



INSTITUTO SUPERIOR
MINERO METALÚRGICO DE MOA
Dr. ANTONIO NÚÑEZ JIMÉNEZ

Metalurgia y Materiales
Facultad: Metalurgia y
Electromecánica
Instituto Superior
Minero Metalúrgico de Moa

*TRABAJO DE DIPLOMA EN OPCIÓN AL
TÍTULO DE INGENIERO EN METALURGIA Y
MATERIALES*

**TÍTULO: EVALUACIÓN OPERACIONAL Y METALÚRGICA DE UN
ELECTRODO PARA ENFRENTAR EL DESGASTE EROSIVO**

Autor: Geannys Almeida Espinosa

**Tutores: Dr. Amado Cruz Crespo
Mr.C. Tamara M Ortiz Méndez**

Moa, 2016

PENSAMIENTO

“La matemática es el arma con que cuenta el hombre para desentrañar los secretos de la naturaleza”.

Albert Einstein.

DEDICATORIA

A mis padres.

A Dios.

A todos mis amigos, compañeros y familiares.

AGRADECIMIENTOS

A mis padres, por sus esfuerzos, dedicación y confianza en mí cuando todo parecía perdido.

A Dios, por haberme dado fuerzas para seguir adelante en los momentos difíciles.

A mis profesores del ISMMM Dr. "Antonio Núñez Jiménez", en especial a los del departamento de Metalurgia- Química por haber contribuido en mi formación en general y por todo su apoyo.

A mis tutores y al colectivo de profesores y trabajadores del Centro de Investigaciones de Soldadura de la UCLV "Marta Abreu", porque sin su ayuda y dedicación no hubiera sido posible llegar hasta aquí.

A todos aquellos que de una forma u otra hicieron posible la realización de este trabajo.

Muchas Gracias.

RESUMEN

En la presente investigación se aborda la evaluación operacional y metalúrgica de un electrodo para recargue superficial de piezas para enfrentar el desgaste erosivo húmedo. Se estableció la influencia de la corriente de soldadura en el comportamiento operacional (parámetros de consumo y geometría de los depósitos). Se evaluó, en base a la dilución, el comportamiento de la composición química y la metalografía de los depósitos. Fue analizado el comportamiento de la dureza en función de la microestructura y sus vínculos con la composición química. El desgaste erosivo húmedo fue evaluado de manera comparativa entre los depósitos frente a una aleación de referencia y bajo el efecto de la velocidad de rotación del dispositivo de ensayo. Se concluye que el mejor desempeño lo manifiesta el electrodo bajo las condiciones de corriente media dentro del rango evaluado y que la velocidad de rotación del ensayo imprime modificaciones a la forma y distribución granulométrica del abrasivo.

Palabras claves: recargue por Soldadura Manual, evaluación operacional y metalúrgica, desgaste erosivo, distribución granulométrica.

SUMMARY

In the present investigation it is approached the operational evaluation and metallurgical of an electrode for it recharges superficial of pieces to face the humid erosive waste. The influence of the welding current settled down in the operational behavior (consumption parameters and geometry of the deposits). It was evaluated, based on the dilution, the behavior of the chemical composition and the metallographic of the deposits. The behavior of the hardness was analyzed in function of the microestructure and it bonds with the chemical composition. The humid erosive waste was evaluated in a comparative way among the deposits in front of a reference alloy and under the effect of the speed of rotation of the rehearsal device. You concludes that the best acting the apparent thing the low electrode the conditions of half current inside the evaluated range and that the speed of rotation of the rehearsal prints modifications to the form and distribution granulometric of the abrasive.

Key words: recharge for Manual Welding, operational evaluation and metallurgical, erosive waste, distribution granulometric.

INDICE

INTRODUCCIÓN	1
CAPÍTULO I. FUNDAMENTACIÓN TEÓRICA.....	4
1.1- Proceso de recargue mediante soldadura manual con electrodo revestido	4
1.2- Generalidades del desgaste	8
1.2.1- El desgaste erosivo	10
1.3- Fundiciones blancas de alto cromo	26
1.1.3- Influencias de los elementos formadores de carburos en las fundiciones blancas aleadas	28
1.4- Consumibles de aporte para enfrentar el desgaste	30
1.5- Caracterización de consumibles de recargue	32
1.6- Ensayos de desgaste erosivo	34
CAPÍTULO II. MATERIALES Y MÉTODOS.	37
2.1- Materiales y herramientas para la obtención de los depósitos	37
2.2- Obtención de los depósitos	37
2.2.1- Depósitos para parámetros de consumo, geometría y microestructura	37
2.2.2- Obtención de depósitos y preparación de muestras para análisis químico y desgaste erosivo	39
2.3- Preparación de muestras para la geometría del cordón y análisis metalográfico	40
2.4- Determinación de la geometría de los cordones y análisis metalográfico	41
2.5- Determinación de dureza y microdureza de los depósitos	42
2.6- Ensayos de desgaste erosivo húmedo	43
CAPÍTULO III. RESULTADOS Y ANÁLISIS.....	46
3.1- Comportamiento de los parámetros de consumo en función de la corriente de soldadura	46
3.2- Comportamiento de la geometría de los depósitos en función de la corriente ...	49
3.3- Comportamiento de la composición química de los depósitos en función de la corriente (de la dilución)	53

3.4- Comportamiento de la microestructura de los depósitos en función de la corriente.....	56
3.5- Comportamiento de la dureza y la microdureza de los depósitos	59
3.6- Comportamiento de los depósitos al desgaste erosivo	62
3.6.1- Análisis granulométrico del abrasivo bajo diferentes velocidades de ensayo de erosión	66
3.6.2- Análisis morfométrico del abrasivo bajo diferentes velocidades de ensayo de erosión	73
CONCLUSIONES GENERALES.....	77
RECOMENDACIONES	79
BIBLIOGRAFÍA	80

INTRODUCCIÓN

El incremento de la vida útil de los equipos y piezas constituye uno de los problemas fundamentales en la industria moderna y además, de los temas más debatidos. La mayoría de los análisis estadísticos efectuados al respecto indican que la causa fundamental de la sustitución y reparación de equipos y componentes es el desgaste sufrido bajo las condiciones de trabajo según Aguilar-Castro et al, (2001).

De acuerdo con Lincoln Electric Company, (2000), una práctica reconocida para solucionar este tipo de inconveniente es la aplicación de aleaciones resistentes a estos mecanismos de desgaste, mediante relleno superficial por soldadura. Con la utilización de estos procesos es factible la obtención de aleaciones con tanta durabilidad o más que las apreciadas en las piezas originales, mediante la previa protección de las superficies.

Dentro de los procesos de recargue superficial por soldadura, la Soldadura Manual con Electrodo Revestido (SMAW por sus siglas en inglés) constituye el de mayor uso, motivado por sus probadas ventajas en cuanto a complejidad tecnológica y costo del equipamiento, posibilidad de aplicar en condiciones de campo o difícil acceso, posibilidad de aplicar una amplia gama de composiciones de revestimientos, entre otras. El atractivo de este proceso en la recuperación de componentes se hace más marcado en países menos industrializados, convirtiéndose en una alternativa para enfrentar el desgaste y consecuentemente alargar la vida útil de los componentes con el inherente efecto económico positivo que de ello se deriva.

De otra parte, uno de los mecanismos de desgaste presente en un amplio espectro de aplicaciones es el desgaste erosivo. Este es frecuente en la manipulación y procesamiento de minerales y residuales, así como en equipos de bombeo donde se manipulan suspensiones abrasivas.

En el mercado se dispone de una amplia gama de consumibles que posibilitan enfrentar el desgaste erosivo. No obstante, la información que brindan los catálogos comerciales se limita a los aspectos generales para un rango de corriente de acuerdo al diámetro del electrodo y no se dan informaciones de comportamiento que permitan la toma de decisiones de manera criterial para aplicaciones específicas.

Problema científico: No existe información publicada suficiente sobre el comportamiento operacional y metalúrgico de electrodos comerciales de la clasificación UTP 711 B bajo el efecto de la corriente, que permita la toma de decisiones en la elaboración de procedimientos de recargue de piezas para enfrentar el desgaste erosivo húmedo.

Hipótesis: Si se obtienen los parámetros que caracterizan el comportamiento operacional y metalúrgico del electrodo bajo estudio en función de la corriente, se dispondrá de criterios más acertados para la elaboración de los procedimientos de recargue para enfrentar el desgaste erosivo húmedo.

Objetivo General: Establecer la influencia de las condiciones del régimen de soldadura en el comportamiento operacional y metalúrgico de un electrodo para recargue para enfrentar el desgaste erosivo húmedo.

Objetivos Específicos:

- Establecer el comportamiento operacional del electrodo bajo estudio en función de la corriente.
- Establecer el comportamiento de la geometría de los depósitos en función de la corriente de soldadura y su efecto sobre la composición química del depósito.
- Definir, para el electrodo bajo estudio, el efecto de la corriente de soldadura sobre la microestructura, la dureza y el desgaste erosivo húmedo de los depósitos.
- Evaluar el efecto de la velocidad del ensayo sobre la distribución granulométrica y la forma de los granos.

Tareas a realizar:

1. Revisión bibliográfica para la realización de la fundamentación teórica del trabajo.

2. Evaluación de los parámetros de consumo en función de la corriente de soldadura.
3. Evaluación del comportamiento de la geometría de los depósitos en función de la corriente.
4. Evaluación del comportamiento de la composición química de los depósitos en función de la corriente (de la dilución).
5. Evaluación del comportamiento de la microestructura y la dureza de los depósitos en función de la corriente.
6. Realización de ensayos de desgaste erosivo húmedo.
7. Caracterización granulométrica del abrasivo para diferentes condiciones de ensayo de erosión húmeda.

CAPÍTULO I. FUNDAMENTACIÓN TEÓRICA.

1.1- Proceso de recargue mediante soldadura manual con electrodo revestido

Ha sido ampliamente documentado por diferentes autores, tales como Neale & Gee, (2001), Chotěborský et al, (2008 y 2011), Wang et al, (2008), Kotecki et al, (1995) , Dwivedi, (2004), Buchanan et al, (2008), Menon & Weld, (1996), Buchely et al, (2005), Chatterjee & Pal, (2003) , Buchanan et al, (2007 y 2009), Collazo- Carceller et al, López-Salinas, (2009), Badisch & Kirchgaßner, (2008), Kirchgaßner et al, (2008), Chang et al, (2009) , Bayhan, (2006), Wang & Xiaoyan, (2010), Dumovic, (2003), Chung et al, (2013), Méndez et al, (2014), Correa et al, (2007), Coelho & Ferraresi, (2009), entre otros, el uso del recargue superficial duro como un método empleado para mejorar las propiedades de la superficie en piezas sometidas a condiciones de trabajo donde predomine el ambiente de desgaste erosivo, como es el caso de componentes de maquinarias empleadas en la agricultura, la construcción, la minería y otros.

Este método se emplea tanto para la producción de nuevas piezas como para recuperar aquellas que se han desechado por haber perdido sus dimensiones originales o alguna propiedad específica requerida en la superficie.

El relleno superficial puede aportar a la superficie de trabajo propiedades en cuanto a la resistencia a diversas causas de destrucción o desgaste, por lo que antes de acometer un procedimiento de este tipo es necesario realizar algunas consideraciones, ya que existen muchas variantes del tipo de metal de aportación, proceso tecnológico de relleno y costo total de fabricación o reparación que permiten optimizar dicho procedimiento. En sentido general, Chavanne (1983), resume lo anterior en cuatro factores de análisis:

1. Condiciones de trabajo a que está sometida la pieza a rellenar. Esto implica determinar con mayor exactitud posible el tipo de desgaste que está presente en las condiciones de servicio.
2. El tipo de sistema aleante más conveniente para contrarrestar el efecto destructor de las condiciones de trabajo de la pieza.

3. El proceso tecnológico de relleno adecuado para la aplicación de la capa superficial, según las condiciones de la pieza, forma, peso, cantidad de metal a depositar, cantidad de piezas a rellenar, entre otras.
4. El procedimiento a aplicar para lograr la máxima calidad del metal de relleno, según el proceso seleccionado y el metal a depositar.

En la actualidad los procesos de soldadura han alcanzado un elevado grado de desarrollo, tanto en equipamiento como consumibles. Sobre esto plantean, Méndez et al, (2014), y Yang et al, (2011), que los procesos más utilizados a nivel mundial para el recargue superficial de piezas sometidas al desgaste son: soldadura con plasma con arco transferido (PAW), soldadura por láser (LBW), soldadura por arco con protección gaseosa y alambre tubular (FCAW) y procesos de soldadura por fricción (FRW), todos estos requieren de tecnologías complejas y costosas. Existen además otros procesos tradicionales que se utilizan con frecuencia para la aplicación de depósitos de recargue en industrias con menor grado de desarrollo, tales como la soldadura por arco manual con electrodo revestido (SMAW), la soldadura por arco sumergido (SAW), el método de rociado tanto por arco como por plasma (EASP y PSP), la soldadura oxiacetilénica (OFW) y mediante métodos de electrodeposición. Las diferencias más importantes entre esas técnicas se relaciona con la eficiencia de deposición, la dilución con el metal base y los costos tanto de la tecnología como de los consumibles de recargue.

No obstante a los avances antes planteados en el desarrollo de procesos para la aplicación de recargues, Morsy & El-Kashif, (2014), plantean que el método SMAW posee grandes ventajas dadas por su bajo costo y facilidad de aplicación. Méndez et al, (2014), coinciden con dicha afirmación, resaltando además la facilidad de manipulación del equipamiento inherente a este proceso de soldadura, para aplicaciones de campo. Cruz-Crespo et al, (2009), enfoca este criterio desde el punto de vista de la industria nacional donde establece que, dada las condiciones de disponibilidad de equipamiento y los consumibles de mayor comercialización, el proceso SMAW es uno de los principalmente utilizados para el recargue superficial, no siendo así con procesos semiautomáticos y automáticos que garantizarían una mayor productividad y ahorro de

material de aporte. Por otra parte, las piezas muchas veces son recargadas en operaciones de mantenimiento in situ y en este caso el proceso SMAW resulta ventajoso. Otro aspecto a considerar es la facilidad de maniobra que se logra con este proceso cuando se trata de soldadura de reconstrucción de bordes, ya que permite un mayor control del baño de soldadura.

El proceso de soldadura con electrodo revestido (SMAW) es un proceso de soldadura por arco en el que la fusión del metal se produce producto del calor generado en el arco eléctrico que se crea entre el extremo del electrodo recubierto y la superficie de los metales base que se van a unir.



Figura 1.1: Esquema de la realización práctica del proceso SMAW (Solas, 1987).

El calor generado, según plantea Sabo, (1994), funde la punta del electrodo y la superficie del metal base. El electrodo se desplaza a una velocidad adecuada (velocidad de soldadura) fundiendo constantemente una porción del metal base y adicionando metal de aporte producto de su propia fusión. En la medida que el proceso se desarrolla, el baño metálico va solidificando y formando el metal de la costura.

Ventajas del proceso

- 1- El equipo es relativamente simple, barato y portátil.
- 2- No es necesario el empleo de un gas protector auxiliar o de fundentes.
- 3- Es menos sensible a las corrientes de aire que los procesos de protección gaseosa, por lo que resulta ideal para trabajos en campo.
- 4- Puede emplearse en áreas de acceso limitado.

- 5- El proceso es adecuado para la soldadura de la mayoría de los metales y aleaciones comúnmente usados.
- 6- Permite la soldadura en todas las posiciones espaciales.

Limitaciones del proceso

- 1- Es un proceso relativamente lento, ya que el ciclo de trabajo y las razones de depósito generales son usualmente inferiores que las que se garantizan con los procesos de electrodo continuo, tales como el SAW (soldadura por arco sumergido) y el GMAW (soldadura por arco con protección gaseosa y alambre electrodo sólido).
- 2- Este proceso tiene la desventaja de que la corriente pasa a través de toda la longitud del electrodo, por lo que la máxima intensidad de corriente que se puede emplear depende de la resistencia eléctrica del núcleo metálico. Un amperaje excesivo sobrecalienta el electrodo y destruye el revestimiento afectando las características del arco y la protección.
- 3- Requiere gran habilidad por parte del soldador, debido a su carácter completamente manual.

Aplicaciones del proceso

1. Es uno de los procesos de soldadura más ampliamente usados, particularmente para costuras cortas de producción, trabajos de mantenimiento y reparación, y para trabajos de construcción en campo.
2. Existen electrodos revestidos para la soldadura de aceros al carbono y de baja aleación, aceros inoxidables, hierro colado, cobre, níquel y sus aleaciones, y para algunas aplicaciones en aluminio; por otra parte los electrodos revestidos también se aplican en recargue o relleno superficial.
3. Se puede emplear en combinación con otros procesos de soldeo realizando la pasada de raíz, o las de relleno. Por ejemplo durante la soldadura de tuberías de pequeño diámetro se acostumbra realizar el cordón de raíz con proceso GTAW (soldadura con protección gaseosa y electrodo infusible de tungsteno) y las pasadas posteriores con SMAW.

- Los sectores de mayor aplicación son la construcción de maquinaria, naval, de estructuras, puentes, recipientes a presión, calderas, refinerías de petróleo, oleoductos, gasoductos, entre otros.

1.2- Generalidades del desgaste

Según Hawk, (1999), hay cuatro mecanismos de desgaste: por adherencia, abrasión, corrosión y triboquímica de la reacción (la combinación de corrosión con otro mecanismo de desgaste). El mismo autor también menciona otros tipos de pérdida, como la cavitación y la fatiga por contacto, los cuales son también causantes del deterioro de los materiales. Respecto a los tipos de mecanismos de desgaste, diferentes autores tales como Ochoa & Macías, (2006) y Cruz, (2012) aprecian el estudio de los fenómenos de desgaste en dependencia de criterios propios, y se presentan generalmente distintos esquemas de clasificación, siendo muy común encontrar la que los divide entre abrasión, adhesión, corrosivo-mecánico, fatiga superficial, cavitación y erosión. Debido a las distintas variables implicadas en los diferentes mecanismos de desgastes, este trabajo hizo apenas un acercamiento a la abrasión, erosión, la adherencia y la cavitación, con énfasis en las particularidades del desgaste por erosión. La figura 1.2 muestra en forma de esquema, los cuatro tipos de desgaste.

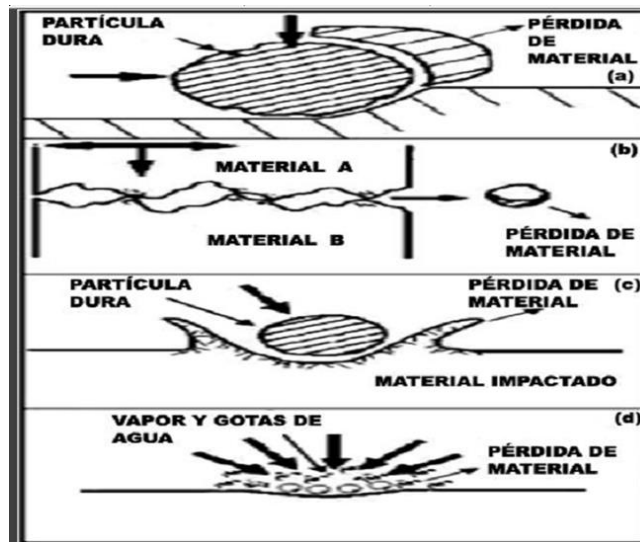


Figura 1.2: Tipos de desgaste: (a) abrasivo; (b) adhesivo; (c) erosivo d) cavitación (Marques, 2006).

Según Hutchings, (1992), los mecanismos de desgaste por abrasión pueden involucrar tanto la pérdida por deformación plástica, como la pérdida por fractura frágil. En algunas circunstancias, la deformación plástica suele ocurrir de una manera aislada; sin embargo, los dos tipos de mecanismos de desgaste por abrasión, normalmente ocurren simultáneamente. El desgaste abrasivo también es diferente cuando el contacto es entre dos cuerpos o cuando lo es entre tres cuerpos. Para Marques, (2006), la proporción del desgaste depende del grado de penetración del abrasivo en la superficie del material. Las pérdidas serán más grandes según la dureza del abrasivo sea mayor respecto a la superficie que está sufriendo el desgaste.

El desgaste adhesivo ocurre cuando dos superficies se deslizan una contra la otra con movimiento relativo, dando lugar a que los fragmentos de una superficie se adhieren a la otra. Este desgaste ocurre por las altas fuerzas de adherencia adquiridas cuando dos materiales entran en un fuerte contacto. El desgaste por adhesión normalmente ocurre cuando la lubricación es inadecuada y se produce la remoción de metal.

Mientras que los resultados finales producidos por el desgaste son similares, las causas que los producen son diferentes; por lo tanto es esencial entender los mecanismos involucrados antes de realizar la selección del material para la construcción de determinado elemento de máquina, o el procedimiento a utilizar para su restauración.

De acuerdo a lo planteado por Ochoa, (2006) en la definición del tipo o mecanismo de desgaste y su magnitud inciden una serie de factores que se pueden agrupar de la siguiente forma:

- Condiciones de explotación o de operación: carga aplicada, velocidad, temperatura, tipos de movimiento, tipo de fricción, tiempo de trabajo, etc.
- Características de los cuerpos en contacto: materiales, composición química, dureza, dimensiones y forma, geometría superficial, microestructura, etc.
- Características del medio: humedad, atmósfera corrosiva, presencia de partículas abrasivas, propiedades de los lubricantes, etc.

1.2.1- El desgaste erosivo

El desgaste erosivo es un fenómeno que afecta gran cantidad de elementos de máquinas en un sinnúmero de industrias así como en turbinas hidráulicas, implementos agrícolas, sistemas de bombeo, dragado en ríos y minas, al igual que en piezas específicas usadas en las industrias petrolífera y petroquímica, entre otras muchas aplicaciones. Con este tipo de desgaste no solo se tiene pérdida de material y la consecuente falla de las piezas, sino que está asociado a perjuicios financieros en virtud del tiempo que se necesita para la reparación de equipos y la sustitución de los componentes desgastados.

El conocimiento de los mecanismos de remoción de material involucrados durante el desgaste erosivo; así como el reconocimiento y la caracterización de las diferentes variables involucradas, son líneas muy importantes de investigación en la ingeniería actual, aunque su estudio haya comenzado hace ya varias décadas.

Varias teorías intentan entender y relacionar los diferentes mecanismos que actúan durante la erosión con las variables involucradas. Han sido desarrollados modelos matemáticos, los cuales se basan en hipótesis, que a veces limitan el análisis, ya que son realizados para aplicaciones muy específicas, orientadas a la solución de problemas particulares en procesos industriales. Muchos de estos modelos, aunque basados en líneas de pensamiento coherentes, actualmente se estudian para perfeccionarlos. Desde este punto de vista, se intenta modelar una teoría general del fenómeno de desgaste erosivo, para lo cual son utilizados los principios básicos de la mecánica y de la termodinámica, combinados con la ciencia e ingeniería de materiales según Asm handbook, (1992).

Un fenómeno que actúa de forma sinérgica con la erosión, es la corrosión, en general cuando el medio de trabajo es húmedo. La corrosión puede ser definida como un fenómeno que deteriora un material (generalmente metálico), por acción química o electroquímica del medio ambiente, asociada o no a esfuerzos mecánicos. La acción combinada de estos procesos, corrosión y desgaste erosivo, trae consigo la

degradación acelerada de los materiales, debido a su comportamiento sinérgico. El proceso de desgaste corrosivo en materiales que forman capas pasivas, es acelerado cuando esta capa es débil, como en el caso de algunos aceros inoxidable austeníticos.

El desgaste erosivo se produce por el impacto de partículas duras en una superficie, las cuales pueden ser transportadas en un flujo de gas o de líquido. Se observa entonces que la erosión es un tipo de desgaste que se caracteriza por la pérdida de material, originada por la interacción mecánica de una superficie y un fluido, el que puede contener sólidos de origen externo o procedentes de la pérdida de material de la propia superficie según Asm handbook, (1992).

En el desgaste erosivo interaccionan diversas fuerzas de diferentes orígenes, como es el caso de una partícula en contacto con una superficie sólida, como se muestra en la figura 1.3.

