk center. In either case, the sliding path is a circle on the disk surface. The plane of the disk may be oriented either horizontally or vertically.

NOTE 1—Wear results may differ for different orientations.

3.1.1 The pin specimen is pressed against the disk at a specified load usually by means of an arm or lever and attached weights. Other loading methods have been used, such as hydraulic or pneumatic.

NOTE 2—Wear results may differ for different loading methods.

3.2 Wear results are reported as volume loss in cubic millimetres for the pin and the disk separately. When two different materials are tested, it is recommended that each material be tested in both the pin and disk positions.

3.3 The amount of wear is determined by measuring appropriate linear dimensions of both specimens before and after the test, or by weighing both specimens before and after the test. If linear measures of wear are used, the length change or shape change of the pin, and the depth or shape change of the disk wear track (in millimetres) are determined by any suitable metrological technique, such as electronic distance gaging or stylus profiling. Linear measures of wear are converted to wear volume (in cubic millimetres) by using appropriate geometric relations. Linear measures of wear are used frequently in practice since mass loss is often too small to measure precisely. If loss of mass is measured, the mass loss value is converted to volume loss (in cubic millimetres) using an appropriate value for the specimen density.

3.4 Wear results are usually obtained by conducting a test for a selected sliding distance and for selected values of load and speed. One set of test conditions that was used in an interlaboratory measurement series is given in Table 1 and Table 2 as a guide. Other test conditions may be selected depending on the purpose of the test.

3.5 Wear results may in some cases be reported as plots of wear volume versus sliding distance using different specimens for different distances. Such plots may display non-linear relationships between wear volume and distance over certain portions of the total sliding distance, and linear relationships over other portions. Causes for such differing relationships

¹ This test method is under the jurisdiction of ASTM Committee G02 on Wear and Erosion and is the direct responsibility of Subcommittee G02.40 on Non-Abrasive Wear.

Current edition approved April 1, 2010. Published April 2010. Originally approved in 1990. Last previous edition approved in 2005 as G99-05. DOI: 10.1520/G0099-05R10.

² For referenced ASTM standards, visit the ASTM website, www.astm.org, or contact ASTM Customer Service at service@astm.org. For Annual Book of ASTM Standards volume information, refer to the standard's Document Summary page on the ASTM website.

³ Available from Beuth Verlag GmbH (DIN-- DIN Deutsches Institut für Normung e.V.), Burggrafenstrasse 6, 10787, Berlin, Germany, http://www.en.din.de.

TABLE 1 Characteristics of the Interlaboratory Wear Test Specimens

NOTE 1—See Note 4 for information.

	Composition (weight%)	Microstructure	Hardness (HV 10)	Roughness ^A	
				R_z (mean) (μm)	R_a (mean) (μm)
Steel ball (100 Cr6) (AISI 52 100) ^B Diameter 10 mm	1.35 to 1.65 Cr ← 0.95 to 1.10 C 0.15 to 0.35 Si 0.25 to 0.45 Mn	martensitic with minor carbides and austenite	838 ± 21	0.100	0.010
Steel disc (100 Cr6) (AISI 52 100) ^C Diameter 40 mm	← <0.030 P ← <0.030 S	martensitic with minor carbides and austenite	852 ± 14	0.952	0.113
Alumina ball, diameter = 10 mm ^D	← 95 % Al ₂ O ₃ (with addi- tives of TiO ₂ ,	equi-granular alpha alumina with very minor secondary phases	1610 ± 101 (HV 0.2)	1.369	0.123
Alumina disc, diameter = 40.6 mm ^D	← MgO, and ZnO)		1599 ± 144 (HV 0.2)	0.968	0.041

^A Measured by stylus profilometry. R_z is maximum peak-to-valley roughness. R_a is arithmetic average roughness.

^B Standard ball-bearing balls (SKF).

^C Standard spacers for thrust bearings (INA).

^D Manufactured by Compagnie Industrielle des Ceramiques Electroniques, France.

TABLE 2 Results of the Interlaboratory Tests^A

NOTE 1— See Note 4.