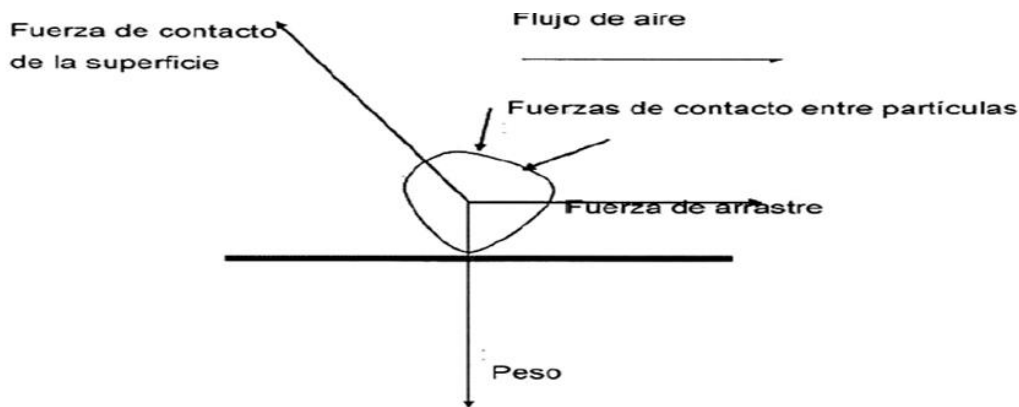


Figura 1.3: Conjunto de fuerzas que actúan sobre una partícula erosiva (Hutchings, 1992).

Las partículas vecinas pueden ejercer las fuerzas de contacto, así como el fluido que genera el flujo, pudiendo este causar la fuerza de arrastre. En varias circunstancias, las fuerzas gravitacionales pueden ser importantes. Sin embargo, además de todas esas fuerzas, la dominante en una partícula erosiva es la fuerza del contacto ejercida por la

superficie alcanzada que es la principal responsable de la desaceleración de la partícula. En el desgaste erosivo influyen, entre otros muchos factores, la masa de las partículas y el número de partículas individuales que alcanzan la superficie, además de la velocidad de impacto según lo planteado por Hutchings, (1992).

Para Hutchings, (1992), al igual que en el caso del desgaste abrasivo, los mecanismos de la erosión deben involucrar, tanto la deformación plástica como la fractura frágil. Para Takimi et al, (2003), en el desgaste erosivo de una superficie dúctil puede ocurrir una deformación elástico-recuperable (figura 1.4) o una plástica, (deformación permanente).

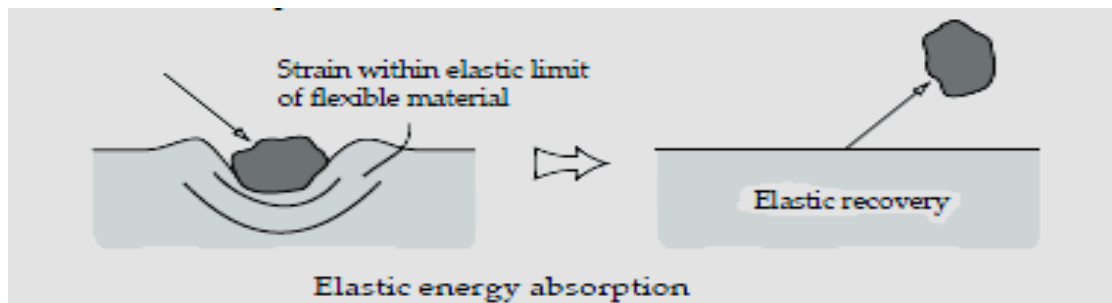


Figura 1.4: Deformación elástico-recuperable (Stachowiak & Batchelor, 1998).

El tipo de deformación dependerá del límite de resistencia del material que se excede en cualquier punto durante el impacto. En la erosión, los mecanismos de desgaste están directamente relacionados con el ángulo de incidencia de la partícula erosiva respecto a la superficie alcanzada.

Para Wheeler & Wood, (1992), la degradación de un material depende del ángulo con que cada partícula alcanza la superficie, y esta dependencia aumenta en los materiales dúctiles, la proporción de degradación es mayor para ángulos de colisión bajos. En contraste con los materiales frágiles, en los dúctiles es más grande la pérdida de material en los ángulos de 0 a 30°.

Esta disparidad en el comportamiento puede explicarse por los diferentes mecanismos de deterioro involucrados en cada situación. La figura 1.5 muestra una curva típica de

metal dúctil, demostrando y relacionando el mecanismo de desgaste con el ángulo de ataque de la partícula.

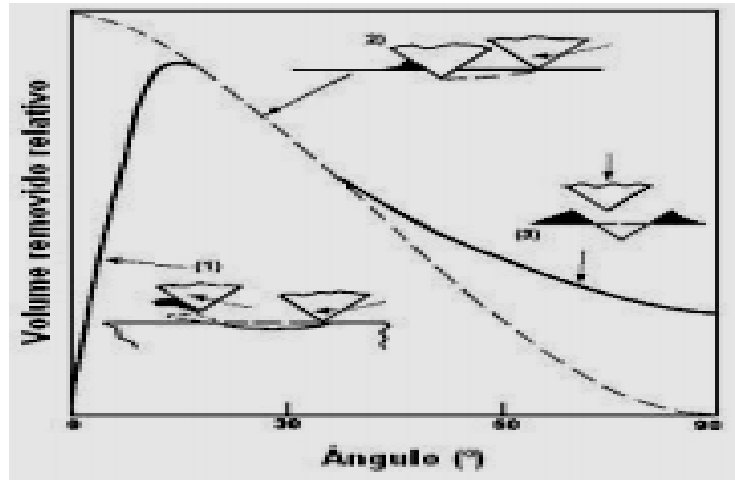


Figura 1.5: Curva experimental para la erosión de un metal dúctil (línea continua) y tres mecanismos postulados para remoción de material (Wheeler & Wood, 1992).

En otras definiciones clásicas de la erosión se afirma que este es un fenómeno por medio del cual el material es removido de una superficie durante la acción continua de partículas duras o de fluidos que la alcanzan. Como plantea Hoppert, (1989) las partículas impactan las superficies a diferentes velocidades (mayor que 1m/s) y ángulos de incidencia, donde el desgaste se origina a través de diferentes mecanismos. En la figura 1.6 se presentan esquemas que muestran la forma de cómo partículas erosivas actúan en una superficie en dependencia del ángulo de incidencia. Para la erosión en ángulos cercanos a 90°, la energía de la partícula es consumida durante la deformación de la superficie y para ángulos menores esa energía es utilizada para deformar y cortar el material de la superficie.

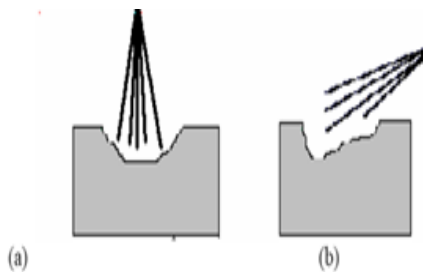


Figura 1.6: Erosión de una superficie según el ángulo de incidencia. a) Normal b) Diferente de 90° (Wheeler & Wood, 1992).

El choque de partículas duras y agudas a distintos ángulos cortará materiales dúctiles o blandos. La pérdida de material en el corte empieza cuando la partícula choca con la superficie. Para los ángulos normales de ataque, las partículas de cualquier forma o dureza provocarán la fatiga superficial del material alcanzado. De acuerdo a lo planteado por Hoppert, (1989) los materiales frágiles, como las cerámicas, tienen gran susceptibilidad a grietas y microfisuras, por consiguiente, son removidos preferencialmente por la interconexión de grietas que divergen del punto de choque de la partícula en la superficie. La figura 1.7 ilustra esquemáticamente el mecanismo de desgaste de materiales frágiles, para ángulos próximos a 90° .

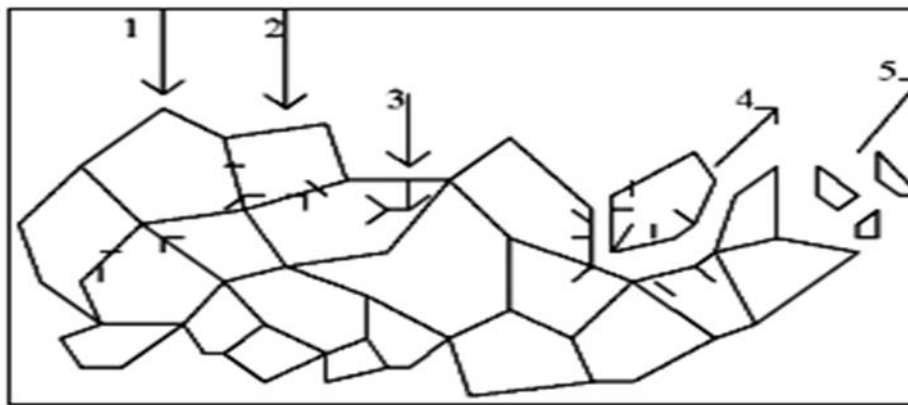


Figura 1.7: Mecanismo de desgaste. 1. Fatiga de la fase intergranular; 2. Microgrietas en el contorno de grano; 3. Inducción de microgrietas en el grano; 4. Desprendimiento del grano; 5. Desprendimiento de fragmentos de granos (Hoppert, 1989).

Las partículas que causan el desgaste erosivo pueden estar en ambientes secos o húmedos, pudiendo actuar de formas muy variadas, tal como se muestra en la figura 1.8. Cuando el medio de trabajo es húmedo (por ejemplo, un medio con agua y partículas de arena), la erosión y la corrosión son fenómenos que actúan en forma sinérgica, provocando la degradación acelerada de los materiales según plantea Zum Gahr, (1978).

La pérdida de material debido al fenómeno de erosión es dependiente de varios factores interrelacionados, donde influyen las propiedades físico-químicas de la partícula erosiva, las propiedades y las estructuras de los materiales erosionados y las

condiciones del medio según Ball, (1986). En relación con lo anterior, según Finnie, (1980), las variables que afectan la erosión pura puedan separarse en 3 tipos:

Tipo I- Variables que describen el flujo de las partículas;

Tipo II- Variables que describen la naturaleza de las partículas;

Tipo III- Variables que contemplan las propiedades de los materiales.

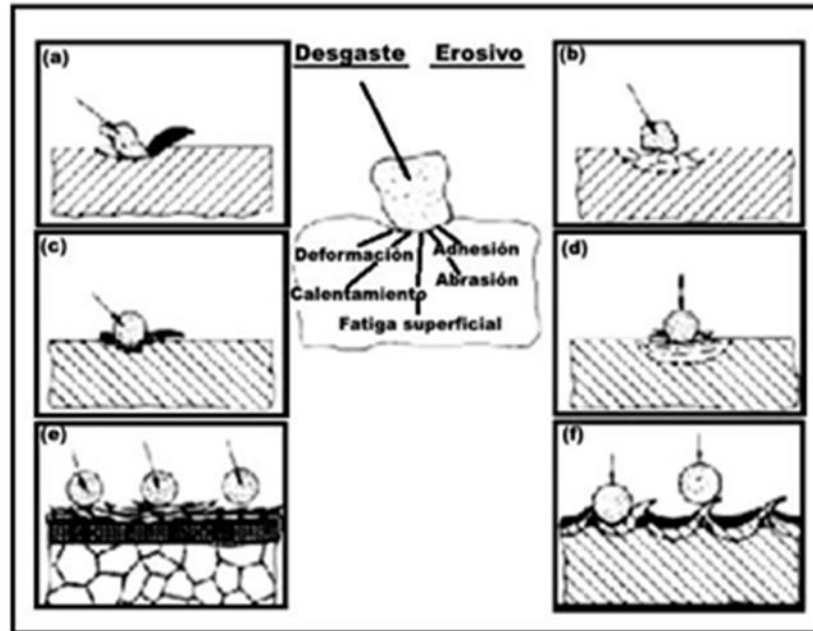


Figura 1.8: Diferentes formas de actuación de partículas erosivas en la formación de: (a) micro corte y micro-arado, (b) agrietamiento superficial, (c) desplazamiento de material al borde de los cráteres de impacto, (d) grietas por fatiga superficial y sub-superficiales causadas por los múltiples impactos, (e) formación de pequeñas hojuelas debido a la extrusión y forjado en los impactos y (f) formación de pequeñas hojuelas por procesos de extrusión inversos (Zum Gahr, 1987).

Tipo I: Variables que describen el flujo de las partículas.

- Velocidad de la partícula: la velocidad de una partícula erosiva tiene un efecto muy fuerte en los procesos de desgaste. Si la velocidad es muy baja, las tensiones de impacto son insuficientes para provocar la deformación plástica y los procesos de desgaste por fatiga superficial. Cuando la velocidad se aumenta, por ejemplo en el orden de los 20 m/s, es posible que el material erosionado se deforme plásticamente

por el impacto de las partículas, lo cual, tras repetitivos ciclos de deformaciones, genera el desgaste. A muy altas velocidades la fusión de la microzona impactada pudiese ocurrir.

- **Ángulo de incidencia o de colisión:** es el ángulo entre la superficie erosionada y la trayectoria de la partícula erosiva. A bajos ángulos los procesos de desgaste erosivo se semejan al desgaste abrasivo, pues las partículas tienden a dejar un rastro después de impactar. Ángulos de impacto altos causan mecanismos de desgaste típicos de la erosión.

Ángulos cercanos a 0° son despreciables para el estudio de la erosión. Pequeños ángulos de incidencia de alrededor de 20° , provocan desgastes severos, si la partícula erosiva es dura y la superficie es relativamente suave, mientras que para ángulos cercanos a los 90° los materiales más frágiles son los que mayor deterioro sufren. Según Stachowiak & Batchelor, (1998) la relación entre el ángulo de impacto de las partículas y las propiedades ductilidad y fragilidad de las mismas se muestran en la figura 1.9.

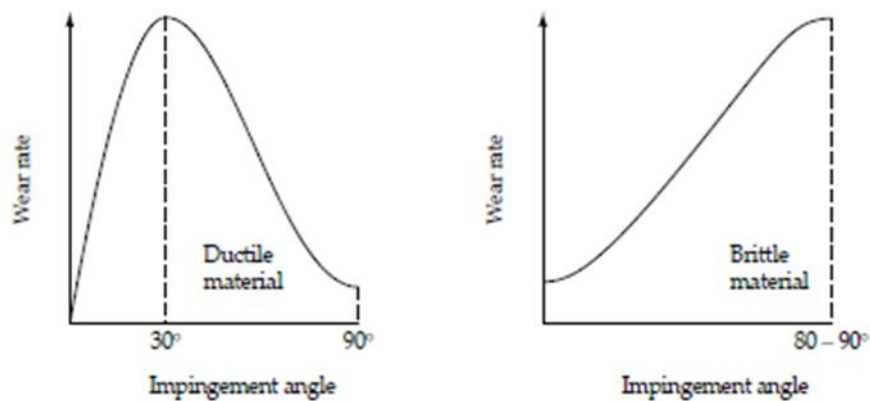


Figura 1.9: Representación esquemática del efecto del ángulo de incidencia y el coeficiente de erosión, para materiales: (a) dúctiles, (b) frágiles, (Stachowiak & Batchelor, 1998).

- **Flujo (Concentración) de partículas:** Se denomina a la masa de material impactado por unidad de área y tiempo, el desgaste erosivo es proporcional al flujo de partículas hasta ciertos valores límites, observados en algunos estudios, pues se piensa que flujos muy grandes provocan interferencia, que se genera

entre las partículas que rebotan y las que llegan a la superficie anulándose unas a otras. Flujos laminares de partículas son menos agresivos que fluidos turbulentos, en clara relación con el ángulo de incidencia de la partícula (se muestra en la figura 1.10).

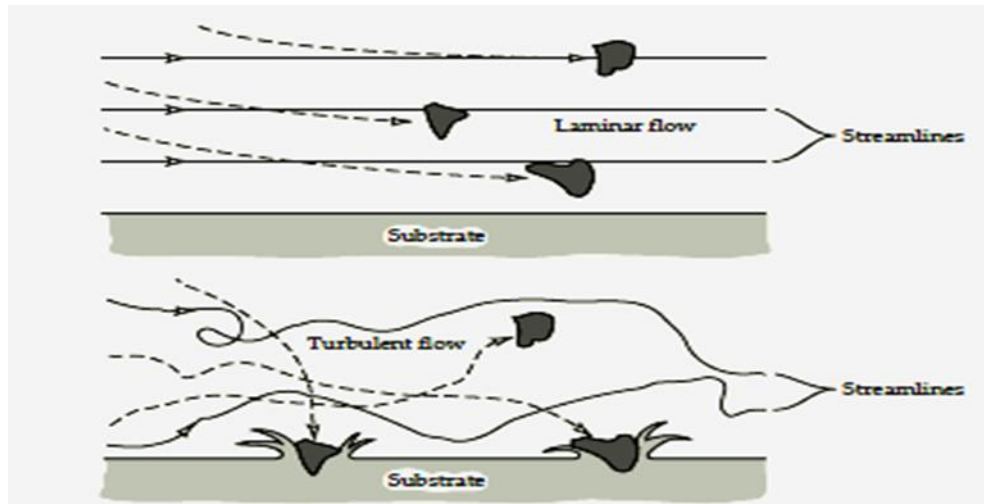


Figura 1.10: Efecto del tipo de flujo en el desgaste erosivo (Stachowiak & Batchelor, 1998).

Tipo II: Variables que describen la naturaleza de las partículas.

- Forma de la partícula: El coeficiente de desgaste depende en gran medida de la formas de las partículas, partículas con ángulos agudos causarán mayores desgastes que las redondeadas. Algunas de las formas en que pueden ser representadas las partículas erosivas son mostradas en la figura 1.11.

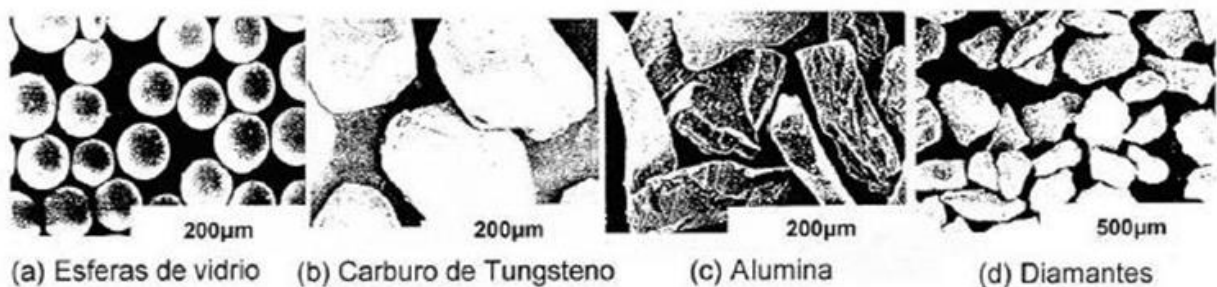


Figura 1.11: Configuración de diferentes partículas erosivas (Finnie, 1980).

De acuerdo con lo planteado por Finnie, (1980) un método sencillo de obtener información de la forma de la partícula es el factor de redondez (F), este puede ser definido como la relación entre el área real de proyección (A) y el área de un círculo con el mismo perímetro de la proyección (P) (ecuación 1.1).

$$F = \frac{4\Pi A}{P^2} \quad (1.1)$$

Si para $F=1$ la proyección es un círculo, mientras más se aleja de este valor tenderá a ser una partícula angular.

- **Dureza:** La dureza es una de las propiedades esenciales de las partículas en relación a la cantidad de desgaste obtenido. Las partículas con mayor dureza que la superficie a impactar causarán mayor desgaste que aquellas donde esta propiedad sea menor.

Para partículas esféricas comprimidas contra la superficie, la presión de contacto máximo es alrededor de 0,8 veces su dureza de indentación. Podemos esperar que una partícula esférica con dureza (H_a) cause indentación plástica en una superficie de dureza H_s , si H_s es menor a 0,8 H_a esto es si $H_a/H_s > 1,25$. En la figura 1.12 para una relación de $H_a/H_s < 1,25$ la partícula será deformada plásticamente a diferencia de lo que ocurre en la figura 1.12(a), según lo planteado por Finnie, (1980).

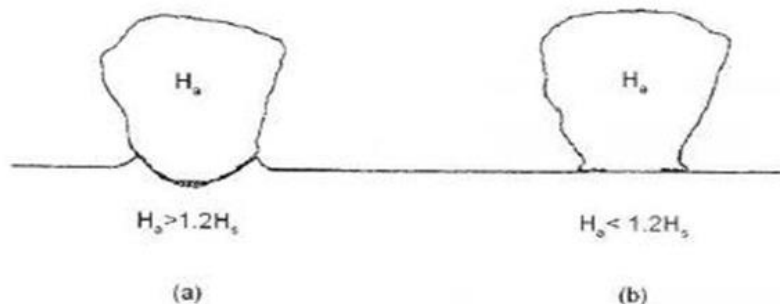


Figura 1.12: Contacto entre una partícula bajo carga normal y una superficie plana (Finnie, 1980).

En la figura 1.13 se muestran los valores típicos de dureza para una selección de materiales. El cuarzo (óxido de silicio) es el abrasivo natural más común, formando cerca de 60% de la corteza terrestre, teniendo una dureza de alrededor de 800 kgf/mm

(800 HV). Por otra parte, el acero martensítico puede llegar a tener una dureza menor a 1,25 veces la del cuarzo; por lo tanto es claro que aceros y metales no ferrosos serán especialmente vulnerables al desgaste erosivo por partículas de cuarzo. Se justifica de esta manera, el desgaste que ocurre en gran parte de los elementos de la extrusora que están en contacto con el barro.

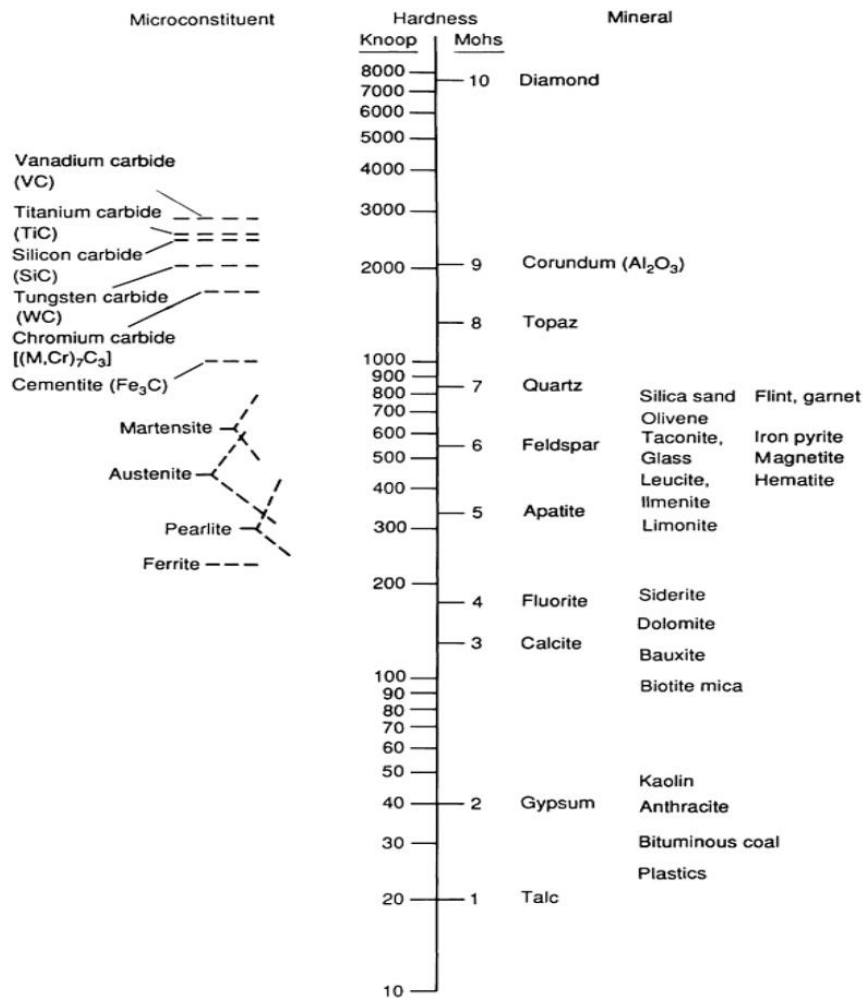


Figura 1.13: Durezas de los principales minerales y de los microconstituyentes de las aleaciones (Asm handbook, 1992).

- Tamaño: Se han encontrado diferentes patrones de comportamiento en el desgaste por partículas sólidas, tanto en abrasión como en erosión de materiales dúctiles (figura

1.14), en el cual está involucrado el tamaño de la partícula. La cantidad de desgaste es menor cuando el tamaño de la partícula es menor de 100 μm según Finnie, (1980).

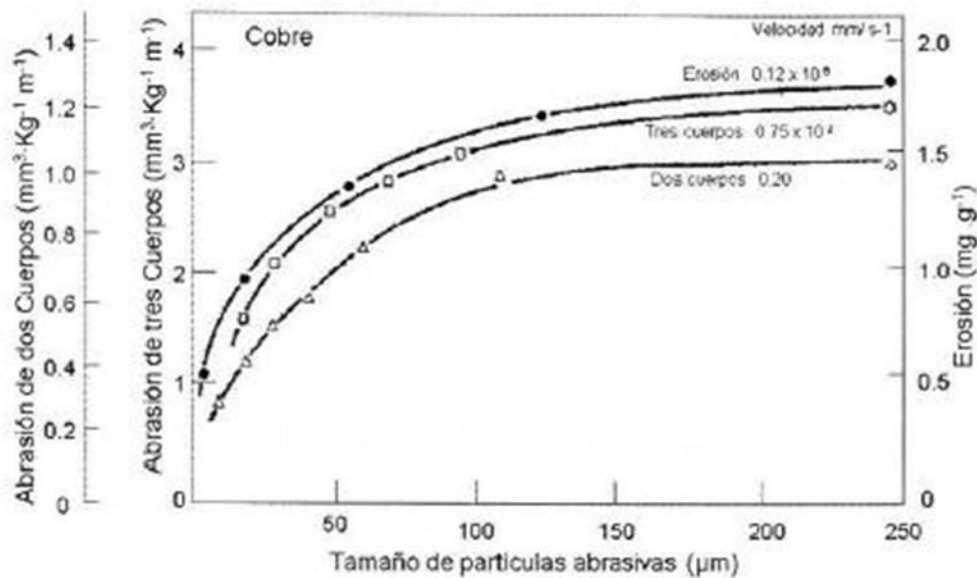


Figura 1.14: Desgaste en función del tamaño de la partícula. Desgaste de cobre con partículas de SiC bajo los sistemas erosión (masa perdida/ masa de abrasivo) y en abrasión de dos y tres cuerpos [volumen removido/ (carga *distancia)] (Finnie, 1980).

Tipo III: Variables que contemplan las propiedades de los materiales

Las propiedades de los materiales ejercen un importante efecto sobre el desgaste erosivo, lo cual ha sido extensivamente estudiado. De manera similar que el desgaste abrasivo, se ha encontrado que no siempre las mejoras en las propiedades mecánicas coinciden con un aumento de la resistencia al desgaste erosivo. Para definir la resistencia al desgaste erosivo de un material, es útil considerar a que familia de materiales este pertenece, ejemplo, polímeros, metales, cerámicas, etc., donde existen grandes diferencias distintivas, y estas no varían por efectos de variables tales como velocidad, o el ángulo de incidencia. De acuerdo a lo planteado por Stachowiak & Batchelor, (1998) no existe una receta general a la hora de elegir materiales con alta resistencia al desgaste erosivo.

- Dureza del material: Finnie, (1980), llegó a la conclusión de que si al elevar la dureza de un material, se incrementa su resistencia al desgaste en mecanismos como abrasión o deslizamiento, esta premisa no se aplica para materiales sometidos a los

mecanismos de la erosión. Esta relación se adapta solamente a metales puros en estado recocido (siendo la excepción el molibdeno y el tungsteno), (figura 1.15).

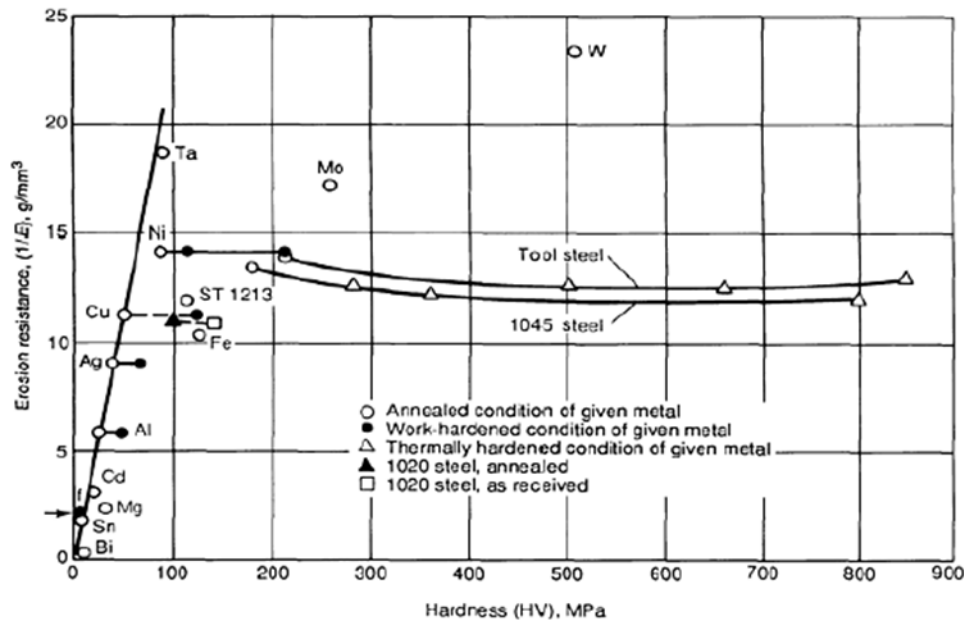


Figura 1.15: Resistencia a la erosión contra dureza del material. Metales puros y aceros con varios estados de endurecimiento por deformación y tratamiento térmico (Finnie, 1980).

El incremento en la dureza de un material no tiene efecto o tiene efecto negativo en su resistencia a la erosión según plantea Finnie, (1980). Se ha demostrado que al incrementar la dureza a los materiales, estos exhiben un comportamiento frágil. La dificultad en la optimización de materiales para la reducción del desgaste erosivo se debe a que tanto las características del propio desgaste, como las del propio material intervienen en el control del coeficiente de desgaste (E). Una ilustración de esta regla se brinda en la comparación de la resistencia relativa a la erosión de metales, en función del ángulo de incidencia. Cuando el ángulo de incidencia es bajo, un acero endurecido muestra mucho menor desgaste que un acero con poca dureza. De acuerdo a lo planteado por Zum Gahr, (1978) esto se invierte cuando el ángulo se acerca a los 90°, lo cual se ilustra en la figura 1.16

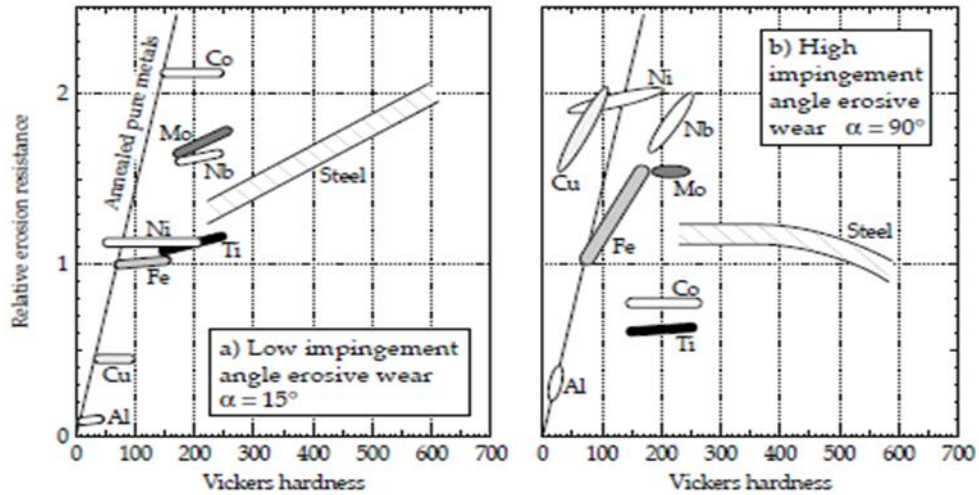


Figura 1.16: Efecto de las características de los metales y los parámetros de la erosión sobre el coeficiente de erosión (Zum Gahr, 1978) & (Kleis, 1984).

Cuando los ángulos de incidencia son bajos es evidente que la dureza y la capacidad para endurecerse con el trabajo del material, eliminan los procesos de desgaste cuasi-abrasivos. En este caso, los materiales pueden ser asignados de acuerdo con la dureza de los metales puros.

Otros autores también han demostrado que la dureza solo tiene un pequeño efecto en la resistencia a la erosión. Sargent et al (1981), demostró muy poca influencia de la dureza sobre el coeficiente de erosión (E) en cualquier ángulo de impacto. Salik & Buckey, (1981), encontraron casi ningún efecto de la dureza sobre la erosión para el acero AISI 1045 por cristal molido ($10 \mu\text{m}$) con ángulo de incidencia de 90° . Sin embargo, utilizando cristal en forma de perlas (esferas) encontraron un sustancial incremento de la resistencia a la erosión para los niveles más altos de dureza, lo que se interpreta como un efecto único para partículas esféricas.

Levy & Jahanamir, (1980), encontraron que para el acero AISI 1075, tratado térmicamente hasta lograr estructuras perlíticas o de carburos esferoidales en su microestructura, este material exhibió un comportamiento dúctil, mostrando un ligero incremento de la resistencia a la erosión con el aumento de la dureza.

Zhu & Mao, (1987), estudiaron la erosión en 3 aceros diferentes. Un AISI 4140 en estado de recocido (254 Hv) y dos en estado de temple y revenido (464 y 642 Hv), respectivamente. En general, erosivos blandos producen un valor máximo en el coeficiente de erosión para ángulos de incidencia cercanos a los 90°, mientras que erosivos extremadamente duros generaron abrasiones máximas a ángulos bajos, tanto en el acero rápido, como en el AISI 4140 y mostraron solo alrededor del 10% de variación en el coeficiente de desgaste (E) con respecto a la dureza para el SiC (~ 2500Hv), Al₂O₃ (~2200Hv), y SiO (~ 1350Hv). Sin embargo, utilizando polvo de cristal (~ 500Hv) como erosivo, con 15° de ángulo de incidencia a 65 m/s el coeficiente de erosión (E) se redujo alrededor de 0,41 a 0,25 mg/g para el acero 4140 debido al endurecimiento, para el acero de herramienta, (E) se redujo de 0,28 a 0,08 mg/g al endurecerse. Los erosivos de alta dureza produjeron resultados típicos, que hacen pensar en micro maquinados a bajos ángulos de incidencias, mientras los erosivos más suaves generan deformaciones superficiales sin una definición clara de la ranuras.

Tratamientos térmicos en los aceros para incrementar la dureza mejora la resistencia al desgaste erosivo a bajos ángulos de incidencia, pero esta decae para ángulos cercanos a los 90°. En resumen, los efectos de pequeñas diferencias, por ejemplo, en la dureza o los contenidos de elemento de aleación entre materiales similares no pueden ser vistos de forma aislada de las características propias del sistema sometido a desgaste erosivo según Asm handbook, (1992).

- Microestructura: Cada día un número mayor de materiales están siendo creados con el objetivo de aminorar el desgaste erosivo en piezas y componentes de equipos y maquinarias, materiales tan disímiles como aceros y cerámicas, carburos de tungsteno y termoplásticos, aleaciones base cobalto y fundiciones blancas de alto cromo, aceros inoxidables especiales y aleaciones níquel- aluminio, y así dar lugar a una lista casi interminable que crece con el desarrollo de la ciencia.

El presente trabajo se centró en analizar la influencia de la microestructura solo en el caso de los aceros y de las fundiciones blancas aleadas, pues son los materiales que más se emplean en el caso particular del desgaste erosivo.

La literatura disponible sobre el efecto de la microestructura del acero en su resistencia al desgaste erosivo, sugiere que aceros dúctiles son los más resistentes a este tipo de desgaste. Endurecerlos hasta la obtención de martensita solo ofrece pequeñas mejoras, excepto cuando los ángulos de incidencia son pequeños. La selección de aceros para minimizar el desgaste erosivo es por consiguiente, diferente a cuando estos se someten al desgaste abrasivo. Para aceros de bajo carbono, la fase ferrita con suficientes inclusiones de carburos esferoidales, para inducir su fortalecimiento, es muy efectiva contra el desgaste erosivo. Estos exhiben un comportamiento superior que los aceros perlíticos. Se ha encontrado que el desgaste erosivo en aceros muestra el clásico comportamiento dúctil de la erosión, es decir, un coeficiente de desgaste máximo para ángulos inferiores a 30°, con agrietamientos, tanto superficiales como bajo la superficie. Según plantea Levy, (1981) esto surge que la resistencia al desgaste erosivo de los aceros es limitada.

Para las partículas erosivas muy suaves como carbón, la inclusión de carburos mejora la resistencia al desgaste ligeramente según lo planteado por Sargent & Saigal, (1986). Alear el acero o las fundiciones hasta obtener una microestructura que contenga una cantidad significativa de austenita es un principio efectivo para reducir el desgaste erosivo. Adiciones de alrededor de 2,5 % de silicio en aceros de 0,7 % de carbono o 0,45 % de silicio en hierros de 2,54 % de carbono, mejoran significativamente la resistencia al desgaste erosivo de estos materiales. Un tratamiento térmico óptimo para ambos materiales incluye un tiempo de austenitización relativamente grande, con el objetivo de eliminar toda la martensita y solo retener austenita y ferrita bainítica. De acuerdo a lo planteado por Shah et al, (1986) como regla general la ductilidad debe prevalecer por encima de la dureza si queremos reforzar los aceros y mejorar su resistencia al desgaste erosivo.

La mejora de la resistencia a la erosión ha sido asociada con adición de elementos tales como: manganeso, cobalto y cromo. El efecto del níquel se considera inconsistente. Una microestructura muy fina es más beneficiosa, además de la ventaja de endurecerse esta con el trabajo. La resistencia a la erosión extremadamente presenta la Stellite (Co+Cr+W), lo cual ha sido explicado por poseer una

microestructura constituida por pequeñas partículas de carburos muy duros y una matriz resistente pero muy dúctil, o por las transformaciones cristalográficas inducidas por el impacto del líquido. Según Asm handbook, (1992) se ha reportado una gran resistencia a la erosión también en aceros al cromo-manganeso (10% de Cr y 12% de Mn), los cuales sufren la transformación austenita- martensita bajo el choque de las partículas. SImoneau, (1986), encontró que la baja energía para concentrar los defectos es la razón fundamental para elevar la resistencia a la erosión.

Una de las aleaciones más utilizadas para atenuar el desgaste erosivo en los elementos de máquinas son las fundiciones blancas de alta aleación. Estas han tenido una utilización mayoritaria en elementos donde sea necesaria una resistencia a la abrasión – erosión muy alta.

Toda fundición blanca de alta aleación contiene cromo para evitar la formación de grafito durante la solidificación y para mejorar la estabilidad de la fase de carburos, además, este le brinda una buena resistencia a la corrosión del material. En este tipo de fundiciones, el contenido de carbono está por debajo del 4%. La alta fracción por volumen de carburos de cromo en la microestructura le brinda una muy alta dureza, necesaria en aplicaciones donde la abrasión es la causa fundamental de fallo en elementos de máquinas. La matriz metálica que soporta la fase carburos en estos hierros, puede ser ajustada mediante la manipulación de los elementos aleantes, y también por tratamientos térmicos, para llegar a un balance entre la resistencia a la abrasión y tenacidad necesaria. Las fundiciones blancas de alta aleación pueden asimismo estar aleadas al níquel, molibdeno, cobre y combinaciones de estos elementos para prevenir la formación de perlita en la microestructura. Mientras una fundición blanca poco aleada, cuyo contenido de elementos aleantes está por debajo del 4%, alcanza dureza en el orden de 350-550-HB, las fundiciones blancas de alta aleación tienen durezas en el rango de 450-800HB. Según Asm handbook, (1992) muchas contienen carburos aleados M_7C_3 (Carburos de cromo), los que son sustancialmente más duros que los M_3C (Carburos de hierros), presentes en fundiciones blancas poco aleadas. La ASTM A532, (2014) cubre la composición química y dureza de las fundiciones bancas resistentes a la abrasión y erosión.

Sin embargo, un gran número de fundiciones blancas de alta aleación son producidas con modificaciones para aplicaciones específicas. Según ASTM A532, (2014) las fundiciones blancas de alta aleación se dividen en tres grupos fundamentales:

- Fundiciones blancas al cromo-níquel: tienen bajo contenido de cromo (1÷ 4%) y níquel de (3÷5%). Las fundiciones al cromo – níquel son denominada comúnmente como Ni-Hard.
- Fundiciones blancas al cromo- molibdeno: estas mantienen el cromo en el rango de (11÷23%) y el molibdeno, por encima del 3%, además pueden ser frecuentemente aleadas con algo de níquel o cobre.
- Fundiciones que contienen (25% ÷ 28%) de cromo, las que pueden tener adiciones de molibdeno o níquel de alrededor del 1,5%.

1.3- Fundiciones blancas de alto cromo

Las fundiciones blancas de alto cromo poseen una muy buena resistencia a la abrasión-erosión, y se usan eficazmente en un sinnúmero de aplicaciones, tales como: impulsores y espirales de bombas de lodos o de líquidos en suspensión, en maquinaria de procesamiento de la cerámica, mezcladoras de concretos, y otras. En múltiples aplicaciones resisten la carga a impacto pesada, como en los martillos de impacto, los segmentos del rodillo de los molinos de procesamiento del carbón, y otras, que hacen estos materiales insustituibles. Son reconocidas por brindar la mejor combinación de tenacidad y resistencia a la abrasión - erosión dentro del grupo de las fundiciones blancas. Variando la composición química y el tratamiento térmico, estas propiedades se pueden ajustar y llegar hasta el punto óptimo en muy disimiles aplicaciones donde esté presente el desgaste abrasivo o erosivo.

Las fundiciones blancas de alto cromo se describen como compuestos donde la fase de carburos (M_7C_3) es relativamente grande y muy dura. Estas pueden ser: hipoeutécticas, eutécticas o hipereutécticas (figura 1.17). En la matriz puede aparecer la fase de hierro blanda (austenita, martensita, ferrita, perlita, o bainita).

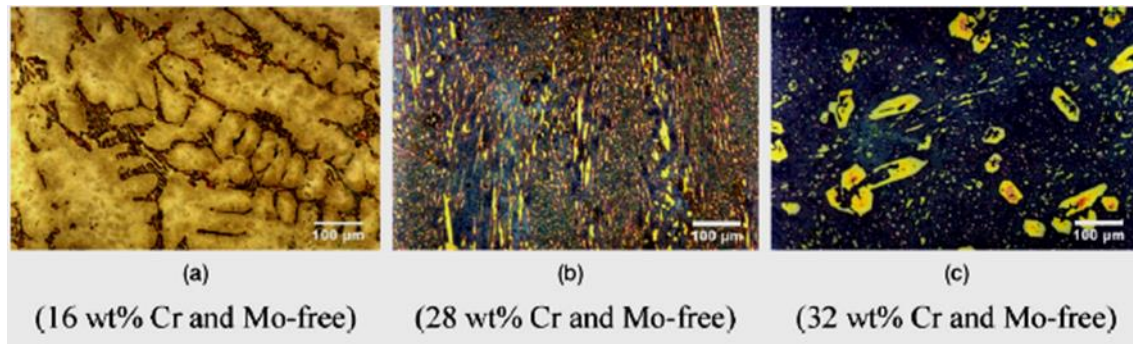


Figura 1.17: Microestructuras de las fundiciones blancas de alto cromo (a) Bajo carbono (hipoeutéticas). (b) Eutética(c) Alto carbono (hipereutética), (C. Scandian et al, 2009).

Los carburos en las fundiciones blancas de alto cromo son extremadamente duros y resistentes al desgaste, pero también frágiles. En general la resistencia al desgaste se mejora con el incremento de la cantidad de carburos (incrementando el porcentaje de carbono), mientras la tenacidad se mejora con el incremento de la matriz metálica (reduciendo el porcentaje de carbono). Según Asm Handbook, (1992) la influencia del contenido de carbono es ilustrada en la figura 1.18.

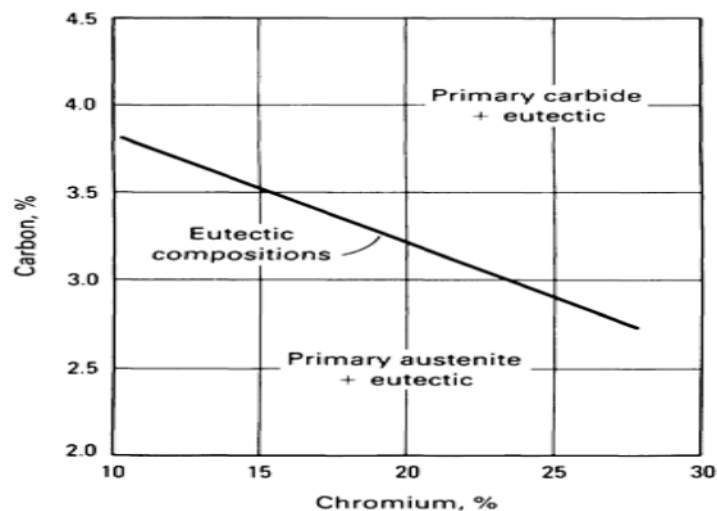


Figura 1.18: Relación entre el contenido de cromo y de carbono y la composición eutética en las fundiciones blancas de alto cromo (Asm Handbook, 1992).

La estructura de la matriz más observada en las fundiciones blancas de alto cromo es la austenita como predominante, pero esta puede ser variada mediante tratamientos

térmicos, hasta obtener una matriz totalmente martensítica. En dependencia de la composición química, los carburos son típicamente del tipo M_7C_3 , donde M incluye Fe y Cr, y otros elementos formadores de carburos. Los carburos M_7C_3 crecen en forma de láminas y barras a lo largo de sus ejes, paralelos a la dirección del flujo de calor dentro del molde.

1.1.3- Influencias de los elementos formadores de carburos en las fundiciones blancas aleadas

La adición de elementos aleantes a las fundiciones blancas es un medio para mejorar sus propiedades frente al desgaste erosivo. Plantean Chung et al, (2013 y 2009), Zumelzu et al, (2002), y Correa et al, (2007), que la composición química de la aleación tiene una fuerte influencia en sus propiedades de resistencia al desgaste. En el caso de las fundiciones blancas aleadas, esta va a determinar las características de los carburos con respecto a su porcentaje en la matriz, el tamaño y la forma, así como el tipo de matriz formada y el contenido de austenita retenida durante la solidificación. Para el caso de las fundiciones blancas hipereutécticas, la mayoría de estos estudios intentan refinar los carburos mediante el incremento de la velocidad de nucleación, con vistas a obtener carburos finos dispersos. Por ejemplo, pequeñas cantidades de elementos tales como titanio, vanadio y niobio pueden actuar como substrato para la nucleación heterogénea. Por otra parte, según refiere Zhi et al, (2014), la adición de algunos elementos que segregan en la interfase matriz/carburo, tales como el magnesio, el boro, el titanio, etc., realizan el efecto de modificar la estructura del carburo eutéctico, lográndose mejoras en la morfología y tamaño de estos microconstituyentes.

Correa et al, (2007), reconocen que la predicción del efecto de la aleación en estos sistemas metalúrgicos, depositados mediante soldadura es un problema complejo. Dada la energía de entrada relativamente alta de este proceso, el metal del depósito experimenta normalmente altas velocidades de enfriamiento y es por ello que la estructura que se obtiene en el depósito es muy alejada a la de equilibrio y se limitan

los procesos de difusión en estado sólido, de tal forma que el líquido es enriquecido progresivamente en la concentración de soluto.

En las fundiciones blancas, con vistas a mejorar sus propiedades de resistencia frente al desgaste abrasivo y erosivo se utiliza la aleación con diferentes elementos químicos. Tabrett et al, (1995), plantean que el carbono es el elemento que tiene un efecto más crítico, ya que determina el tipo de microestructura que se obtiene, así como el volumen de carburos que componen la estructura del material, lo cual se ha demostrado que afecta severamente la resistencia al desgaste.

Además del cromo que se adiciona fundamentalmente por su efecto como formador de carburos, otros elementos formadores de carburos son adicionados (Mo, V, Nb, W, Ti, B, Ce) con la intención fundamental de refinar la microestructura, para formar carburos de mayor dureza y para endurecer la matriz. En el caso del manganeso, que también endurece la matriz, ayuda a estabilizar la austenita, junto al cobre, el níquel y el molibdeno. El boro, además de refinar los carburos forma boruros. El níquel, se manifiesta como estabilizador de la austenita y ejerce su mayor efecto sobre las propiedades anticorrosivas de las fundiciones.