NOTE 2—Numbers in parentheses refer to all data received in the tests. In accordance with Practice E178, outlier data values were identified in some cases and discarded, resulting in the numbers without parentheses. The differences are seen to be small.

NOTE 3—Values preceded by ± are one standard deviation.

NOTE 4—Data were provided by 28 laboratories.

NOTE 5—Calculated quantities (for example, wear volume) are given as mean values only.

NOTE 6—Values labeled “NM” were found to be smaller than the reproducible limit of measurement.

NOTE 7—A similar compilation of test data is given in DIN 50324.

Results (ball) (disk)	Specimen Pairs			
	Steel-steel	Alumina-steel	Steel-alumina	Alumina-alumina
Ball wear scar diameter (mm)	2.11 ± 0.27 (2.11 ± 0.27)	NM	2.08 ± 0.35 (2.03 ± 0.41)	0.3 ± 0.06 (0.3 ± 0.06)
Ball wear volume (10 ⁻³ mm ³)	198 (198)	...	186 (169)	0.08 (0.08)
Number of values	102 (102)	...	60 (64)	56 (59)
Disk wear scar width (mm)	NM	0.64 ± 0.12 (0.64 ± 0.12)	NM	NM
Disk wear volume (10 ⁻³ mm ³)	...	480 (480)
Number of values	...	60 (60)
Friction coefficient	0.60 ± 0.11	0.76 ± 0.14	0.60 ± 0.12	0.41 ± 0.08
Number of values	109	75	64	76

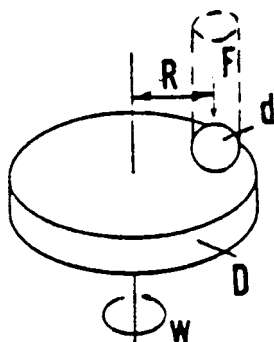
^A Test conditions: $F = 10\text{ N}$; $v = 0.1\text{ ms}^{-1}$, $T = 23^\circ\text{C}$; relative humidity range 12 to 78 %; laboratory air; sliding distance 1000 m; wear track (nominal) diameter = 32 mm; materials: steel = AISI 52 100; and alumina = $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$.

include initial “break-in” processes, transitions between regions of different dominant wear mechanisms, and so forth. The extent of such non-linear periods depends on the details of the test system, materials, and test conditions.

3.6 It is not recommended that continuous wear depth data obtained from position-sensing gages be used because of the complicated effects of wear debris and transfer films present in the contact gap, and interferences from thermal expansion or contraction.

4. Significance and Use

4.1 The amount of wear in any system will, in general, depend upon the number of system factors such as the applied load, machine characteristics, sliding speed, sliding distance, the environment, and the material properties. The value of any wear test method lies in predicting the relative ranking of material combinations. Since the pin-on-disk test method does not attempt to duplicate all the conditions that may be



NOTE 1— F is the normal force on the pin, d is the pin or ball diameter, D is the disk diameter, R is the wear track radius, and w is the rotation velocity of the disk.

FIG. 1 Schematic of Pin-on-Disk Wear Test System

experienced in service (for example; lubrication, load, pressure, contact geometry, removal of wear debris, and presence of corrosive environment), there is no insurance that the test will predict the wear rate of a given material under conditions differing from those in the test.

5. Apparatus

5.1 *General Description*—Fig. 1 shows a schematic drawing of a typical pin-on-disk wear test system.⁴ One type of typical system consists of a driven spindle and chuck for holding the revolving disk, a lever-arm device to hold the pin, and attachments to allow the pin specimen to be forced against the revolving disk specimen with a controlled load. Another type of system loads a pin revolving about the disk center against a stationary disk. In any case the wear track on the disk is a circle, involving multiple wear passes on the same track. The system may have a friction force measuring system, for example, a load cell, that allows the coefficient of friction to be determined.

5.2 *Motor Drive*—A variable speed motor, capable of maintaining constant speed ($\pm 1\%$ of rated full load motor speed) under load is required. The motor should be mounted in such a manner that its vibration does not affect the test. Rotating speeds are typically in the range 0.3 to 3 rad/s (60 to 600 r/min).