Sistemas aleantes multicomponentes para el recargue de superficies sometidas a desgaste erosivo

En bibliografías recientes se trata un nuevo concepto en cuanto a las aleaciones para recargue del sistema de las fundiciones blancas, tales como las descritas por Wang et al, (2011), donde se habla de microestructuras de alta entropía o nanoestructuradas. Estas se obtienen cuando se utilizan más de 5 elementos aleantes en el sistema, cada uno en contenidos entre 5,0 y 35,0 %. Las nanoestructuras se obtienen para estas aleaciones debido a la alta velocidad de nucleación y la baja velocidad de crecimiento de las fases, lo cual es provocado debido a la baja difusibilidad atómica o a las altas barreras a la difusión en un sistema multicomponente, trayendo consigo una disminución en la razón de crecimiento de los carburos y por consiguiente una microestructura muy fina con carburos pequeños y de alta dureza, que aportan beneficios al material frente a condiciones de desgaste erosivo.

Como elementos aleantes de la fundición blanca hipereutéctica al cromo se utilizan simultáneamente elementos fuertemente formadores de carburos tales como titanio, vanadio, molibdeno y wolframio (figura 1.19). En el trabajo citado previamente se demostró que a medida que aumenta el contenido de elementos aleantes fue disminuyendo la formación de carburos primarios del tipo M_7C_3 y aparecieron otros tipos de carburos finamente dispersos en la microestructura, lo cual le aporta al material propiedades superiores en cuanto a resistencia al desgaste erosivo.

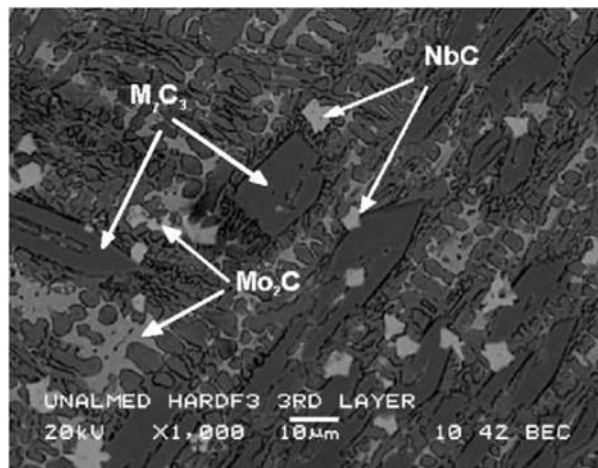


Figura 1.19: Imagen de microscopía electrónica de barrido de la microestructura de un depósito de recarga con la presencia de carburos complejos (4,2 % de carbono, 23 % de cromo, 3,5 % de wolframio; 5,4 % de niobio, 4,1 % de molibdeno, 1,5 % de silicio, 0,8 % de vanadio, balance hierro), (Buchely et al, 2005).

1.4- Consumibles de aporte para enfrentar el desgaste

La norma AWS A5.13, (2000), establece los requerimientos para la clasificación de los electrodos de recarga por Soldadura Manual con Arco Revestido (SMAW), de acuerdo a la composición química del depósito sin dilución. Esta norma establece 26 tipos de consumibles de recarga superficial base hierro. De ellos 14 pueden clasificarse dentro del sistema aleante de las fundiciones blancas, siete de ellos como aceros austeníticos al manganeso y los restantes son aceros termomejorables, que pueden alcanzar elevada dureza dado los ciclos térmicos a que se somete el depósito de recarga. En cuanto a composición química, los principales elementos aleantes presentes en este tipo de material son el cromo, el manganeso y el silicio, los cuales están en el 100 % de

los consumibles excepto el cromo que no está en la aleación de dos de ellos. El molibdeno es otro de los elementos que más aparece en la composición de estos electrodos (65 %), le siguen el níquel (27 %), el vanadio (23 %), el wolframio (11 %) el titanio (7 %) y el niobio (4 %).

Otro análisis imprescindible en este caso, es el de los sistemas aleantes que depositan los electrodos de recargue comercializados por firmas con elevada presencia en el mercado internacional. No todas ellas informan el sistema aleante que depositan sus consumibles de recargue. En él se muestra un compendio de electrodos comerciales base hierro, recomendados para el recargue de superficies de piezas sometidas a condiciones de desgaste abrasivo y erosivo, de firmas tales como Lincoln (USA), Esab (Suecia), Ewin (Alemania), Kangaro Welding (España), Conarco (Argentina), Oerlikon (España); se incluyen además la composición química que depositan estos consumibles. De los 25 electrodos de recargue base hierro para desgaste erosivo analizados el 68 % se incluye dentro de las fundiciones blancas, los demás son aceros de alta aleación endurecibles por tratamiento térmico. Con respecto a los elementos de aleación fundamentales presentes en los depósitos se concluye que el 100 % presenta cromo, el 80 % silicio, el 40 % manganeso, el 38 % molibdeno, el 24 % vanadio, el 16 % niobio y el 12 % wolframio. El níquel y el boro están solamente en uno de los consumibles analizados.

Los datos anteriores muestran una coincidencia entre los elementos aleantes dados por la norma AWS A5.13, (2000) y los incluidos en los consumibles comerciales, fundamentalmente lo relacionado con la presencia de cromo, manganeso y silicio como los elementos de aleación fundamentales para los depósitos de recargue en superficies sometidas a desgaste erosivo.

Dada la composición química de estos materiales de recargue, frecuentemente ocurre el agrietamiento del depósito y las cargas de trabajo pueden inducir a la propagación de dichos defectos, por lo cual el agrietamiento es una variable a controlar, no obstante a que también puede resultar beneficioso cuando el depósito trabaja a baja presión, ya

que permite el alivio de las tensiones de contracción y ayudan a prevenir la astilladura del depósito de recargue, según plantea Buchanan et al, (2008).

1.5- Caracterización de consumibles de recargue

La evaluación de un consumible de recargue requiere de un análisis integral de su desempeño. Los aspectos operativos, tales como la estabilidad de arco, el desprendimiento de la escoria, la protección al baño fundido, el comportamiento de sus parámetros de consumo, la apariencia y geometría del depósito, entre otros, son criterios fundamentales para su evaluación, a partir de los cuales se establecen los parámetros del régimen de soldadura que garantizan el adecuado comportamiento operacional y la eficiencia del proceso, como demuestran Cruz-Crespo et al, (2007, 2008 y 2010), Díaz et al, (2013), y Farias, (1997). Por otra parte, la caracterización del depósito desde el punto de vista de su composición química, estructura metalográfica, agrietamiento, propiedades de resistencia al desgaste y al impacto en condiciones específicas, son la esencia de la evaluación de los consumibles de recargue, ya que permiten establecer la factibilidad técnico-económica de su aplicación, lo que puede comprobarse en un gran número de trabajos, entre los que se encuentran Méndez et al, (2014), Yüksel & Sahin, (2014), Chung et al, (2013), Filipovic et al, (2013), Chung et al, (2011 y 2013), Chotěborský et al, (2011), Wiengmoon, (2011), Xiaohui et al, (2008), Kirchgäßner et al, (2008), Coronado et al, (2009), Veinthal et al, (2013), Morsy & El-Kashif, (2014), Liu et al, (2001), Zhang et al, (2014), Lü et al, (2012), Matsuo et al, (2005) y muchos varios otros investigadores.

De las referencias anteriores puede extraerse una síntesis de los métodos utilizados en la evaluación y caracterización de electrodos para recargue. En el caso de la evaluación del comportamiento operacional del consumible se utilizan los siguientes criterios:

- Determinación de los parámetros de consumo, tales como los establecidos en la norma ISO TC 44: ISO 2401-72, entre los que se encuentran la tasa de deposición (g/min), la tasa de fusión (g/min) y el rendimiento (%).
- Estudio de estabilidad de arco, el cual se realiza a través del empleo de métodos de procesamiento digital de las señales de voltaje y corriente del arco de soldadura,

aplicándose además el procesamiento estadístico de datos basado en técnicas no paramétricas. Esto permite obtener los parámetros más representativos del patrón eléctrico del proceso, como por ejemplo los cortos circuitos totales y con transferencia, la frecuencia de cortos totales y con transferencia, así como el tiempo medio de cortos totales y con transferencia. En estos casos los electrodos son alimentados mediante un dispositivo que funciona por gravedad, lo que permite la obtención de los regímenes de trabajo más efectivos, eliminando las afectaciones producidas por un operador manual. Mediante este método es posible la detección de los efectos de los eventos desestabilizadores en cualquiera de los modos de transferencia conocidos, tanto en los períodos de arco y cortocircuitos, como durante la ocurrencia de los picos de reencendido y permite además evaluar el grado de estabilidad eléctrica general de los consumibles.

- Evaluación de la facilidad de desprendimiento de la escoria.
- Evaluación del aspecto del cordón en cuanto a forma y acabado superficial.
- Evaluación de las salpicaduras.
- Evaluación del agrietamiento del depósito.
- Evaluación de la porosidad.
- Estudio del efecto cañón mediante el análisis del cono refractario formado en la punta del electrodo luego de la soldadura.

Con respecto a la caracterización de los depósitos, como regla general se realiza lo siguiente:

- Análisis de la geometría del depósito, lo que incluye la determinación de la dilución con el metal base.
- Análisis de dureza del depósito en diferentes zonas del mismo, así como en la zona desgastada, luego del ensayo de desgaste.
- Análisis de la microdureza de los microconstituyentes.
- Análisis químico del depósito con y sin dilución. El análisis químico puede ser realizado por Análisis Espectral de Emisión Atómica, que es el más frecuente por lo simple y rápida que resulta su realización o por otra técnica como la vía húmeda.

- Análisis físico por Difracción de Rayos X (XRD) para establecer las fases presentes en el depósito.
- Análisis microestructural. Este incluye la identificación de los microconstituyentes, su morfología y orientación por Microscopía Óptica (MO) o por Microscopía Electrónica de Barrido (MEB), el microanálisis de los microconstituyentes y el mapeo de elementos químicos con el empleo del MEB, la determinación del tamaño medio y la fracción volumétrica de la fase dura (carburos) con MO o MEB.
- Determinación de la estructura cristalina de las fases mediante Difracción de Rayos X y mediante Microscopía Electrónica de Transmisión.
- Ensayo para la determinación de la resistencia al desgaste en ensayos de laboratorio.
- La determinación de tenacidad del depósito. En ocasiones se incluye dentro del estudio de desgaste para evaluar la capacidad de soportar impactos.
- Análisis de la huella del desgaste. Este estudio se realiza con empleo de la MO o MEB con el propósito de identificar el micromecanismo de desgaste. El MEB también puede revelar la presencia de formación de óxidos en la huella. La topografía de la huella puede ser estudiada con el Microscopio Confocal, con un rugosímetro o con un Microscopio de Fuerza Atómica.
- Ensayo de resistencia al desgaste en condiciones de servicio o de campo. Este estudio posibilita evaluar los depósitos bajo las condiciones reales de explotación de las piezas. Como es obvio, este tipo de ensayo es menos frecuente porque implica disponer de condiciones de infraestructura y tiempo que lo permitan.

Con el análisis integrado de los resultados de caracterización es posible determinar los sistemas metalúrgicos y los regímenes de soldadura adecuados, con vistas a garantizar la factibilidad técnico-económica del recargue frente a condiciones específicas de desgaste.

1.6- Ensayos de desgaste erosivo

Existe una gran dificultad al comparar resultados de desgaste obtenidos por diversos investigadores debido a la variedad de los métodos de ensayo y al bajo control de ciertos aspectos de estos. Considerando específicamente el desgaste erosivo, la

complejidad del fenómeno aún no ha permitido la creación de un ensayo universal, y frecuentemente los ensayos son hechos para reproducir las condiciones únicas que un determinado material encontrará en servicio.

Para simular las dos formas de desgaste erosivo (partículas en seco y en medio húmedo), han sido desarrollados dos equipamientos, esto motivado porque una sollicitación de resistencia al desgaste en un medio húmedo, puede no ser aplicada en una situación en un medio seco. Las normas fundamentales que rigen estos ensayos son la ASTM G76, (1989) (La norma ASTM G76, (2004) se diferencia de la versión ASTM G76, (1989) en que el ensayo se realiza fuera de la cámara), la cual hace referencia a partículas en seco y la ASTM G73, (1998) que se refiere a partículas en un medio acuoso.

Algunos autores reportan ensayos de erosión que no responden directamente a ninguna norma, pero que permiten de igual modo realizar estudios de este mecanismo de desgaste. Un ejemplo de ello lo constituye la máquina de ensayos de erosión húmeda de brazo giratorio, descrita por Al-Bukhaiti et al, (2007), cuya representación esquemática se da en la figura 1.20. En esencia, esta máquina consiste en un sistema con partículas en suspensión que impactan sobre muestras en rotación. El impacto de las partículas se realiza por gravedad, mientras el ángulo de la muestra (ángulo de impacto) y la velocidad de rotación pueden ser variadas.

Otra versión de ensayo de erosión húmeda es el mostrado en la (figura 1.21) Sampathkumaran et al, (2009). Este ensayo consiste en ensayar muestras que rotan en un soporte inmerso en un líquido con partículas abrasivas en suspensión. Por la simplicidad del equipo este es el más viable de realizar cuando no se dispone de recursos, ya que puede ser utilizado un taladro o un agitador para imprimir la rotación del portamuestras.

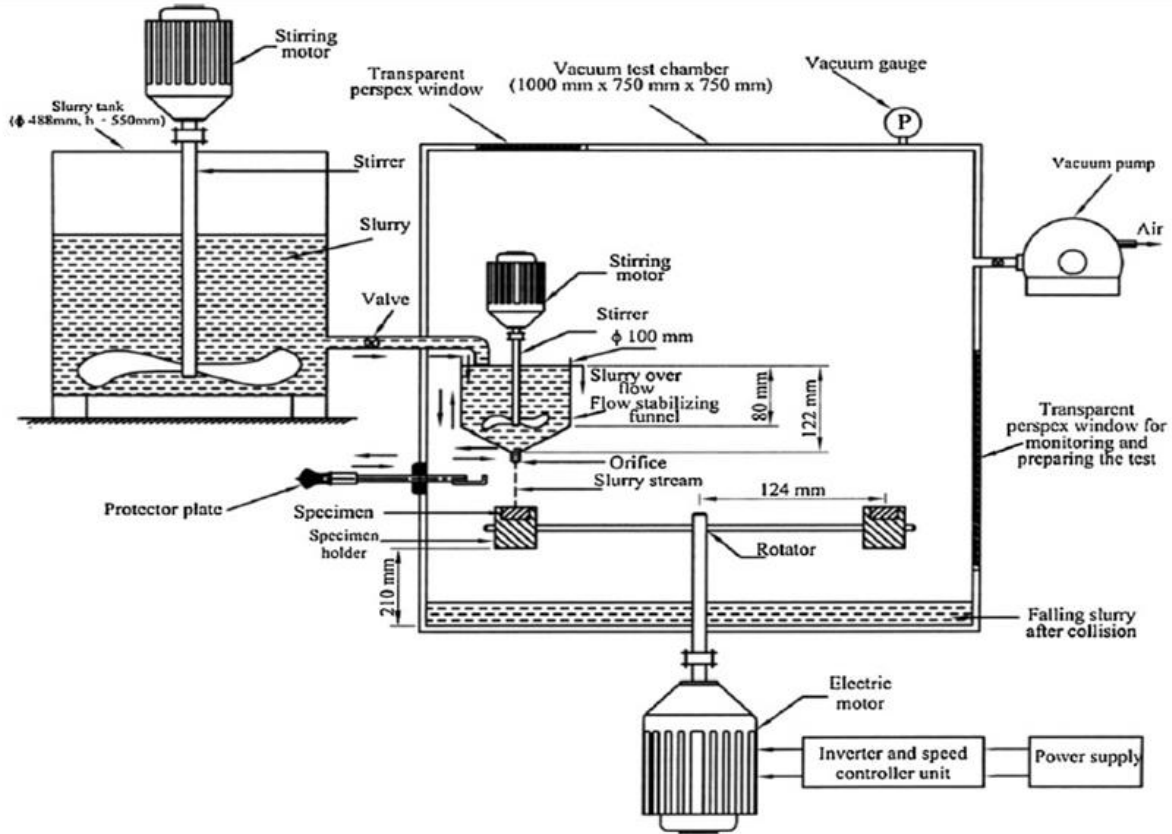


Figura 1.20: Diagrama esquemático de una máquina de ensayo de erosión húmeda de brazo giratorio (Al-Bukhaiti et al, 2007).

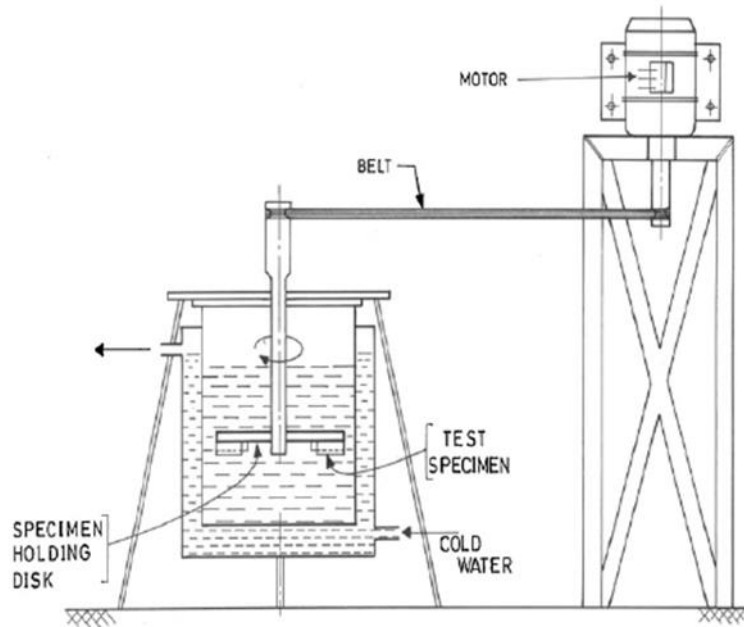


Figura 1.21: Esquema de equipo de ensayo de erosión húmeda (Sampathkumaran et al, 2009).

CAPÍTULO II. MATERIALES Y MÉTODOS.

2.1- Materiales y herramientas para la obtención de los depósitos

Para el desarrollo de este trabajo se utilizó un electrodo de recargue comercial UTP 711- B, de diámetro 3,2 mm y 310 mm de largo Catálogo UTP Alemania, con vistas a realizar un análisis comparativo de los resultados en función de la corriente.

En la obtención de los depósitos para la evaluación de parámetros de consumo, la valoración de la geometría y la microestructura de los cordones, fueron utilizadas chapas de acero AISI 1020 de 200 x 75 x 8 mm.

Para la limpieza de herrumbre y otras suciedades de las chapas antes de la deposición; así como para la limpieza de estas luego de realizadas los depósitos, fueron empleados cepillos de alambre, piqueta, paños y alcohol. La fijación de las chapas fue realizada con un dispositivo de embridamiento (Figura 2.1).

Fueron utilizados, como medios de medición, una balanza técnica de 0,1 g de resolución para el pesaje de los electrodos y las chapas, un cronómetro digital para la medición del tiempo de arco abierto durante la deposición y un Pie de Rey para la medición de la longitud de los cordones.

Como medios de protección fueron usados petos, caretas, guantes, etc. y el local se mantuvo ventilado para la salida de los gases y con iluminación adecuada.

2.2- Obtención de los depósitos

2.2.1- Depósitos para parámetros de consumo, geometría y microestructura

En el proceso SMAW la velocidad de soldadura está asociada con la habilidad del soldador y la tensión del arco (U_a) es dependiente de la corriente de soldadura (I_s). Por ello, se tomó este último parámetro como variable de entrada para los experimentos, manteniendo aproximadamente constante la velocidad de soldadura (V_s). La variación de la corriente y consecuentemente la energía de entrada ($H=\eta(I_s*U_a)/V_s$) gobiernan la variación de la historia térmica de un depósito en relación al otro. Ello se manifiesta sin dudas en las dimensiones del cordón (penetración, ancho, refuerzo, áreas de penetración y refuerzo, dilución) y en su microestructura. Como resultado de las variaciones en la microestructura de los depósitos, variarán las propiedades de estos (dureza, resistencia al desgaste erosivo). La corriente fue variada en un rango de 90 A

a 130 A, que son los valores máximos y mínimos que recomienda el fabricante Catálogo UTP Alemania. Fue definido un punto medio, para de este modo evaluar tres niveles de corriente: 90 A, 110 A y 130 A.

Luego de limpiadas las chapas, estas fueron pesadas en una balanza técnica y, previo a la realización del depósito, cada una fue embridada con un dispositivo de fijación (figura 2.1) para evitar las deformaciones. Los electrodos fueron calcinados en una estufa a 160 °C durante 1 hora y previo a la soldadura cada electrodo fue pesado.



Figura 2.1: Fijación de las chapas para evitar la deformación durante la deposición.



Figura 2.2: Fuente de corriente utilizada en la realización de los depósitos.

Los depósitos fueron realizados con una fuente (figura 2.2), cuyas características son las siguientes:

- Marca: AEG.
- Tipo: WIG 2356/T
- Tensión de alimentación: 220V, 60Hz, Trifásica.
- Tensión en vacío: 80V.
- Potencia: 13KVA (6.5KW).

- Factor de potencia: 0.5
- Año de fabricación: 1988
- Característica Descendente: 175-200A, 27-28V.

Previo a la realización de cada depósito fue preregulada la corriente de soldadura a utilizar. Durante la soldadura, el tiempo de arco abierto fue medido con el cronómetro. Luego de enfriadas las chapas con los depósitos, fue eliminada la escoria y las chapas fueron limpiadas cuidadosamente. Las chapas con el metal depositado y las colillas no consumidas de los electrodos fueron pesadas.

2.2.2- Obtención de depósitos y preparación de muestras para análisis químico y desgaste erosivo

El depósito para análisis químico, sin dilución, fue obtenido en base a lo recomendado por la norma AWS A5.13, (2000). Para ello, fue utilizada la corriente media (110 A), por considerarse la más representativa dentro del rango de corriente evaluado (de 90 A a 130 A). Para la obtención del depósito fueron realizadas varias pasadas superpuestas sobre una chapa de 8 mm de acero AISI 1020.

El depósito de análisis químico fue desbastado en su superficie superior con una muela abrasiva en el Taller de Máquinas y Herramientas de la Facultad de Ingeniería Mecánica e Industrial de la UCLV. La composición química del depósito fue determinada en un equipo de Análisis Espectral de Emisión Atómica (figura 2.3) en la Empresa Planta Mecánica "Fabric Aguilar Noriega" de Villa Clara.



Figura 2.3: Spectrógrafo Belec Vario Lab.

Para la obtención de las probetas de desgaste erosivo, fueron realizados depósitos correspondientes a las tres corrientes de soldadura (90 A, 110 A y 130 A). Los depósitos fueron realizados sobre chapas de 160x50x8 mm de acero AISI 1020. Estos se realizaron en una sola camada con solape entre los cordones, de modo tal que el arco durante la realización del cordón posterior incidía sobre el borde del anterior, lográndose aproximadamente un solape del 50 % del ancho del cordón. Esta forma de deposición permitió obtener un depósito con una superficie relativamente uniforme y de baja dilución.

Los depósitos fueron rectificadas en el Taller de Mantenimiento de la Empresa Materiales de la Construcción de Villa Clara. De cada depósito fueron extraídas tres muestras y llevadas a las dimensiones apropiadas, de acuerdo al portamuestras del dispositivo de ensayo de erosión (38x38 mm). Fueron elaboradas también tres muestras de referencia, extraídas de un alabe de un mezclador, cuya composición y microestructura se corresponden con una fundición blanca hipereutéctica de alto cromo de acuerdo con lo expresado por García, (2015). Previo al ensayo de erosión, las muestras fueron pulidas.

2.3- Preparación de muestras para la geometría del cordón y análisis metalográfico

Para la obtención de probetas para geometría de los cordones y realización del análisis metalográfico, los depósitos obtenidos, de acuerdo a lo descrito en el epígrafe 2.2.1, fueron cortados transversalmente en la tronzadora metalográfica del Laboratorio de Metalografía del Centro de Investigaciones de Soldadura de la UCLV. Para el análisis metalográfico, fue preparada una muestra adicional del depósito sin dilución.

Para el desbaste las muestras fueron montadas en un soporte con el objetivo de evitar el redondeo de los bordes (figura 2.4). El desbaste fue realizado de acuerdo con la norma ASTM E3, (2011.), empezando por una lija número 100 hasta una lija número 500 en el caso del macroataque para la determinación de la geometría de los cordones. En el caso del microataque para el análisis metalográfico, las muestras fueron desbastadas hasta una lija de número 800. El macroataque fue realizado con nital al 3 %, en correspondencia con la norma ASTM E340, (2015).

Para el análisis metalográfico, luego del desbaste, las muestras fueron pulidas con suspensión abrasiva de óxido de cromo, siguiendo las recomendaciones de la norma ASTM E3, (2011). A las muestras pulidas se le realizó un ataque electrolítico con el reactivo 86, empleando una corriente de 100 mA y una tensión de 2 V, de acuerdo a la norma ASTM E407, (1999).



Figura 2.4: Imagen de la muestra montada en el soporte para la preparación metalográfica.

2.4- Determinación de la geometría de los cordones y análisis metalográfico

Para la determinación de los parámetros geométricos de los cordones (penetración, altura de refuerzo, ancho, área de penetración y área de refuerzo), fueron captadas imágenes con una escala de referencia en un microscopio de bajo aumento (Figura 2.5) del Laboratorio de Óptica de la UCLV. Las dimensiones lineales y las áreas de penetración y refuerzo de los cordones fueron medidas con el empleo del software ImageJ.



Figura 2.5: Microscopio de bajo aumento.

La adquisición de imágenes metalográficas fue realizada con una cámara digital acoplada a un microscopio óptico metalográfico marca NEOPHOT 32 (Figura 2.6) del Laboratorio de Análisis Espectral del Centro de Investigaciones de Soldadura de la UCLV. Las imágenes fueron tomadas del centro del depósito.

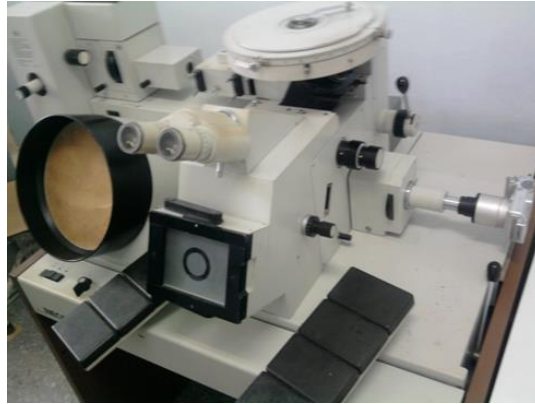


Figura 2.6: Microscopio óptico metalográfico con cámara acoplada.

2.5- Determinación de dureza y microdureza de los depósitos

A cada uno de los depósitos le fue determinada la microdureza de los constituyentes estructurales en la región en la cual fueron adquiridas las imágenes de la microestructura (centro del depósito), empleando un Microdurómetro Marca Shimatsu del Laboratorio de Tribología y Materiales (Figura 2.7). La carga usada estuvo en correspondencia a las dimensiones de los microconstituyentes. El tiempo de indentación fue de 15 s en todos los casos.



Figura 2.7: Microdurómetro.

A cada uno de los depósitos le fue realizado un perfil de dureza desde el metal base hasta la parte superior del cordón (Figura 2.8). Para el ensayo fue aplicada una carga de 500 g, durante 15 s. A cada medición le fueron realizadas dos réplicas.

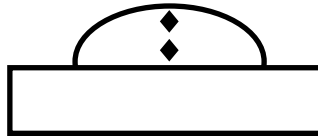


Figura 2.8: Representación esquemática de la realización del perfil de dureza.

2.6- Ensayos de desgaste erosivo húmedo

Los ensayos de desgaste fueron realizados en el Laboratorio de Tribología del Centro de Investigaciones de Soldadura de la UCLV. Para ello, fue empleado un dispositivo de ensayos construido por Acosta, (2016), este se acopla a un agitador de velocidad variable (Figura 2.9).

Para la realización de los ensayos comparativos de los depósitos y las muestras de referencia de un alabe de un extractor fue utilizada una concentración de la suspensión abrasiva de arena sílice (arena sílice del yacimiento de Casilda (Trinidad, Sancti-Spiritus)) en agua de 2:1 ($2 \text{ kg}_{\text{abrasivo}}/1 \text{ kg}_{\text{agua}}$) y los ensayos fueron realizado para un tiempo de 60 min, con una velocidad de rotación del dispositivo portamuestras de 600 rpm.

Para cada depósito y para la referencia fueron ensayadas 3 muestras (tres réplicas). Previo a cada ensayo las muestras fueron lavadas en un baño de ultrasonido con alcohol y pesadas en una balanza analítica. Dado que el dispositivo tiene dos portamuestras, en cada ensayo fueron ensayadas dos muestras simultáneamente. La arena durante los ensayos no fue reutilizada. Luego del ensayo, las muestras fueron lavadas en baño de ultrasonido con alcohol y pesadas en una balanza analítica.

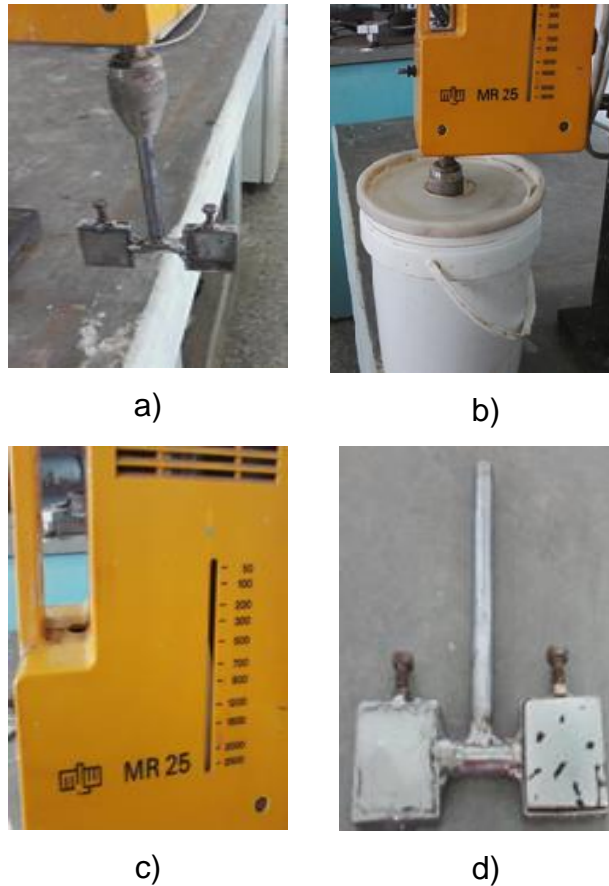


Figura 2.9: Equipo para ensayo de erosión húmeda. a) Agitador con dispositivo acoplado. b) Agitador con dispositivo acoplado dentro del recipiente con suspensión abrasiva. c) Vista del agitador que muestra la escala de regulación de las rpm. d) Portamuestras con las muestras de ensayo.

Con el propósito de evaluar el efecto de la velocidad de rotación del portamuestras, fueron ensayadas las muestras correspondientes a la referencia y a la aleación de 110 A, considerada de mejores resultados integrales en las caracterizaciones previas. Previo a los ensayos, las muestras de estas dos aleaciones fueron nuevamente pulidas, lavadas y pesadas. En este caso la concentración de la suspensión abrasiva fue mantenida en $2 \text{ kg}_{\text{abrasivo}}/\text{kg}_{\text{agua}}$; así como el tiempo de ensayo en 60 min, mientras la velocidad de rotación del dispositivo portamuestras fue ensayada primero a 400 rpm y luego a 500 rpm.

Muestras de arena de cada una de las velocidades ensayadas (tabla 2.1) y una muestra de la arena original fueron secadas en una estufa a 120 °C, durante 2 horas y luego fueron tamizadas en una tamizadora con juego de tamices según la norma ASTM C136, (2001) en el Departamento de Farmacia de la Facultad de Química-Farmacia de la UCLV (Figura 2.10).



Figura 2.11: Tamizadora para ensayo granulométrico.

A cada una de las muestras de arena (la original y las correspondientes a las diferentes velocidades de ensayo) les fueron adquiridas imágenes digitales en un microscopio de bajo aumento. La morfología de los granos fue evaluada con el empleo de software ImageJ.

CAPÍTULO III. RESULTADOS Y ANÁLISIS.

3.1- Comportamiento de los parámetros de consumo en función de la corriente de soldadura

En la tabla 3.1 se muestran los resultados, correspondientes a cada corriente de soldadura, del pesaje de las chapas antes y después de la realización de los depósitos, de los electrodos antes de los depósitos y las colillas resultantes; así como el tiempo de soldadura. En base a los datos anteriores fueron determinadas las masas de electrodos consumidas, las masas de metal depositadas, que también se muestran en la referida tabla. En base a los valores de la tabla 3.1 fueron determinadas las tasas de fusión, de deposición y el rendimiento para cada depósito; así como los valores y las desviaciones estándar de estos parámetros, los cuales se muestran en la tabla 3.2.

Tabla 3.1: Valores medidos para la determinación de los parámetros de consumo

Denominación	Corriente de soldadura (Is), (A)		
	90	110	130
Masa inicial de la chapa (g)	603,6	604,6	603,6
	605,2	603,8	604,6
	604,9	605	605,2
Masa final de la chapa (g)	618	619	618
	619,8	618,3	618,8
	619,2	619,5	619,5
Masa inicial del electrodo (g)	76,8	76,2	76,1
	76,4	75,8	76,3
	76,5	76,6	75,9
Masa final del electrodo (g)	53	52	51,8
	52,3	51,7	52
	53,4	52,3	51,6
Tiempo de soldadura (s)	76	70	58
	75	72	60
	73	71	58
Masa del electrodo fundida (g)	23,8	24,2	24,3
	24,1	24,1	24,3
	23,1	24,3	24,3
Masa de metal depositada (g)	14,4	14,4	14,4
	14,6	14,5	14,2
	14,3	14,5	14,3

Tabla 3.2: Rendimiento y tasas de fusión y deposición

Denominación	Valor de medición	Valor medio	Desv. Est.	Valor de medición	Valor medio	Desv. Est.	Valor de medición	Valor medio	Desv. Est.
Corriente (A)	90			110			130		
Tasa de fusión (g/min)	18,8	19,0	0,2	20,7	20,5	0,3	25,1	24,9	0,5
	19,3			20,1			24,3		
	19,0			20,5			25,1		
Tasa de deposición (g/min)	11,4	11,6	0,2	12,3	12,2	0,1	14,9	14,6	0,4
	11,7			12,1			14,2		
	11,8			12,3			14,8		
Rendimiento (%)	60,50	61,0	0,8	59,50	59,8	0,3	59,26	58,8	0,4
	60,58			60,17			58,44		
	61,90			59,67			58,85		

En base a los resultados medios de la tabla 3.2, con el propósito de ilustrar mejor la tendencia de comportamiento, fueron construíos los gráficos de Tasa de Fusión, de Tasa de Deposición y de Rendimiento en función de la corriente de soldadura (figuras 3.1, 3.2 y 3.3).

En la figura 3.1 se observa que la Tasa de Fusión aumenta con el aumento de la corriente, lo cual es un comportamiento clásicamente reflejado en la literatura, ya que al aumentar la corriente aumenta el calentamiento del electrodo Cruz-Crespo et al, (2008) pues de un lado aumenta la energía entregada por la fuente de corriente ($H=\eta(I_s*U_a)/V_s$, donde η - es el rendimiento de la fuente, I_s - es la corriente de soldadura, U_a - es la tensión del arco y V_s - es la velocidad de soldadura, Monsalve et al, 2004 y del otro aumenta la densidad de corriente y con ello el calentamiento del electrodo por el efecto de Joeule-Lenz ($Q=I^2*R*t$, donde Q- es el calor generado al paso de la corriente en Joule, I- es la corriente en Amperes, R- es la resistencia del conductor en Ohms y t- es el tiempo en segundos Monsalve et al, (2004).

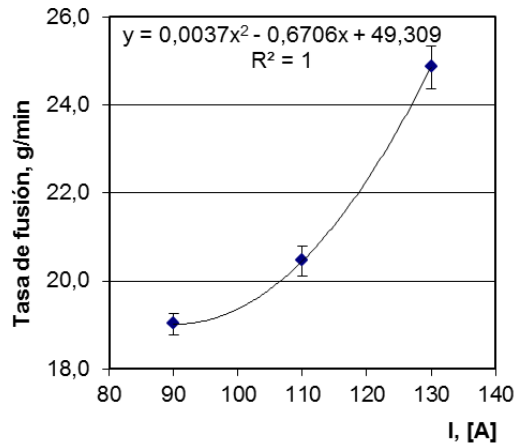


Figura 3.1: Comportamiento de la tasa de fusión en función de la corriente de soldadura.

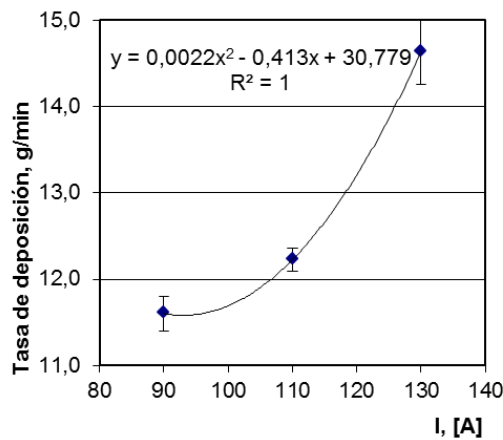


Figura 3.2: Comportamiento de la tasa de deposición en función de la corriente de soldadura.

También la Tasa de Deposición manifiesta un comportamiento creciente con la corriente (figura 3.2). Al aumentar la corriente aumenta la masa de electrodo que se funde (figura 3.1) y por tanto es esperado que ocurra un aumento del metal depositado en la unidad de tiempo, siempre que no sean favorecidas las causas que generan las pérdidas de metal. De acuerdo a los datos, en el entorno del 40 % del electrodo consumido no se deposita, pasando a formar parte de los gases emanados, de la escoria y de las salpicaduras. No obstante a que se observa un crecimiento de la

deposición con el aumento de la corriente de soldadura, este ocurre con una pendiente menor que el crecimiento de la tasa de fusión, lo cual evidentemente se refleja en el Rendimiento (Figura 3.3), el cual manifiesta una leve disminución de sus valores medios en función de la corriente.

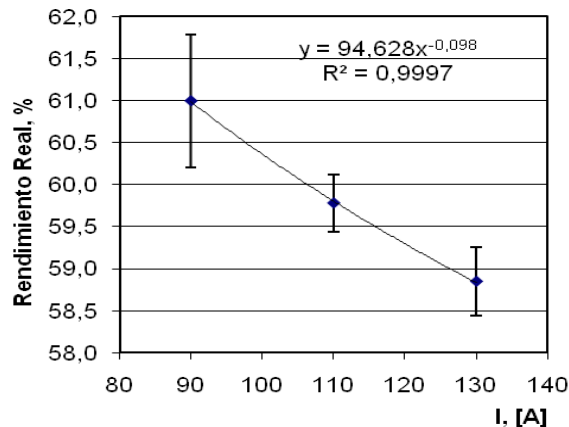
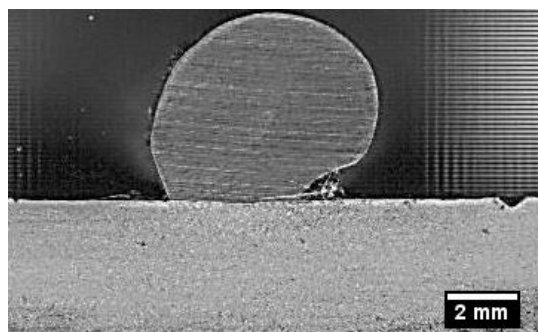


Figura 3.3: Comportamiento del rendimiento en función de la corriente de soldadura.

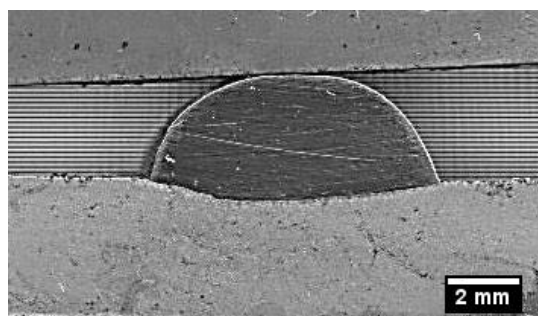
El hecho que disminuya el rendimiento con la corriente de soldadura es causa del aumento de las pérdidas por salpicadura, por aumento de la oxidación de elementos (Mn, Cr, entre otros) que pasan en forma de óxidos a la escoria y por la descomposición de compuestos, como la calcita ($\text{CaCO}_3 \rightarrow \text{CaO} + \text{CO}_2$), como resultado de un mayor aporte energético.

3.2- Comportamiento de la geometría de los depósitos en función de la corriente

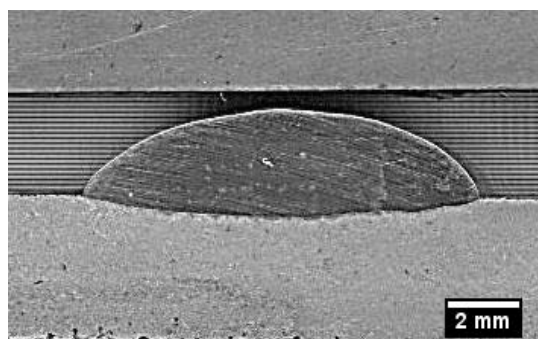
En la figura 3.4 (a, b y c) se muestran las macrografías de los depósitos obtenidos para las corrientes de soldadura de 90 A, 110 A y 130 A. A partir de las macrografías, con el empleo del programa ImageJ, fueron determinados los parámetros geométricos de los depósitos, los cuales se muestran en la tabla 3.3. En base a las áreas de penetración y refuerzo fue determinado el Coeficiente de Dilución por la expresión ($D = \frac{A_p}{(A_p + A_r)} * 100$), cuyo resultado también se muestra en la citada tabla.



a)



b)



c)

Figura 3.4: Macrografías de los depósitos. a) Realizado con una corriente de 90 A. b) Realizado con una corriente de 110 A. c) Realizado con una corriente de 130 A.

Tabla 3.3: Parámetros geométricos de los depósitos.

Corriente, A	Penetración, mm	Ancho, Mm	Refuerzo, mm	Área de refuerzo, mm ²	Área de penetración, mm ²	Dilución, %
90	0,1	3,8	5,3	26,6	0,2	0,75
110	0,6	8,1	2,9	18,1	3,0	14,22
130	0,5	11,1	2,2	18,9	5,2	21,58

En base a los resultados de la tabla 3.3, con el propósito de reflejar mejor el comportamiento, fueron construidos gráficos de los parámetros geométricos y del Coeficiente de Dilución en función de la corriente (Figuras 3.5, 3.6, 3.7 y 3.8).

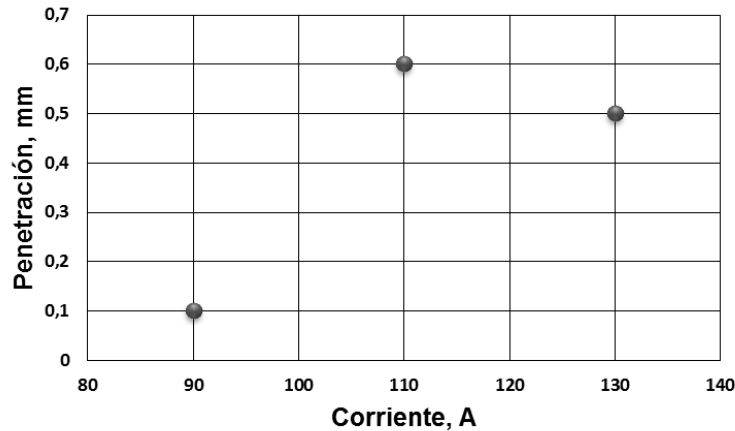


Figura 3.5: Comportamiento de la penetración en función de la corriente

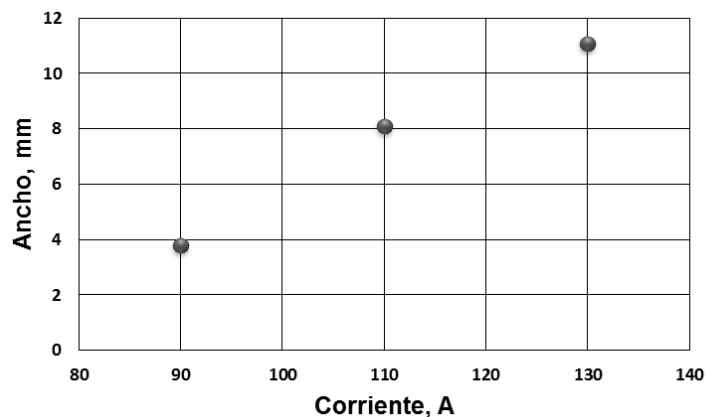


Figura 3.6: Comportamiento del ancho en función de la corriente

En la figura 3.5 se advierte que con el aumento de la corriente aumenta la penetración del cordón de la corriente mínima para la corriente media, lo cual es obviamente esperado, ya que al aumentar la corriente aumenta la energía de entrada. El aumento posterior de la corriente (de la corriente de 110 A para la de 130 A), manifiesta un leve descenso de la penetración, lo cual podría estar asociado a que se ha experimentado un significativo aumento de la masa de metal depositado en la unidad de tiempo (Figura 3.2), el cual se interpone debajo del arco limitando la incidencia directa de este

sobre el fondo de la posa de fusión. La disminución de la penetración con el aumento de la tasa de deposición coincide con lo reportado en trabajos previos Cruz-Crespo et al, (2011).

En la figura 3.6 se observa un aumento del ancho al aumentar la corriente, lo cual también es un comportamiento esperado. En este caso, el aumento de la corriente de soldadura condiciona un aumento de la tensión del arco, y consecuentemente de su longitud, que hace que el cono se amplíe, ampliando así la isoterma de la línea de fusión. Al mismo tiempo, el aumento de la corriente y la tensión inciden con carácter creciente sobre la energía de entrada que se refleja en el área superficial (el ancho) de la posa de fusión, asociado esto también al crecimiento de la masa de metal que se deposita al crecer la corriente (Figura 3.2).

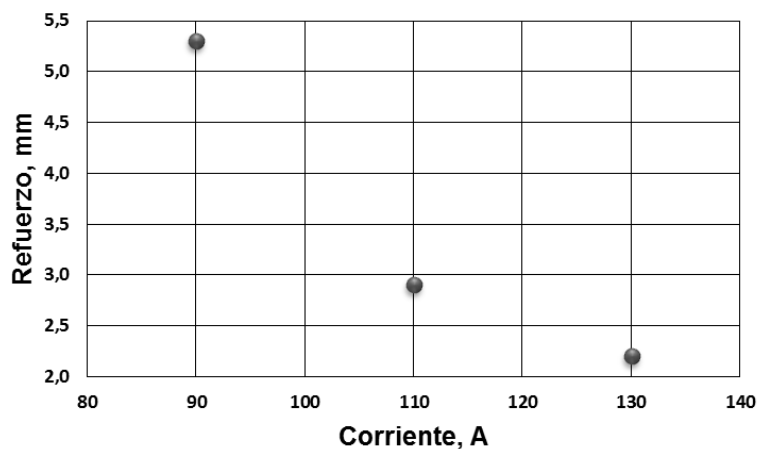


Figura 3.7: Comportamiento del refuerzo en función de la corriente.

Con el aumento de la corriente disminuye el refuerzo (figura 3.7), lo cual podría estar asociado a dos factores simultáneos que facilitan la distribución lateral del metal, vinculados a la energía de entrada. Una mayor permanencia de la posa de fusión en estado fundido y un mayor sobrecalentamiento del metal que hace disminuir la viscosidad. Adicionalmente, al aumentar la corriente la presión del arco sobre el metal fundido aumenta favoreciendo su distribución lateral.

Al aumentar la corriente aumenta, de manera casi lineal, el Coeficiente de Dilución (figura 3.8), coincidiendo con lo clásicamente reflejado en la literatura. Tal

comportamiento de la dilución con la corriente, se asocia, obviamente, al aumento de la energía de entrada.