5.3 *Revolution Counter*—The machine shall be equipped with a revolution counter or its equivalent that will record the number of disk revolutions, and preferably have the ability to shut off the machine after a pre-selected number of revolutions.

5.4 *Pin Specimen Holder and Lever Arm*—In one typical system, the stationary specimen holder is attached to a lever arm that has a pivot. Adding weights, as one option of loading, produces a test force proportional to the mass of the weights applied. Ideally, the pivot of the arm should be located in the plane of the wearing contact to avoid extraneous loading forces

⁴ A number of other reported designs for pin-on-disk systems are given in "A Catalog of Friction and Wear Devices," American Society of Lubrication Engineers (1973). Three commercially-built pin-on-disk machines were either involved in the interlaboratory testing for this standard or submitted test data that compared adequately to the interlaboratory test data. Further information on these machines can be found in Research Report RR:G02-1008.

due to the sliding friction. The pin holder and arm must be of substantial construction to reduce vibrational motion during the test.

5.5 *Wear Measuring Systems*—Instruments to obtain linear measures of wear should have a sensitivity of 2.5 μm or better. Any balance used to measure the mass loss of the test specimen shall have a sensitivity of 0.1 mg or better; in low wear situations greater sensitivity may be needed.

6. Test Specimens and Sample Preparation

6.1 *Materials*—This test method may be applied to a variety of materials. The only requirement is that specimens having the specified dimensions can be prepared and that they will withstand the stresses imposed during the test without failure or excessive flexure. The materials being tested shall be described by dimensions, surface finish, material type, form, composition, microstructure, processing treatments, and indentation hardness (if appropriate).

6.2 *Test Specimens*—The typical pin specimen is cylindrical or spherical in shape. Typical cylindrical or spherical pin specimen diameters range from 2 to 10 mm. The typical disk specimen diameters range from 30 to 100 mm and have a thickness in the range of 2 to 10 mm. Specimen dimensions used in an interlaboratory test with pin-on-disk systems are given in Table 1.

6.3 *Surface Finish*—A ground surface roughness of 0.8 μm (32 $\mu\text{in.}$) arithmetic average or less is usually recommended.

NOTE 3—Rough surfaces make wear scar measurement difficult.

6.3.1 Care must be taken in surface preparation to avoid subsurface damage that alters the material significantly. Special surface preparation may be appropriate for some test programs. State the type of surface and surface preparation in the report.

7. Test Parameters

7.1 *Load*—Values of the force in Newtons at the wearing contact.

7.2 *Speed*—The relative sliding speed between the contacting surfaces in metres per second.

7.3 *Distance*—The accumulated sliding distance in meters.

7.4 *Temperature*—The temperature of one or both specimens at locations close to the wearing contact.

7.5 *Atmosphere*—The atmosphere (laboratory air, relative humidity, argon, lubricant, and so forth.) surrounding the wearing contact.

8. Procedure

8.1 Immediately prior to testing, and prior to measuring or weighing, clean and dry the specimens. Take care to remove all dirt and foreign matter from the specimens. Use non-chlorinated, non-film-forming cleaning agents and solvents. Dry materials with open grains to remove all traces of the cleaning fluids that may be entrapped in the material. Steel (ferromagnetic) specimens having residual magnetism should be demagnetized. Report the methods used for cleaning.

8.2 Measure appropriate specimen dimensions to the nearest 2.5 μm or weigh the specimens to the nearest 0.0001 g.

8.3 Insert the disk securely in the holding device so that the disk is fixed perpendicular ($\pm 1^\circ$) to the axis of the resolution.

8.4 Insert the pin specimen securely in its holder and, if necessary, adjust so that the specimen is perpendicular ($\pm 1^\circ$) to the disk surface when in contact, in order to maintain the necessary contact conditions.

8.5 Add the proper mass to the system lever or bale to develop the selected force pressing the pin against the disk.

8.6 Start the motor and adjust the speed to the desired value while holding the pin specimen out of contact with the disk. Stop the motor.