Al tratarse de un electrodo de recargue, el aumento de la dilución constituye un aspecto desfavorable, ya que la dilución en sí significa la participación del metal base en la conformación del depósito y consecuentemente refleja que los elementos de aleación del aporte no se aprovechan en la conformación del metal depositado. Por otra parte, debe ser garantizada la adecuada adherencia del cordón sobre el sustrato, por lo que se requiere siempre de cierto grado de dilución que la garantice. También se requiere de un formato adecuado del cordón. En este sentido, el depósito de 90 A (Figuras 3.4a) no ha experimentado dilución y presenta un formato inapropiado y en consecuencia su adherencia puede estar comprometida. Lo expresado significa que, desde el punto de vista de la dilución y la geometría en general, el mejor depósito se corresponde con el valor de la corriente media (110 A).

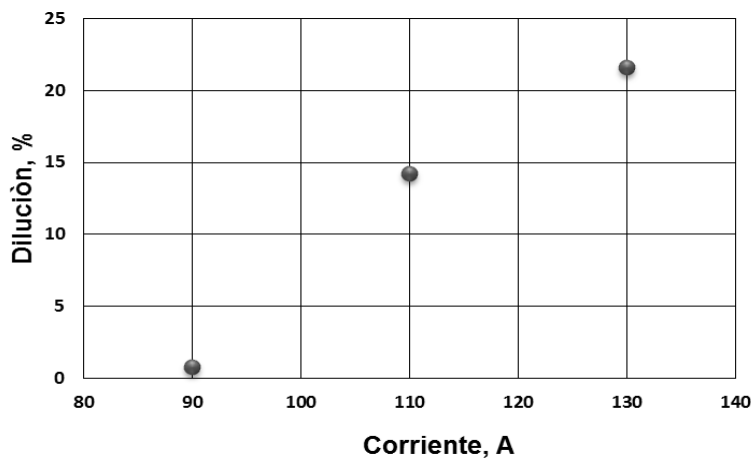


Figura 3.8: Comportamiento de la dilución en función de la corriente.

3.3- Comportamiento de la composición química de los depósitos en función de la corriente (de la dilución)

La composición química del depósito sin dilución, obtenida como se describe en el epígrafe 3.2 se muestra en la tabla 3.4. También en la tabla se muestra la composición química obtenida en base a los valores de dilución de la tabla 3.3 para las diferentes corrientes y la composición química sin dilución

$$(\%X = \left(1 - \frac{\delta}{100}\right) \cdot \%X_A + \left(\frac{\delta}{100}\right) \cdot \%X_B,$$
 donde X es el contenido del elemento en el depósito, X_A y X_B son el contenido del elemento en material de aporte y en el metal base, respectivamente). El contenido de hierro se ha considerado el balance para el 100 % de la aleación. De acuerdo a los valores de los elementos de aleación en los depósitos, estos se corresponden a fundiciones blancas aleadas de alto cromo del sistema ternario Fe-Cr-C, las cuales clásicamente son empleadas en el enfrentamiento al desgaste abrasivo y erosivo como lo manifiesta un alto número de autores, entre los cuales Chung et al, (2011) y Chatterjee & Pal, (2003).

Tabla 3.4: Composición química del depósito sin dilución y de los depósitos con dilución de diferentes corrientes de soldadura.

Depósitos	Dilución, %	C, %	Cr, %	Mn, %	Si, %	Fe _{bal.} , %
Sin dilución	0	3,56	33,83	4,2	1,5	56,91
90 A	0,75	3,53	33,57	4,16	1,48	57,26
110 A	14,22	3,08	29,02	3,60	1,28	63,02
130 A	21,85	2,83	26,53	3,29	1,17	66,18

En base a los resultados de la composición química de los depósitos para las diferentes corrientes de soldadura (tabla 3.4), fueron construidos los gráficos de comportamiento de los contenidos de carbono, cromo, manganeso y silicio en función de la dilución (figuras 3.9, 3.10, 3.11 y 3.12). Se observa que con el aumento de la dilución (la que aumenta con la corriente, como ya fue abordado) los contenidos de los elementos de aleación en el depósito disminuyen, lo cual evidentemente tiene reflejo en la microestructura del depósito y consecuentemente en sus propiedades. Como es obvio, en la misma medida que disminuyen los elementos de aleación en el depósito aumenta el contenido de hierro en estos.

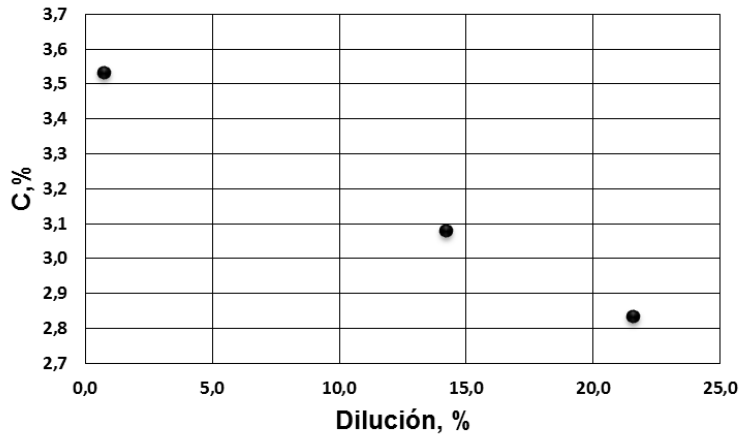


Figura 3.9: Comportamiento del carbono en el depósito en función de la dilución.

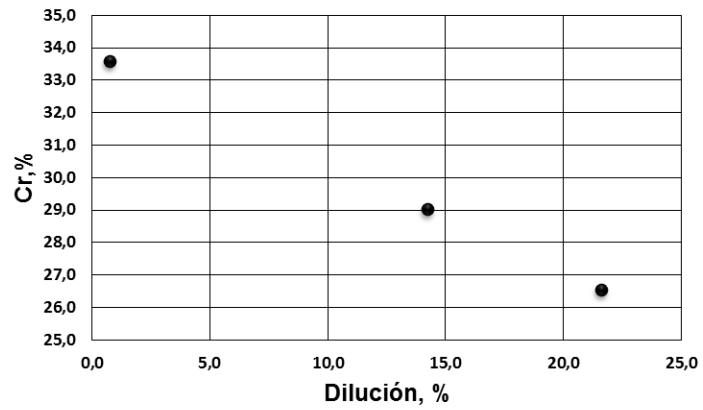


Figura 3.10: Comportamiento del cromo en el depósito en función de la dilución.

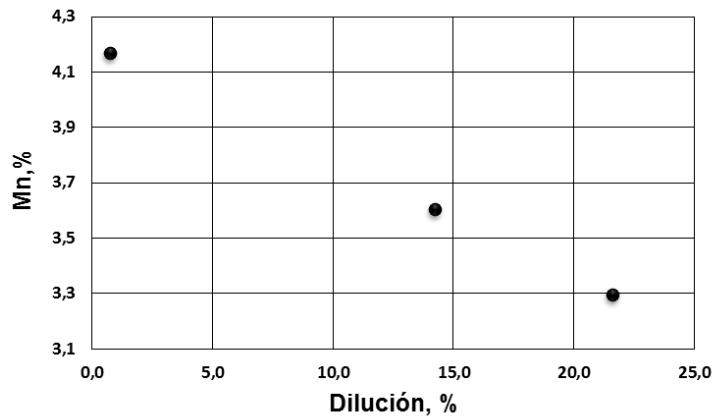


Figura 3.11: Comportamiento del manganeso en el depósito en función de la dilución.

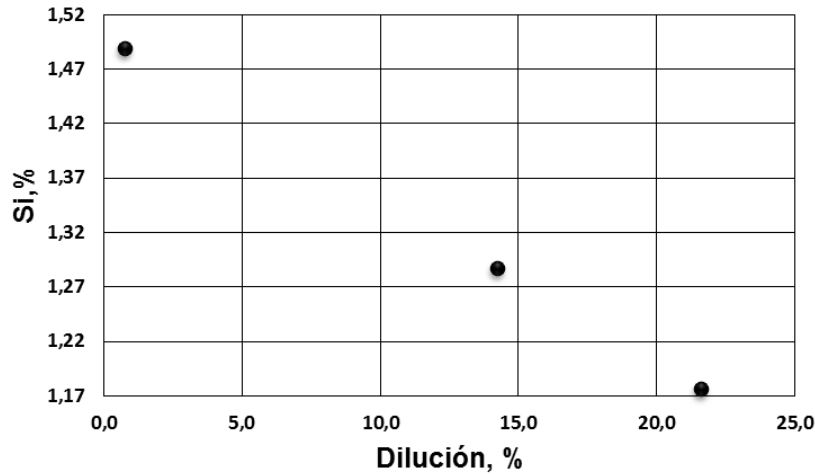


Figura 3.12: Comportamiento del silicio en el depósito en función de la dilución.

3.4- Comportamiento de la microestructura de los depósitos en función de la corriente

En la figura 3.13 se muestran las microfotografías de la zona central de los depósitos con cero dilución y los correspondientes a las diferentes corrientes. En el caso de los depósitos con cero dilución y para la corriente de 90 A, que también experimenta muy poca dilución de acuerdo a la tabla 3.4, corresponden a una aleación hipereutética con presencia de grandes carburos primarios de morfología hexagonal en su sección transversal, característicos de carburos de tipo M_7C_3 , rodeados de una matriz eutética de pequeños carburos M_7C_3 y austenita (Figura 3.13a y 3.13b). Para el caso de la corriente de 110 A la aleación presenta esporádicos pequeños carburos, rodeados de la matriz eutética que representan un alto por ciento de la microestructura (Figura 3.13c). O sea, que en este caso la aleación es aun hipereutética pero se ubica en la vecindad de la región eutética. Para la corriente de 130 A, se observa una microestructura con alto predominio de la eutética, caracterizada por un refinamiento de la microestructura.

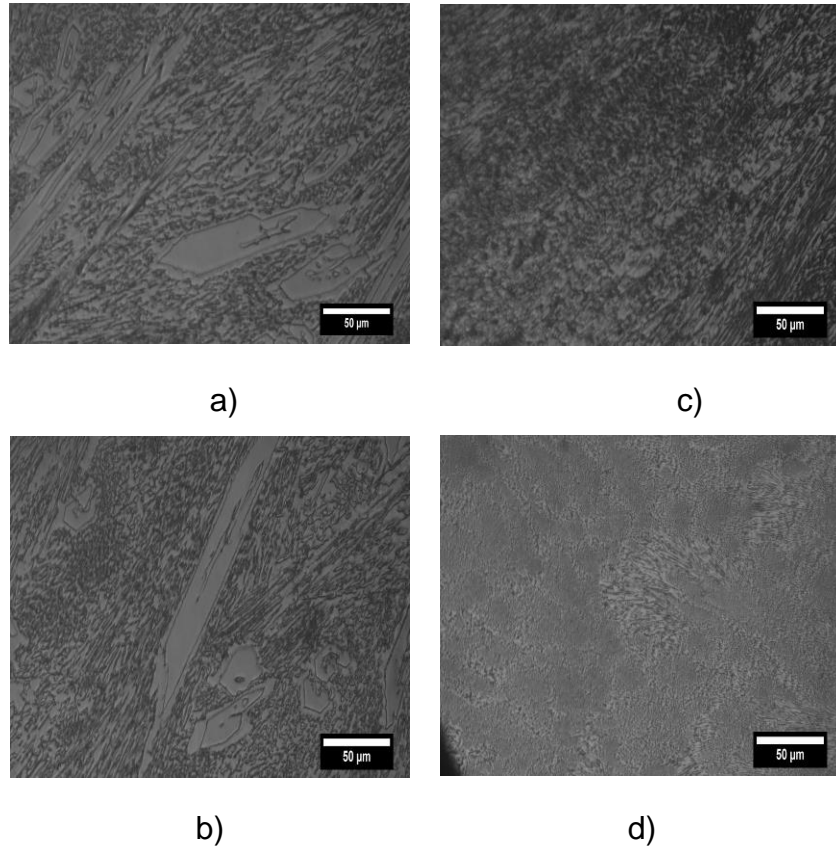
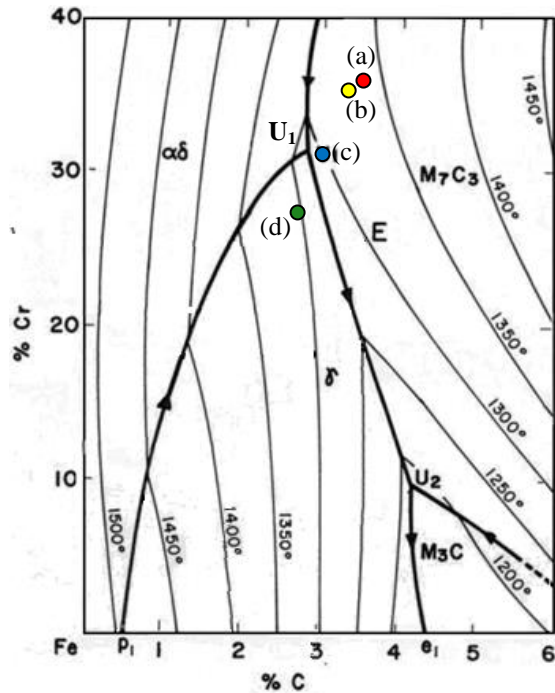


Figura 3.13: Microestructura de los depósitos en función de la corriente de soldadura (en función de la dilución). a) Depósito sin dilución obtenido en múltiples pasadas superpuestas, b) Depósito de 90 A de un cordón sobre chapa, c) Depósito de 110 A de un cordón sobre chapa y d) Depósito de 130 A de un cordón sobre chapa.

Si las composiciones de las aleaciones de los depósitos con cero dilución y los diluidos (tabla 3.4) se recalculan al sistema ternario Fe-Cr-C y se ubican en el sistema de equilibrio de fases de la figura 3.14, observamos que hay correspondencia con las microestructuras observadas en la figura 3.13. La aleación sin dilución y la de 90 A se ubican en la región hipereutética, donde los carburos Cr_7C_3 se forman durante la cristalización primaria a altas temperaturas. Por su parte, la aleación del depósito de 110 A se ubica también en la región hipereutética, pero en un punto muy próximo al eutético U_1 , por lo que, en relación a las aleaciones anteriores, se caracteriza por menor presencia de carburos primarios, predominando la presencia de la mezcla eutética. Por su parte la aleación del depósito 130 A se ubican en la región

hipoeutéctica, donde la austenita es el resultado de la cristalización primaria, pero por su cercanía a la transformación eutéctica y las condiciones de desequilibrio termodinámico es esta la que predomina en la microestructura.



Identif. en el diagrama	Deposito	Fe, %	C, %	Cr, %
(a)	Sin dilución	60,35	3,78	35,87
(b)	90 A	60,68	3,74	35,58
(c)	110 A	66,25	3,24	30,51
(d)	130 A	69,27	2,96	27,77

Figura 3.14: Superficie líquidus del diagrama Fe-Cr-C (Albertin et al, 2011).

El diagrama de la figura 3.14, como es conocido, responde a condiciones de equilibrio de fases, que solo se alcanzan en condiciones muy lentas de enfriamiento, lo cual es poco probable en las condiciones reales de cristalización de una aleación. En particular, la cristalización del metal en el baño fundido de soldadura se caracteriza por las altas velocidades de enfriamiento que tienden a alejar el sistema de la condición de equilibrio, provocando corrimiento de los puntos en el diagrama de fases. No obstante a ello, se observa una alta coherencia entre los resultados de la microestructura de la figura 3.13 y las fases que se forman de acuerdo a las composiciones químicas (figura 3.14). Varios autores, entre los cuales Albertin et al, (2011) y Balsamo et al, (1995), han utilizado el diagrama de equilibrio para analizar el comportamiento de la microestructura en depósitos de fundiciones blancas de alto cromo.

Pese a las diferencias de composición y consecuentemente de microestructura de los depósitos obtenidos con diferentes niveles de dilución, todos son apropiados para el trabajo en condiciones de erosión y abrasión.

3.5- Comportamiento de la dureza y la microdureza de los depósitos

En la tabla 3.5 se muestran los resultados de microdureza de los constituyentes de la estructura de las aleaciones de los depósitos. Se observa que los carburos del depósito para 90 A presentan mayor dureza que el depósito de 110 A, lo cual se relaciona a la disminución que experimenta el carbono por la dilución (Figura 3.9). Por el contrario, la dureza de la matriz del depósito 90 A es menor, ya que en este caso la cristalización primaria de los carburos empobrece el líquido de carbono que luego cristaliza como matriz. Por el contrario, para las corrientes de 110 y 130 A la poca o la ausencia de cristalización de carburos primarios posibilita que los pequeños carburos de la eutéctica cristalicen con mayor contenido de carbono y consecuentemente con mayor dureza.

Tabla 3.5: Microdureza de los constituyentes estructurales de los depósitos.

Identificaciones	Corriente de 90 A			Corriente de 110 A		Corriente de 130 A
	M ₇ C ₃ (Hv _{0,1})	Matriz (Hv _{0,1})	Matriz (Zona blanca cercana a los carburos) (Hv _{0,025})	M ₇ C ₃ (Hv _{0,025})	Matriz (Hv _{0,1})	Matriz (Hv _{0,1})
1	1402	473	524.7	1206	541.8	894.3
2	1854	513.7	536	1168	578.8	882
3	1187	547.7	559.8	1064	585.3	946.1
4	1402	752.3	436.6	1206	572.3	813.3
5	1332	559	559.8	1168	566	802.6
6	1288	547.7	572.3	1288	578.8	802.6
7	1310	524.7	547.7	1246	572.3	919.7
Hv _{media}	1396.4	559.7	533.8	1192.3	570.8	865.8
S	198.8	83.0	42.4	65.5	13.1	55.0

Los valores correspondientes a los perfiles de dureza para los depósitos obtenidos con diferentes corrientes de soldadura se muestran en las tablas 3.6-3.8. En base a dichos valores fue obtenido el gráfico de la figura 3.15.

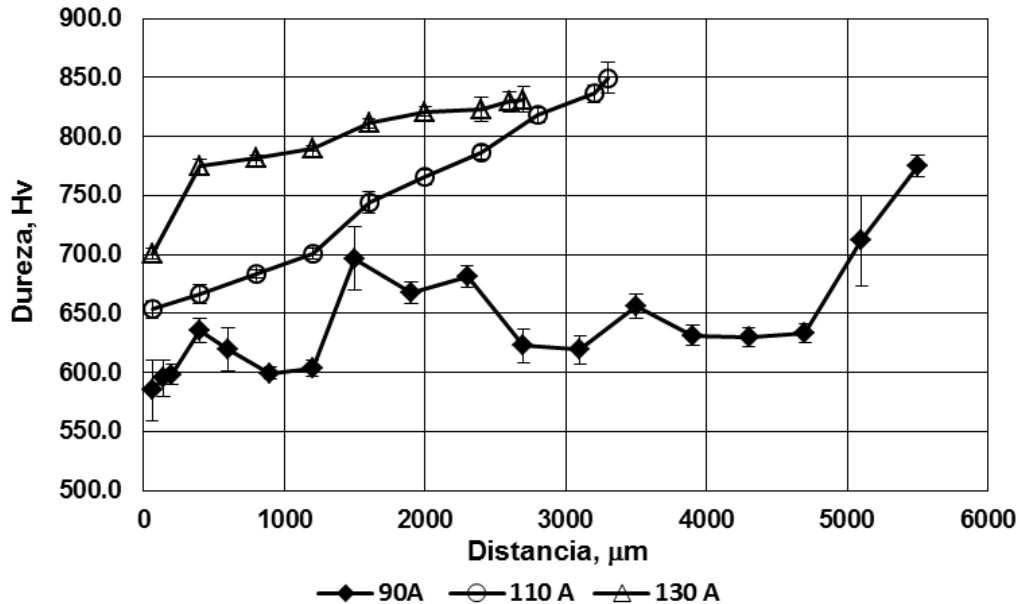


Figura 3.15: Perfiles de dureza de los depósitos obtenidos con diferentes corrientes de soldadura.

Como es clásicamente conocido, en la medida que se sube en un depósito dado desde el sustrato hacia el borde superior del cordón la dureza tiende a crecer porque hay un aumento del contenido de los elementos de aleación (en particular de carbono y cromo) que favorecen la formación de estructuras duras. Al comparar los perfiles de dureza de los depósitos, en la medida que ha aumentado la corriente las curvas de dureza muestran un ascenso. De este modo, la curva superior se corresponde al depósito de 130 A y la inferior al de 90 A. Es evidente que las diferencias experimentadas en la dureza responden a la microestructura de los depósitos y consecuentemente a sus microdurezas, de tal modo que el depósito que presenta la menor dureza (depósito con corriente de 90 A) se caracteriza por la presencia significativa de carburos primarios de cromo de alta dureza (Figura 3.13b y tabla 3.5), pero con una matriz blanda. En la medida que aumenta la dureza de la matriz (Tabla 3.5) ha aumentado la dureza de las aleaciones (Figura 3.15).

Tabla 3.6: Perfil de dureza para la muestra de 90 A (carga 500g y tiempo 15 segundos).

Distancia (μm)	Hv ₁	Hv ₂	Hv ₃	Hv _{media}	S
60	579.5	619.1	557	585.2	25.7
140	578.5	591.3	615.9	595.2	15.5
200	588.3	597.3	609.6	598.4	8.7
400	648.9	625.5	632.1	635.5	9.9
600	625.5	594.3	638.7	619.5	18.6
900	594.3	597.3	606.5	599.4	5.2
1200	609.6	606.5	594.3	603.5	6.6
1500	715.4	715.4	659.3	696.7	26.4
1900	670	677.3	655.8	667.7	8.9
2300	692.2	681	670	681.1	9.1
2700	615.9	642.1	609.6	622.5	14.1
3100	606.5	615.9	635.4	619.3	12.0
3500	659.3	642.1	666.4	655.9	10.2
3900	638.7	619.1	635.4	631.1	8.6
4300	619.1	632.1	638.7	630.0	8.1
4700	642.1	635.1	622.3	633.2	8.2
5100	662.9	715.4	756.9	711.7	38.5
5500	783.5	779	762.9	775.1	8.8

Tabla 3.7: Perfil de dureza para la muestra de 110 A (carga 500g y tiempo 15 segundos).

Distancia (μm)	Hv ₁	Hv ₂	Hv ₃	Hv _{media}	S
60	652.4	662.9	645.5	653.6	7.2
400	670	655.8	673.6	666.5	7.7
800	681	688.4	681	683.5	3.5
1200	696	699.8	707.5	701.1	4.8
1600	752.6	748.3	731.6	744.2	9.1
2000	761.2	774.5	761.2	765.6	6.3
2400	779	788.1	792.7	786.6	5.7
2800	826.2	811.6	816.4	818.1	6.1
3200	831.2	831.2	846.3	836.2	7.1
3300	846.3	836.2	867.1	849.9	12.9

Tabla 3.8: Perfil de dureza para la muestra de 130 A (carga 500g y tiempo 15 segundos).

Distancia (μm)	Hv ₁	Hv ₂	Hv ₃	Hv _{media}	S
60	696	707.5	699.8	701.1	4.8
400	779	779	765.6	774.5	6.3
800	779	783.5	783.5	782.0	2.1
1200	788.1	792.7	788.1	789.6	2.2
1600	806	811.6	816.4	811.3	4.2
2000	821.3	816.4	826.2	821.3	4.0
2400	836.2	821.3	811.6	823.0	10.1
2600	826.2	841.2	821.3	829.6	8.5
2700	816.4	836.2	841.2	831.3	10.7

3.6- Comportamiento de los depósitos al desgaste erosivo

En la tabla 3.6 se muestran los resultados del ensayo de desgaste erosivo húmedo comparativo de la muestra de referencia y las tres muestras de ensayo, correspondientes a las diferentes corrientes de soldadura para las condiciones de ensayo siguientes: Concentración del abrasivo de 2:1 ($2\text{kg}_{\text{abrasivo}}/1\text{kg}_{\text{agua}}$); velocidad de giro del dispositivo de 600 rpm; tiempo de ensayo de 60 min. También se muestran los resultados de desgaste de la muestra de referencia y del depósito de 110 A para igual concentración de la suspensión abrasiva y tiempo de ensayo, pero con variación de la velocidad de rotación del portamuestras.

Tabla 3.9: Resultados de los ensayos de desgaste.