8.7 Set the revolution counter (or equivalent) to the desired number of revolutions.

8.8 Begin the test with the specimens in contact under load. The test is stopped when the desired number of revolutions is achieved. Tests should not be interrupted or restarted.

8.9 Remove the specimens and clean off any loose wear debris. Note the existence of features on or near the wear scar such as: protrusions, displaced metal, discoloration, microcracking, or spotting.

8.10 Remeasure the specimen dimensions to the nearest 2.5 μm or reweigh the specimens to the nearest 0.0001 g, as appropriate.

8.11 Repeat the test with additional specimens to obtain sufficient data for statistically significant results.

9. Calculation and Reporting

9.1 The wear measurements should be reported as the volume loss in cubic millimetres for the pin and disk, separately.

9.1.1 Use the following equations for calculating volume losses when the pin has initially a spherical end shape of radius R and the disk is initially flat, under the conditions that only one of the two members wears significantly:

$$\begin{aligned} \text{pin (spherical end) volume loss, mm}^3 & \quad (1) \\ &= \frac{\pi (\text{wear scar diameter, mm})^4}{64 (\text{sphere radius, mm})} \end{aligned}$$

assuming that there is *no significant disk wear*. This is an approximate geometric relation that is correct to 1 % for (wear scar diameter/sphere radius) < 0.3 , and is correct to 5 % for (wear scar diameter/sphere radius) < 0.7 . The exact equation is given in [Appendix X1](#).

$$\begin{aligned} \text{disk volume loss, mm}^3 & \quad (2) \\ &= \frac{\pi (\text{wear track radius, mm})(\text{track width, mm})^3}{6 (\text{sphere radius, mm})} \end{aligned}$$

assuming that there is *no significant pin wear*. This is an approximate geometric relation that is correct to 1 % for (wear track width/sphere radius) < 0.3 , and is correct to 5 % for (wear track width/sphere radius) < 0.8 . The exact equation is given in [Appendix X1](#).

9.1.2 Calculation of wear volumes for pin shapes of other geometries use the appropriate geometric relations, recognizing

that assumptions regarding wear of each member may be required to justify the assumed final geometry.

9.1.3 Wear scar measurements should be done at least at two representative locations on the pin surfaces and disk surfaces, and the final results averaged.

9.1.4 In situations where both the pin and the disk wear significantly, it will be necessary to measure the wear depth profile on both members. A suitable method uses stylus profiling. Profiling is the only approach to determine the exact final shape of the wear surfaces and thereby to calculate the volume of material lost due to wear. In the case of disk wear, the average wear track profile can be integrated to obtain the track cross-section area, and multiplied by the average track length to obtain disk wear volume. In the case of pin wear, the wear scar profile can be measured in two orthogonal directions, the profile results averaged, and used in a figure-of-revolution calculated for pin wear volume.

9.1.5 While mass loss results may be used internally in laboratories to compare materials of equivalent densities, this test method reports wear as volume loss so that there is no confusion caused by variations in density. Take care to use and report the best available density value for the materials tested when calculating volume loss from measured mass loss.

9.1.6 Use the following equation for conversion of mass loss to volume loss.

$$\text{volume loss, mm}^3 = \frac{\text{mass loss, g}}{\text{density, g/cm}^3} \times 1000. \quad (3)$$

9.2 If the materials being tested exhibit considerable transfer between specimens without loss from the system, volume loss may not adequately reflect the actual amount or severity of wear. In these cases, this test method for reporting wear should not be used.

9.3 Friction coefficient (defined in Terminology [G40](#)) should be reported when available. Describe the conditions associated with the friction measurements, for example, initial, steady-state, and so forth.

9.4 Adequate specification of the materials tested is important. As a minimum, the report should specify material type, form, processing treatments, surface finish, and specimen preparation procedures. If appropriate, indentation hardness should be reported.

10. Precision and Bias⁵

10.1 Statement of Precision:

10.1.1 The precision of the measurements obtained with this test method will depend upon the test parameters chosen. The reproducibility of repeated tests on the same material will depend upon material homogeneity, machine and material interaction, and careful adherence to the specified procedure by the machine operator. Normal variations in the wear test procedure will tend to reduce the precision of the test method as compared to the precision of such material property tests as hardness or density.

⁵ Supporting data have been filed at ASTM International Headquarters and may be obtained by requesting Research Report RR:G02-1008.

10.1.2 **Table 2** contains wear data obtained from interlaboratory tests. Mean and standard deviation values are given for all measured quantities.

10.1.3 Statistical analysis (using Guide **G117**) of the steel vs. steel ball wear scar diameter results for 24 laboratories leads to a mean and standard deviation of 2.14 and 0.29 mm, respectively. The 95 % repeatability limit (within-lab) was 0.37 mm, and the 95 % reproducibility limit (between-labs) was 0.81 mm. Statistical analysis of the steel vs. steel ball friction results for 25 laboratories leads to a mean and standard deviation of 0.60 and 0.11, respectively. The 95 % repeatability limit (within-lab) was 0.19, and the 95 % reproducibility limit (between-labs) was 0.32.

10.2 *Statement of Bias*—No bias can be assigned to these results since there are no absolute accepted values for wear.

10.3 *General Considerations*—Participants in the interlaboratory testing that led to the statements of precision and bias

given above involved 28 laboratories, 2 different materials (4 material pairs), 1 test condition, and 3 to 5 replicate measurements each (see **Note 4**). Subsequent to this testing, data were received from another laboratory that utilized a commercial test machine. These data were found consistent with the results in the interlaboratory study.

NOTE 4—The interlaboratory data given in **Table 1** and **Table 2** resulted through the cooperation of thirty one institutions in seven countries with the help of national representatives within the Versailles Advanced Materials and Standards (VAMAS) working party on wear test methods.⁶

11. Keywords

11.1 ceramic wear; friction; metal wear; non-abrasive; pin-on-disk; wear

⁶ Czichos, H., Becker, S., and Lexow, J., *Wear*, Vol 114, 1987, pp. 109–130 and *Wear*, Vol 118, 1987, pp. 379–380.

APPENDIX

(Nonmandatory Information)

X1. EQUATIONS

X1.1 Exact equations for determining wear volume loss are as follows for:

X1.1.1 A spherical ended pin:

$$\text{pin volume loss} = (\pi h/6)[3d^2/4 + h^2] \quad (\text{X1.1})$$

where:

h = $r - [r^2 - d^2/4]^{1/2}$
 d = wear scar diameter, and
 r = pin end radius.

Assuming no significant disk wear.

X1.1.2 A disk:

$$\text{disk volume loss} = 2\pi R [r^2 \sin^{-1}(d/2r) - (d/4)(4r^2 - d^2)^{1/2}] \quad (\text{X1.2})$$

where:

R = wear track radius, and
 d = wear track width.

Assuming no significant pin wear.

ASTM International takes no position respecting the validity of any patent rights asserted in connection with any item mentioned in this standard. Users of this standard are expressly advised that determination of the validity of any such patent rights, and the risk of infringement of such rights, are entirely their own responsibility.

This standard is subject to revision at any time by the responsible technical committee and must be reviewed every five years and if not revised, either reapproved or withdrawn. Your comments are invited either for revision of this standard or for additional standards and should be addressed to ASTM International Headquarters. Your comments will receive careful consideration at a meeting of the responsible technical committee, which you may attend. If you feel that your comments have not received a fair hearing you should make your views known to the ASTM Committee on Standards, at the address shown below.

This standard is copyrighted by ASTM International, 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959, United States. Individual reprints (single or multiple copies) of this standard may be obtained by contacting ASTM at the above address or at 610-832-9585 (phone), 610-832-9555 (fax), or service@astm.org (e-mail); or through the ASTM website (www.astm.org). Permission rights to photocopy the standard may also be secured from the ASTM website (www.astm.org/COPYRIGHT).