Muestra	V, rpm	M _{i1} , g	M _{i2} , g	M _{i3} , g	M _{f1} , g	M _{f2} , g	M _{f3} , g	ΔM ₁ , g	ΔM ₂ , g	ΔM ₃ , g	ΔM _m , g	S, g
Ref	600	65,5463	66,0212	65,8572	65,5446	66,0193	65,8550	0,0017	0,0019	0,0022	0,0019	0,0003
90 A	600	67,5887	65,6779	66,9796	67,5864	65,6754	66,9778	0,0023	0,0025	0,0018	0,0022	0,0004
110 A	600	60,7485	61,6387	62,5982	60,7456	61,6361	62,5957	0,0029	0,0026	0,0025	0,0027	0,0002
130 A	600	55,6707	57,0235	55,7649	55,6675	57,0205	55,7623	0,0032	0,0030	0,0026	0,0029	0,0003
Ref	500	65,4663	65,9865	65,6422	65,4653	65,9857	65,6411	0,001	0,0008	0,0011	0,0010	0,0002
110 A	500	60,5571	61,4223	62,4368	60,5556	61,4208	62,4355	0,0015	0,0015	0,0013	0,0014	0,0001
Ref	400	65,2837	65,7948	65,4722	65,2822	65,7934	65,4707	0,0015	0,0014	0,0015	0,0015	0,0001
110 A	400	60,3741	61,2251	62,2529	60,3723	61,2231	62,2508	0,0018	0,0020	0,0021	0,0020	0,0002

Nota: V- Velocidad de rotación del portamuestras, M_i-Masas iniciales, M_f-Masas finales, ΔM- Pérdida de masa y S- Desviación estándar.

En base a los resultados de pérdidas de masa durante el ensayo de la aleación de referencia y de los depósitos correspondientes a las diferentes corrientes de soldadura para condiciones invariantes de ensayo se obtuvo el gráfico de la figura 3.16.

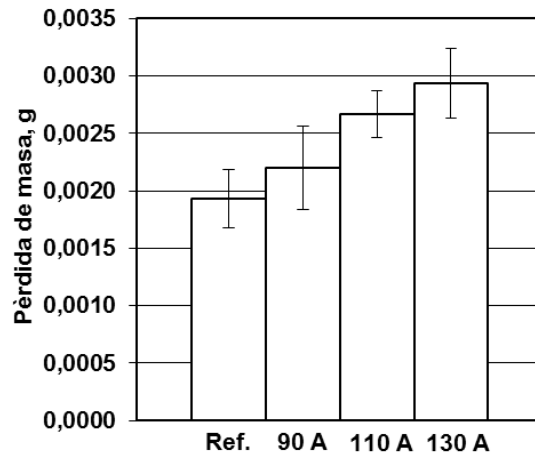


Figura 3.16: Desgaste comparativo de los depósitos de diferentes corrientes y de la muestra de referencia.

De la observación de los resultados de desgaste para condiciones invariantes de ensayo (Tabla 3.9, Figura 3.16) se hace visible que hay tendencia al aumento del desgaste con el aumento de la corriente, asociado al aumento de la dilución y a las diferencias que esto ha motivado en la microestructura (Figura 3.13). Las aleaciones con presencia de carburos tipo M_7C_3 en la microestructura (aleación de referencia y depósito con corriente de 90 A) manifiestan un cierto mejor comportamiento al desgaste.

No obstante, atribuir el mejor comportamiento a la presencia de carburos únicamente no es totalmente adecuado, ya que el desgaste erosivo ocurre simultáneamente bajo el efecto del impacto de las partículas y bajo las condiciones corrosivas del medio. Por tanto, junto a la capacidad de resistir la penetración del abrasivo, las aleaciones deben tener la capacidad de soportar múltiples impactos de las partículas sin llegar a la fatiga localizada y deben tener resistencia a la corrosión.

De lo anterior se infiere que si bien es evidente que la presencia de los carburos como fase dura favorece, también la presencia de una matriz austenítica con capacidad de

conferir tenacidad a la superficie también juega un importante papel. La presencia de alto contenido de cromo en la aleación, junto a cierto contenido de silicio (Tabla 3.4) que le confieren resistencia a la corrosión y de manganeso que favorece la resistencia al impacto, contribuye al buen desempeño frente al desgaste erosivo.

A pesar de las diferencias observadas entre las aleaciones en su comportamiento al desgaste, tales diferencias no son altamente significativas, ya que las pérdidas de masas son del mismo orden en todos los casos, lo cual indica que todas están en capacidad de enfrentar estas condiciones de desgaste. Desde el punto de vista del desgaste el depósito de mejor comportamiento es el correspondiente a la corriente de 90 A (Tabla 3.9, Figura 3.16), que es a su vez el de menor dilución (Tabla 3.4), pero como ya fue expresado este presenta poca penetración con un formato inapropiado por lo que se considera entonces como el de mejor desempeño integral el de 110 A.

En base a los resultados de la tabla 3.9 se ha construido la gráfica del efecto de la velocidad de rotación sobre el desgaste (Figura 3.17).

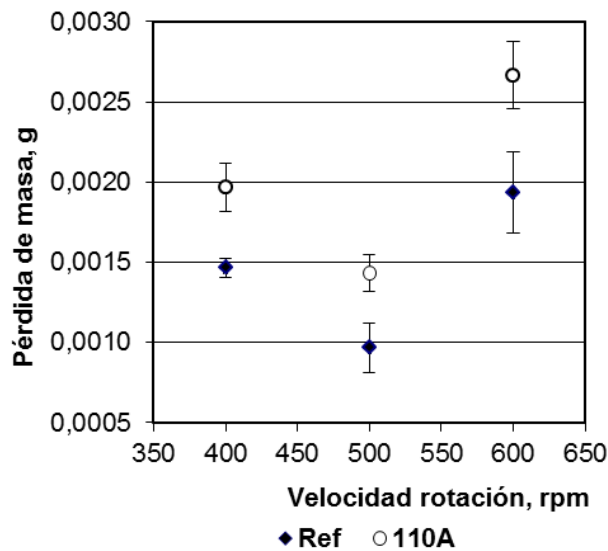


Figura 3.17: Comportamiento al desgaste en función de la velocidad de rotación del portamuestras.

Se observa que al aumentar la velocidad de rotación del portamuestras el desgaste manifiesta un comportamiento de tendencia parabólica, pasando por un valor mínimo

en 500 rpm. Tal tendencia puede estar vinculada al número de impactos sobre la superficie que disminuye al aumentar la velocidad y luego, por encima de 500 rpm, los impactos, que aún pueden ser menos, porque ha aumentado la colisión entre partículas, son de ángulos mayores porque ha aumentado la turbulencia del fluido, a la vez que la energía cinética de la partícula que impacta también puede ser mayor, generando mayores tensiones de contacto en la superficie que conduce a una pérdida mayor de material. Se destaca que al variar la velocidad de rotación para un tiempo constante de ensayo, varía también el recorrido que transita la muestra en el ensayo, que también podría influir en la probabilidad del número de impactos. Lo planteado sobre las colisiones entre partículas también puede conducir a transformaciones en la morfología de estas e influir sobre los resultados del desgaste. Este aspecto de la forma de la partícula en función de la velocidad del ensayo será evaluado en detalle más adelante.

Se ha construido un gráfico del comportamiento del desgaste erosivo frente a la dureza para cada depósito a partir de los perfiles de dureza (Figura 3.15, Tablas 3.6-3.8) se ha seleccionado el valor dureza de la región del depósito de donde fue adquirida la microestructura (centro del depósito): El valor de la dureza ($H_v=775,1$) del depósito de 90 A se corresponde a la distancia $5500 \mu\text{m}$ del perfil, el del depósito 110 A ($H_v=849,9$) corresponde a la distancia de $3300 \mu\text{m}$ y el de 130 A ($H_v=831,3$) corresponde a la distancia de $2700 \mu\text{m}$.

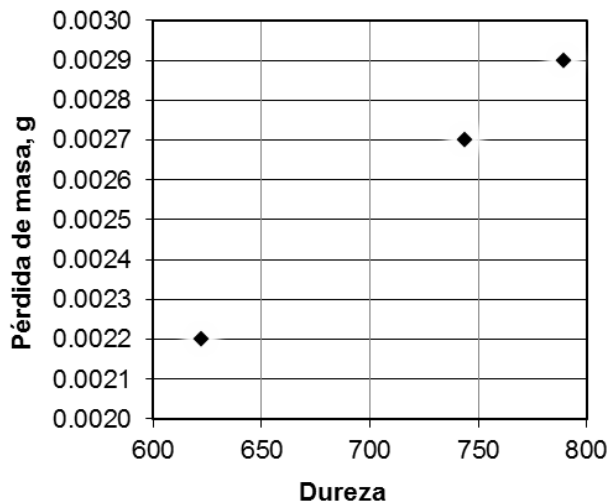


Figura 3.18: Comportamiento del desgaste en función de la dureza de los depósitos.

En la figura 3.18 se advierte que en la medida que aumenta la dureza también aumenta el desgaste, lo cual corresponde con lo abordado en el capítulo I en cuanto a que la dureza no es un aspecto gobernante en el desgaste erosivo, siendo este resultado de una compleja combinación de factores, gobernados por la microestructura, la tenacidad y la resistencia a la corrosión, que obviamente son todos consecuencia de la composición y de la historia térmica. En este caso particular, la presencia de carburos de dureza superior a la del abrasivo (figura 1.13 y tabla 3.5), al parecer es el factor definitorio frente al desgaste.

3.6.1- Análisis granulométrico del abrasivo bajo diferentes velocidades de ensayo de erosión

Para verificar si ocurrió la fragmentación de las partículas en el ensayo de erosión fue realizado un análisis granulométrico de la arena antes del ensayo y después del ensayo para las tres velocidades de rotación, cuyos resultados se muestran en las tablas 3.10-3.13 y las figuras 3.19-3.22.

Como se advierte en las figuras 3.19-3.22, la distribución granulométrica tiene un carácter monomodal en todos los casos.

Tabla 3.10: Análisis granulométrico de la arena antes del ensayo

Clases de tamaño	d_i , mm	$\log_2 d_i$	% masa	Σ , % masa Descendente	Σ , % masa Ascendente
> 0,841	0,841	-0,250	0	0	100,00
0,841-0,71	0,775	-0,367	1,42	1,42	98,61
0,71-0,50	0,605	-0,725	4,53	5,95	97,19
0,50-0,355	0,427	-1,226	11,25	17,20	92,66
0,355-0,25	0,302	-1,725	28,22	45,42	81,41
0,25-0,18	0,215	-2,218	27,19	72,61	53,19
0,18-0,125	0,152	-2,713	17,38	89,99	26,00
0,125-0,075	0,1	-3,322	7,10	97,09	8,62
0,075-0,044	0,037	-4,737	1,52	100,00	1,52
<0,044	0,044	-4,506	1,39	100,00	0

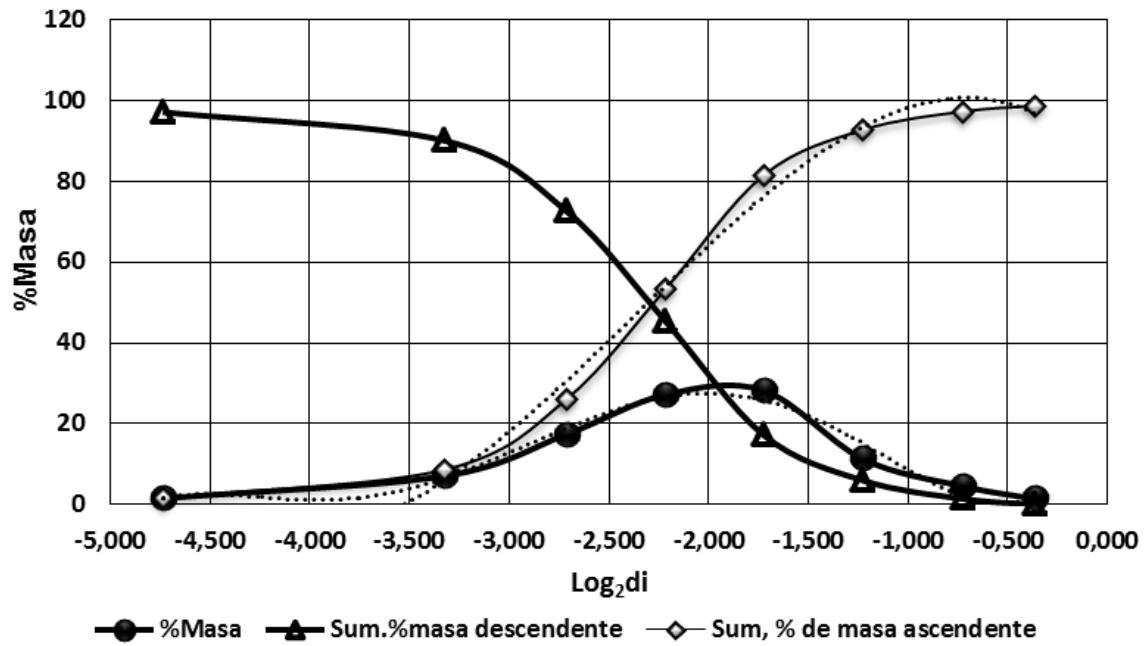


Figura 3.19: Distribución granulométrica para la arena antes del ensayo

Tabla 3.11: Análisis granulométrico de la arena del ensayo a 400 rpm

Clases de tamaño	di, mm	log ₂ di	% masa	Σ,% masa Descendente	Σ,% masa Ascendente
> 0,841	0,841	-0,250	0	0	100,00
0,841-0,71	0,775	-0,367	1,600	1,600	100,00
0,71-0,50	0,605	-0,725	1,590	3,190	98,400
0,50-0,355	0,427	-1,226	4,903	8,093	96,810
0,355-0,25	0,302	-1,725	12,115	20,208	91,907
0,25-0,18	0,215	-2,218	27,660	47,868	79,792
0,18-0,125	0,152	-2,713	27,101	74,969	52,132
0,125-0,075	0,1	-3,322	16,600	91,569	25,031
0,075-0,044	0,037	-4,737	7,309	98,878	8,431
<0,044	0,044	-4,506	1,122	100,00	0

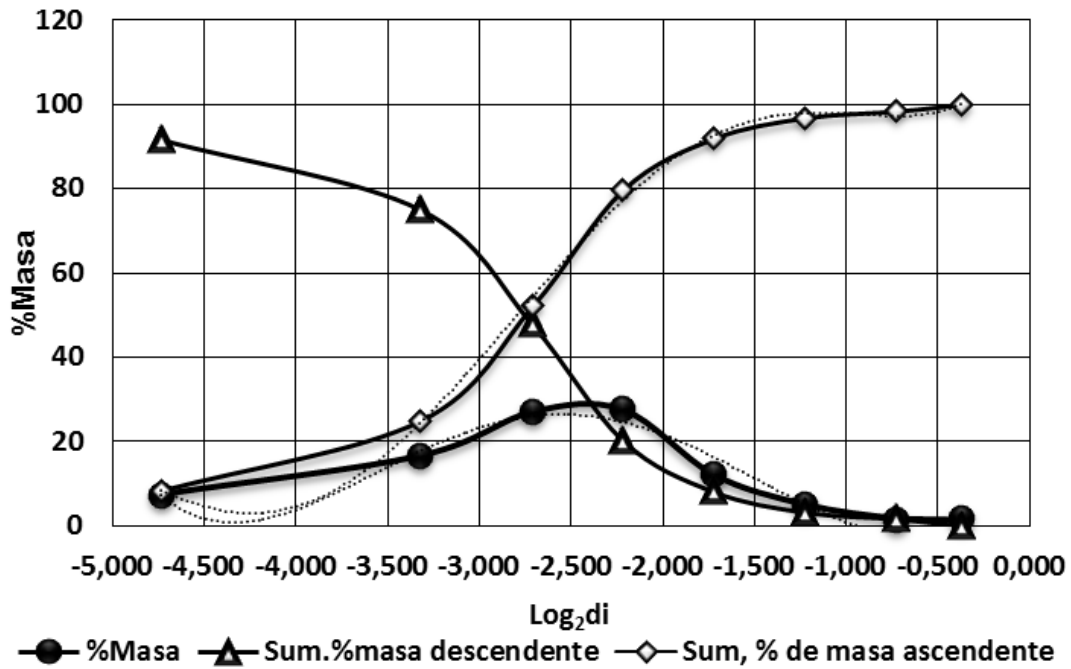


Figura 3.20: Distribución granulométrica de la arena del ensayo a 400 rpm

Tabla 3.12: Análisis granulométrico de la muestra de 500 rpm

Clases de tamaño	di, mm	log ₂ di	% masa	Σ,% masa Descendente	Σ,% masa ascendente
> 0,841	0,841	-0,250	0	0	100,00
0,841-0,71	0,775	-0,367	1,746	1,746	97,420
0,71-0,50	0,605	-0,725	5,000	6,746	92,420
0,50-0,355	0,427	-1,226	11,200	17,946	81,220
0,355-0,25	0,302	-1,725	27,005	44,951	54,125
0,25-0,18	0,215	-2,218	28,022	72,973	26,193
0,18-0,125	0,152	-2,713	17,013	89,986	9,180
0,125-0,075	0,1	-3,322	7,5	97,486	1,680
0,075-0,044	0,037	-4,737	1,264	98,750	0,834
<0,044	0,044	-4,506	1,254	100,00	0

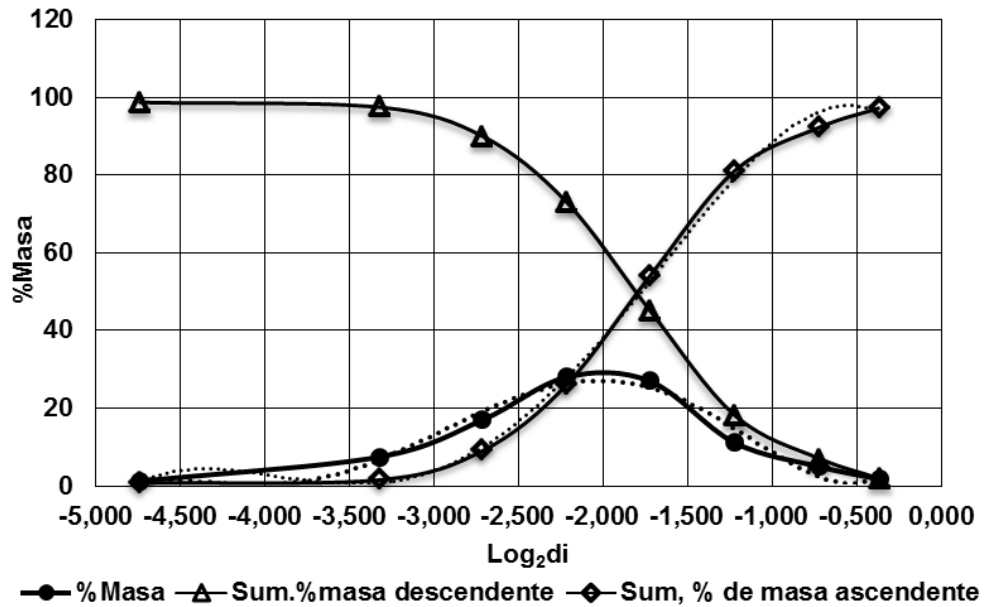


Figura 3.21: Distribución granulométrica de la arena del ensayo a 500 rpm

Tabla 3.13: Análisis granulométrico de la arena del ensayo a 600 rpm

Clases de tamaño	di, mm	log ₂ di	% masa	Σ,% masa descendente	Σ,% masa ascendente
> 0,841	0,841	-0,250	0	0	100,00
0,841-0,71	0,775	-0,367	1,492	1,492	97,309
0,71-0,50	0,605	-0,725	4,662	6,154	92,647
0,50-0,355	0,427	-1,226	10,151	16,305	82,496
0,355-0,25	0,302	-1,725	26,772	43,077	55,724
0,25-0,18	0,215	-2,218	27,756	70,833	27,968
0,18-0,125	0,152	-2,713	17,65	88,484	10,137
0,125-0,075	0,1	-3,322	8,447	96,931	1,870
0,075-0,044	0,037	-4,737	1,869	98,800	1,199
<0,044	0,044	-4,506	1,200	100,00	0

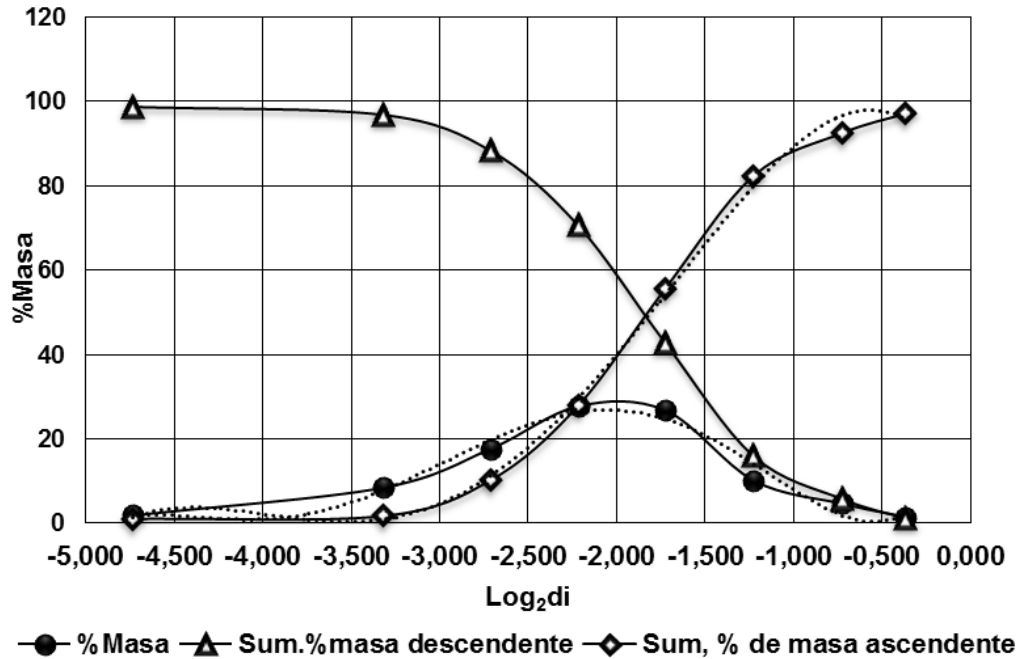


Figura 3.22: Distribución granulométrica de la arena del ensayo a 600 rpm.

En base a las curvas de por ciento de masa y de sumatorias de masa fueron obtenidas las ecuaciones que reflejan su comportamiento en función de los $\log_2 d_i$ (Tabla 3.14), observándose que las ecuaciones en todos los casos describen con suficiente grado de aproximación el comportamiento.

Los valores de dispersión, según Puchol, (2011) (Tabla 3.14), determinados mediante

la expresión $S_o = \sqrt{\frac{Q_3}{Q_1}}$, (donde Q_3 es el tamaño de grano correspondiente al 75% de la

masa acumulada en la curva sumatoria y Q_1 es el tamaño de grano para el 25% de la masa acumulada, obtenidos según la curva de sumatorias de masas de las figuras (3.20-3.23)). Cuando S_o toma el valor de 1,0 se considera un sorteo perfecto, es decir que los tamaños de granos Q_1 y Q_3 correspondientes al rango de masa acumulada entre 25 y 75% presentan prácticamente los mismos valores, lo que significa que la curva de frecuencia presenta un perfil muy estrecho. Si S_o toma valores menores que 2,5, entonces se considera que la muestra granulométrica presenta un buen sorteo, para valores de alrededor de 3,0 se considera un sorteo normal y para valores superiores a 4,0 se considera un mal sorteo según Puchol, (2011). Los resultados de

los valores de dispersión obtenidos para las diferentes muestras de arena son dados en la tabla 3.15. Se observa que de acuerdo a los valores de dispersión todas las muestras de arena presentan un buen sorteo.

Tabla 3.14. Ecuaciones de regresión para % masa y sumatoria de % masa de la arena.

Arena	Ecuaciones que reflejan las curvas de % masa	Ecuaciones que reflejan las curvas de sumatorias de masa
Sin ensayar	$Y=1,1644X^5+16,066X^4+78,875X^3+159,61X^2+112,71X+25,655;$ $R^2=0,9627$	$Y= -0,2066X^4-7,4211X^3-45,403X^2-53,345X+83,001;$ $R^2=0,9939$
Ensayada a 400 rpm	$Y=2,46X^4+24,901X^3+78,307X^2+76,739X+21,844;$ $R^2=0,947$	$Y=0,7764X^5+11,233X^4+54,594X^3-100,09X^2+75,122X+116,97;$ $R^2=0,9985$
Ensayada a 500 rpm	$Y=1,0375X^5+14,544X^4+72,426X^3+148,16X^2+105,05X+24,462;$ $R^2=0,9602$	$Y= -2,5052X^4-27,956X^3-97,15X^2-83,098X+77,105;$ $R^2=0,9975$
Ensayada a 600 rpm	$Y=0,9842X^5+13,924X^4+70,051X^3+144,98X^2+104,12X+24,227;$ $R^2=0,9549$	$Y= -2,3737X^4-26,876X^3-94,915X^2-82,922X+76,767$ $R^2=0,9974$

Tabla 3.15: Momentos estadísticos de la distribución granulométrica.

Arena	S ₀	S _k	M _d	K	d _{máx}
Sin ensayar	1,33	1,97	0,203	0,33	0,420
Ensayada a 400 rpm	1,27	0,66	0,159	0,21	0,189
Ensayada a 500 rpm	1,32	0,93	0,297	0,21	0,250
Ensayada a 600 rpm	1,34	0,97	0,287	0,24	0,250

El criterio de oblicuidad (simetría), determinado según Puchol, (2011) por la expresión $S_k = \frac{d_{25} \cdot d_{75}}{d_{50}^2}$, (donde d₂₅, d₅₀ y d₇₅ son los diámetros correspondientes al 25 %, 50 % y 75 % de masa acumulada). Para valores de S_k mayores o menores que la

unidad indica la dirección hacia donde se inclina la distribución granulométrica, es decir expresa si hay un exceso de fracciones gruesas o finas. Después de realizados los cálculos del criterio de oblicuidad (Tabla 3.15) se evidencia que para la muestra de arena sin ensayar hay una mayor concentración de fracciones gruesas, mientras para las ensayadas hay un exceso de fracciones finas. Este hecho evidencia que ha habido modificaciones en la distribución granulométrica de la arena bajo las condiciones de ensayo de erosión húmeda como consecuencia de las colisiones con las superficies de las muestras y por las colisiones entre partículas.

La mediana del colectivo granulométrico, según Puchol, (2011) viene definida por el tamaño del grano (M_d) en las abscisas, donde se encuentra dividido el colectivo granulométrico en dos partes másicas iguales, lo cual significa que (M_d) es el punto de equilibrio de la curva de frecuencia. Después de hacer coincidir las dos curvas acumulativas ascendentes y descendentes para cada muestra de arena se obtuvo los valores de mediana que se muestran en la tabla 3.15.

La kurtosis, determinada según Puchol, (2011) por la expresión $K = \frac{1}{2} \frac{Q_3 - Q_1}{P_{90} - P_{10}}$, (donde

Q_3 y Q_1 son los tamaños de grano de la masa acumulada en la curva sumatoria correspondientes al 75 % y 25 %, respectivamente, a la vez que P_{10} y P_{90} (porcentilas) son los tamaños de grano correspondientes al 10 y 90 % de la masa acumulada). Esta determina el grado de concentración que presentan los valores en la región central de la distribución y puede ser: leptocúrtica cuando existe una gran concentración, mesocúrtica cuando existe una concentración normal y platicúrtica cuando existe una baja concentración. Después de calculado el valor de kurtosis (tabla 3.15) y por lo expresado anteriormente podemos decir que en todos los casos las curvas son mesocúrticas, ya que presentan una concentración normal.

El valor máximo ($d_{máx}$) es el tamaño de grano que coincide con el máximo de la curva de frecuencia y representa el tamaño de grano que más abunda en el colectivo granulométrico, podemos observar que en la muestra de arena sin ensayar es donde predomina un mayor tamaño de grano (tabla 3.15), mientras que las muestras de 500 y

600 rpm toman un valor medio y para la muestra ensayada con 400 rpm es donde se encuentra el menor % de tamaño de grano.

3.6.2- Análisis morfométrico del abrasivo bajo diferentes velocidades de ensayo de erosión

En la figura 3.23 se muestra la imagen de los granos de la arena sin ensayar y de la arena ensayada a las diferentes velocidades de ensayo. A la primera observación se hace evidente que los granos se transforman bajo las condiciones de ensayo de desgaste erosivo. A partir de las imágenes de la figura 3.23, con ayuda de software ImageJ fue determinada el área del grano expresada en mm², el diámetro Feret expresado en mm, la circularidad y el redondeo (Tabla 3.16).

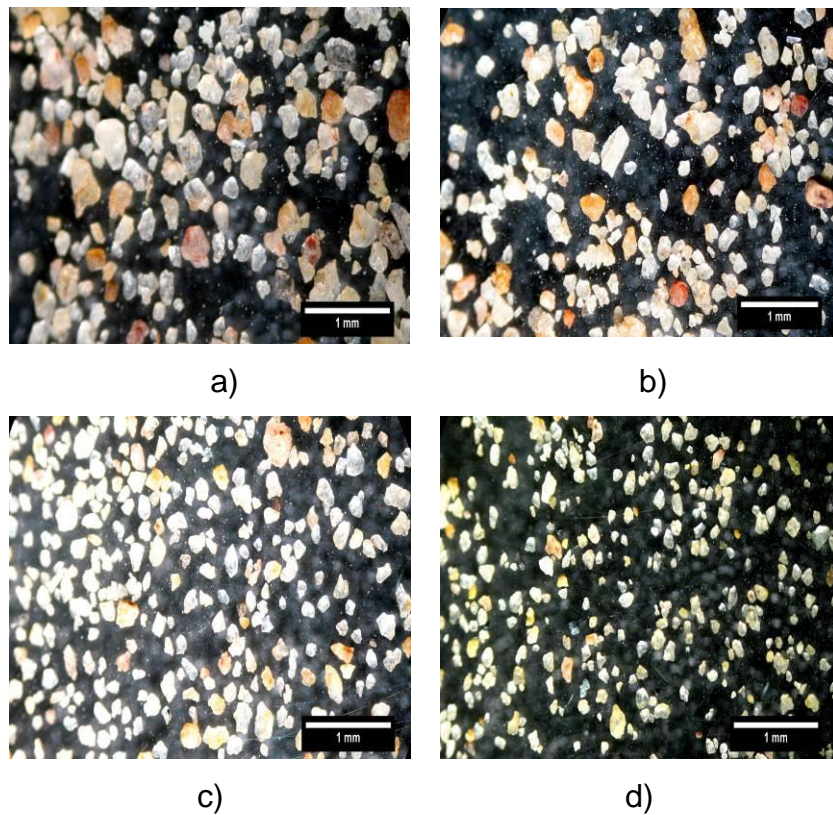


Figura 3.23: Imágenes de los granos de arena antes del ensayo y ensayados a diferentes velocidades de rotación del portamuestras. A) arena antes del ensayo; b) arena del ensayo a 400 rpm; c) arena del ensayo a 500 rpm; d) arena del ensayo a 600 rpm.

Tabla 3.16: Parámetros morfométricos de los granos de arena para diferentes velocidades de ensayo.

Arena	Área, mm ²	Diámetro Feret, mm	Circularidad	Redondeo
Sin ensayar	0,0269	0,1944	0,7284	0,6692
Ensayada a 400	0,0144	0,1213	0,743	0,653
Ensayada a 500	0,0035	0,0463	0,904	0,761
Ensayada a 600	0,0022	0,0501	0,786	0,669

Fueron construidos gráficos en función de la velocidad de rotación del equipo durante el ensayo de desgaste de los parámetros morfométricos (Figuras 3.24, 3.25 y 3.26). Se observa que la forma de las partículas de arena sufre cierta transformación durante el ensayo, experimentando una tendencia a la disminución del área de los granos, mientras que el redondeo y la circularidad aumentan 400 rpm para 500 rpm y luego disminuye.

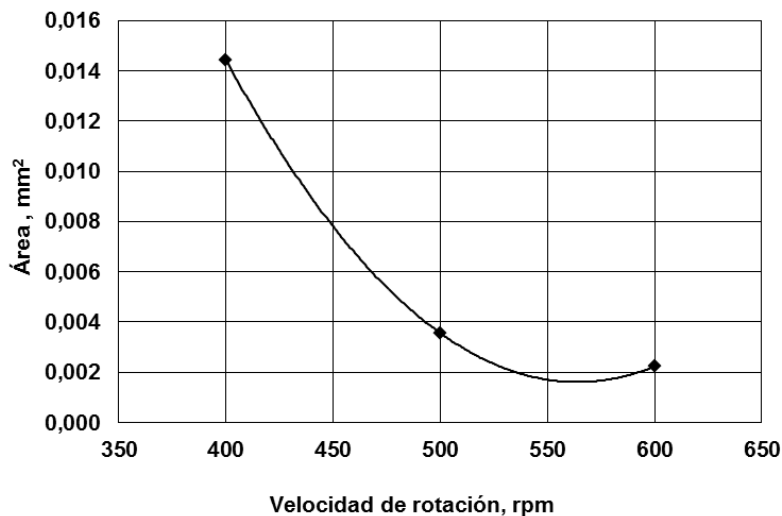


Figura 3.24: Comportamiento del área (mm²) en función de la velocidad de rotación.

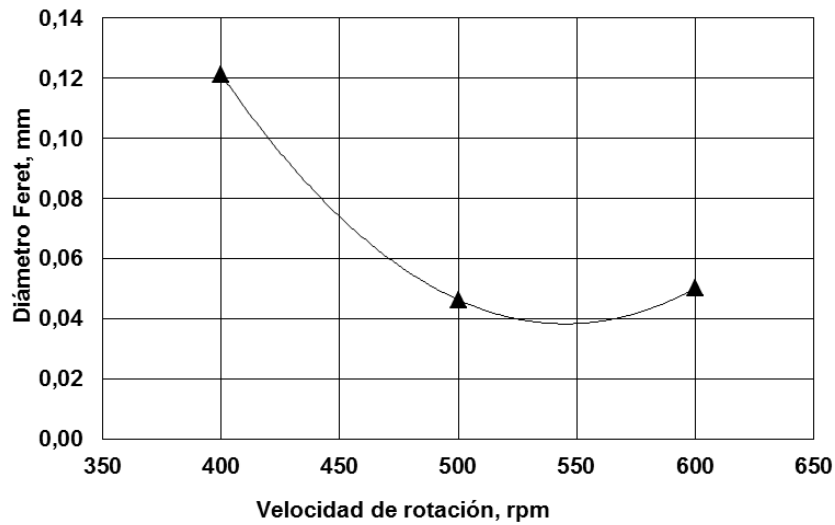


Figura 3.25: Comportamiento del diámetro Feret (mm) en función de la velocidad de rotación.

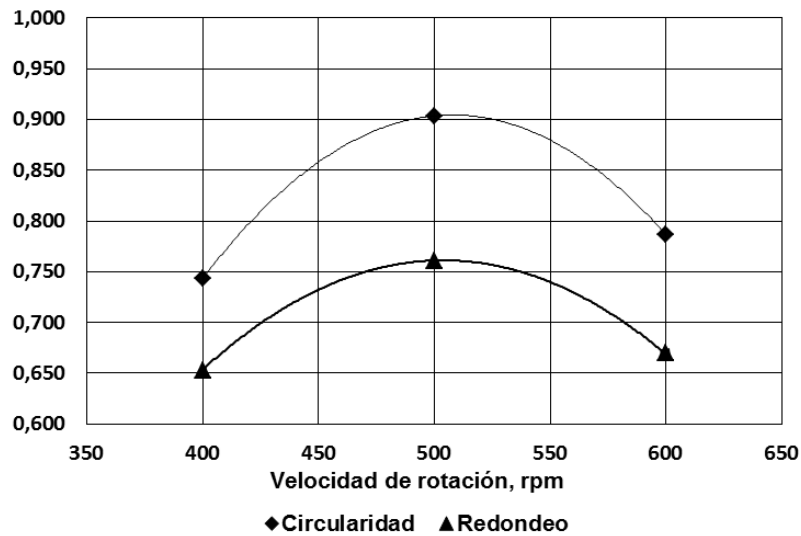


Figura 3.26: Comportamiento del redondeo y la circularidad en función de la velocidad de rotación.

Se hace notar que las curvas de redondeo y circularidad (Figura 3.26) y el comportamiento al desgaste erosivo húmedo (Figura 3.17), ambos en función de la velocidad de ensayo, guardan cierto vínculo de carácter contrario. Para la velocidad de 500 rpm se ha obtenido el mayor valor de redondeo de las partículas, que es

precisamente para esta velocidad de ensayo para la que se obtiene el menor valor de desgaste. Este hecho confirma que en el ensayo, producto de las colisiones entre partículas y de estas con la superficie, ocurre la variación del formato de las partículas y que esto encuentra su expresión en los resultados del desgaste.

CONCLUSIONES GENERALES

- Los resultados de parámetros de consumo de los electrodos muestran un crecimiento de las Tasas de Fusión y Deposición en función de la corriente de soldadura y una disminución del Rendimiento.
- Con el aumento de la corriente el ancho y la penetración de los depósitos tiende a aumentar, mientras el refuerzo disminuye. La dilución aumenta con la corriente haciendo que disminuya el contenido de los elementos de aleación del depósito.
- En la medida que aumenta la dilución la microestructura pasa de una fundición blanca de alto cromo de tipo hipereutéctica, con presencia de carburos primarios y matriz eutéctica, a una aleación hipoeutéctica con presencia predominante de la eutéctica.
- Con el aumento de la corriente disminuye la dureza de los carburos primarios. Al tiempo que aumenta la dureza de la matriz. La cristalización de los carburos primarios empobrece de carbono el líquido residual y consecuentemente hace disminuir la dureza en la matriz. Los perfiles de dureza muestran una tendencia al crecimiento con el aumento de la corriente, al tiempo que también crece la dureza al alejarse del sustrato.
- El desgaste experimenta un cierto crecimiento a medida que aumenta la dilución, pero las diferencias no son altamente significativas ya que los valores de pérdida de masa son del mismo orden. El aumento de la velocidad del ensayo muestran una disminución del desgaste primero y luego crece, lo cual se asocia a que disminuyen los impactos con la superficie primero y luego el desgaste aumenta porque la turbulencia aumenta los ángulos de impacto y porque aumenta la energía de las partículas que impactan la superficie. Tal efecto sobre el número de impacto entre partículas se manifiesta en el formato de las partículas, el crecimiento del redondeo de las partículas para 500 rpm coincide con la disminución del desgaste. En relación a la dureza, el desgaste crece a medida que esta se incrementa. Ello indica que el desgaste no guarda relación con la dureza y que es gobernado por otros factores, esencialmente por la microestructura.

- Desde el punto de vista de la distribución granulométrica, el abrasivo mantiene su distribución de carácter monodal bajo las diferentes velocidades de ensayo. De acuerdo con la dispersión, la curva de distribución presenta un buen sorteo para todas las velocidades de ensayo. De acuerdo con el criterio de simetría, pasa de un exceso de fracciones gruesas para la arena sin ensayar a un exceso de fracciones finas para la arena luego del ensayo. De acuerdo con la kurtosis, tanto la arena antes del ensayo como la correspondiente a diferentes velocidades de ensayo presentan una concentración normal de granos alrededor de la región central, clasificándose como mesocúrtica.
- Desde el punto de vista del rendimiento del electrodo, de aprovechamiento de los elementos de aleación y de comportamiento al desgaste el depósito de 90 A muestra cierta ventaja frente a los de 110 A y 130 A, pero este prácticamente no muestra penetración y presenta un formato no apropiado del cordón que puede causar dificultades en la adherencia. Dado que en sentido general no hay grandes diferencias en el comportamiento al desgaste, se considera que el electrodo responde integralmente mejor para la corriente media de 110 A.

RECOMENDACIONES

- Realizar estudios para un mayor esclarecimiento de los mecanismos de desgaste erosivo húmedo.
- Evaluar el electrodo estudiado frente al desgaste abrasivo y la erosión seca.
- Realizar estudios similares para otros electrodos de recargue con vistas a evaluar su desempeño al desgaste erosivo y abrasivo.

BIBLIOGRAFÍA

1. Acosta., Rodríguez Evt. Dispositivo para ensayo de erosión húmeda. Proyecto de Ingeniería Mecánica. UCLV. 2016.
2. Aguilar-Castro Y., Casanova-García F., Victoria-Prado R., Aguirre-Guerrero D., Uquillas-Restrepo B. Desgaste en acero de bajo carbón debido a la acción de bagazo limpio o contaminado con sílice y jugo de caña. Ingeniería y Universidad. Volumen 15. No 2. 373-384 pág. 2011.
3. Albertin E., Neto F. B., Teixeira I. O. Adequação da composição química e do tratamento térmico de ferros fundidos de alto cromo utilizando termodinâmica computacional. Tecnol Metal Mater Miner São Paulo. Volumen 8. No 4. 223-229 pag. 2011.
4. Al-Bukhaiti M.A., Ahmedb S.M., Badran F.M.F., Emarab K.M. Effect of impingement angle on slurry erosion behavior and mechanisms of 1017 steel and high-chromium white cast iron. Wear 262. 1187–1198 pag. 2007.
5. Asm Handbook. Volumen 18. 320-477 pag. 1992.
6. ASTM A532-14 Standard Specification for Abrasion-Resistant Cast Irons.
7. ASTM C136-01. Standard Test Method for Sieve Analysis of fine and Coarse Aggregates.
8. ASTM E3 -11. Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens.
9. ASTM E340-15. Standard practice for macroetching metals and alloys.
10. ASTM E407-99. Standard Practice for Microetching Metals and Alloys.
11. ASTM G 76-04. Standard Test Method for Conducting Erosion Tests by Solid Particle Impingement using Gas Jets.
12. ASTM G73-98 Standard Practice for Liquid Impingement Erosion Testing¹.
13. ASTM G76-89 Standard Test Method for Conducting Erosion Tests by Solid Particle Impingement Using Gas Jets¹.
14. AWS A5.13-2000. Specification for surfacing electrodes for shielded metal arc welding.

15. Badisch E., Kirchgaßner M. Influence of welding parameters on microstructure and wear behaviour of a typical NiCrBSi hardfacing alloy reinforced with tungsten carbide. *Surface & Coatings Technology*. Volumen 202. 6016–6022 pág. 2008.
16. Ball, A. The mechanisms of wear, and the performance of engineering materials, *J.S. Afr. Inst. Min. Metall.* Volumen 86. No 1. 1 – 10 pag. Jan, 1986.
17. Bálsamo P.S.S., Scotti A., Mello J.D.B. Interpretación de la Microestructura de Recargues Duros Depositados por Soldadura Utilizando la Superficie de Líquidos de Diagramas Fe-Cr-C. *Rev. Soldadura*. Volumen 25. No 4. CENIN, Madrid, (ISSN 0048-7759). 199-207 pág. 1995.
18. Bayhan Yilmaz. Reduction of wear via hardfacing of chisel ploughshare. *Tribology International*. No 39. 570–574 pág. 2006.
19. Buchanan V E. Solidification and microstructural characterization of iron–chromium based hardfaced coatings deposited by SMAW and electric arc spraying. *Surface & Coatings Technology*. *Wear* 203. 3638–3646 pág. 2009.
20. Buchanan V. E., Shipway P.H., Mc Cartney D.G. Microstructure and Abrasive Wear Behaviour of Shielded Metal Arc Welding Hardfacings Used in the Sugarcane Industry. *Wear* 263. 99–110 pág. 2007.
21. Buchanan V.E., McCartney D.G., Shipway P.H. A comparison of the abrasive wear behaviour of iron-chromium based hardfaced coatings deposited by SMAW and electric arc spraying. *Wear* 264. 542–549 pág. 2008
22. Buchely M.F., Gutierrez J.C., León L.M., Toro A. The effect of microstructure on abrasive wear of hardfacing alloys. *Wear* 259. 52–61 pag. 2005.
23. Catálogo de consumibles. Firma Conarco. Argentina.
24. Catálogo de consumibles. Firma EWIN. Alemania.
25. Catálogo de consumibles. Firma Kangaroo Welding. España.
26. Catálogo de consumibles. Firma Oerlikon. España.
27. Catálogo UTP-Bohler. Alemania (2004).
28. Chang Chia-Ming., Lin Chi-Ming., Hsieh Chih-Chun., Chen Jie-Hao., Weite Wu. Micro-structural characteristics of Fe–40 wt%Cr–xC hardfacing alloys with [1.0–4.0 wt%] carbon content. *Journal of Alloys and Compounds* 487. 83–89 pág. 2009.

29. Chatterjee S., Pal T.K. Wear behavior of hardfacing deposits on cast iron. *Wear* 255.17–425 pág. 2003.
30. Chavanne R. L. Forty-four ways to improve the hardfacing operation. *Revista Welding Journal*. (EUA) Volumen 62. No 5. 15-18 pág. Mayo 1983.
31. Chotěborský R., Hrabě P., Müller M., Savková J., Jirka, M. Abrasive wear of high chromium Fe-Cr-C hardfacing alloys. *Res Agr Eng*. Volumen 54. No 4.192–198 pág. 2008.
32. Chotěborský R., P. Hrabě., A. Kabutey. The effect of microstructure of the hypo-Eutectic Fe-Cr-C hardfacing on abraslve wear. *Scientia Agricultural Bohemica*. Volumen 42. No 3. 127-132 pág. 2011.
33. Chung R. J., Tang X., Li D.Y., Hinckley B., Dolman K. Abnormal erosion–slurry velocity relationship of high chromium cast iron with high carbon concentrations. *Wear* 271. 1454– 1461 pág. 2011.
34. Chung R.J., Tang X., Li D.Y., Hinckley B., Dolma K. Microstructure refinement of hypereutectic high Cr cast irons using hard carbide-forming elements for improved wear resistance. *Wear* 301. 695–706 pág. 2013.
35. Coelho Lima., Ferraresi A. Análise da Microestrutura e da Resistência al Desgaste de Revestimento Duro Utilizado pela Indústria Sucroalcooleira. *Rev. Soldagem Insp*. São Paulo. Volumen 14. No 2. 140-150 pág. Abr/Jun 2009.
36. Collazo-Carceller R.; López-Salina H., Días-Romero A. Propuesta para la recuperación de los machetes Zuazaga de los centrales azucareros con electrodos de acero al cromo. *Ingeniería Mecánica*. Volumen 12. No 3. 23-30 pág. Sept/Dic 2009.
37. Collazo-Carceller R.; López-Salinas H. Estudio del comportamiento de los recargues multicapas de depósitos soldados de fundición blanca al cromo. *Revista Ingeniería Mecánica*. Volumen 12. No 2. 83-92 pág. May/Agost 2009.
38. Corea, E.O., Alcantara N.G., Tecco D.G., Kumar R.V. The relationship between the microstructure and abrasive resistance of a hardfacing alloy in the Fe-Cr-C-Nb-V system. *The Minerals, Metals and Materials Society and ASM International*. 1671-1680 pág. 2007.

39. Coronado John., Holman J., Caicedo F., Gómez Adolfo L. The effects of welding processes on abrasive wear resistance for hardfacing deposits. *Tribology International*. Volumen 42. 745–749 pág. 2009.
40. Cruz, A. Desgaste. Material didáctico. UCLV. 2012.
41. Cruz-Crespo A., Fernández Fuentes R., Scotti A. Efecto sobre la Dilución de la Granulometría de la Ferroaleación en el Alma de Electrodo Tubulares Revestidos bajo la Influencia de la Composición del Revestimiento. *Soldag. insp. São Paulo*, Volumen 16. No 1. 79-85 pág. Jan/Mar 2011.
42. Cruz-Crespo A., Scotti A., Rodríguez-Pérez, M. Operational behavior assesment of coated tubular electrodes for SMAW hardfacing, *Journal of Materials Processing Technology*. Volumen 199. 265-273 pág. . 2008.
43. Cruz-Crespo A.; et al. Obtaining a Submerged arc Welding Flux of the MnO-SiO₂-CaO-Al₂O₃-CaF₂ System by Fusion. *Welding International*. No 7. 502-511 pág. 2007.
44. Cruz-Crespo Amado., Scotti Américo., Rodríguez-Pérez Manuel., Ortiz-Méndez, Tamara. La dilución como función de la corriente en depósitos de electrodos tubulares para recargue duro de componentes de la industria del azúcar. *Centro Azúcar*. Volumen 36. No 3. 98-103 pág. Jul/Sept 2009.
45. Cruz-Crespo, Amado; Fernández Fuentes, Rafael; Scotti, Américo. The Influence of Calcite, Fluorite, and Rutile on the Fusion-Related Behavior of Metal Cored Coated Electrodes for Hardfacing. *Journal of Materials Engineering and Performance*. Volumen 19. No 5. 685 pág. July 2010.
46. Díaz-Cedré, Eduardo Manuel; Cruz-Crespo Amado; Scotti Américo; García-Hernández, Alexis. Conversión de un aporte oxiacetilénico R-FeCr en E-FeCr para recubrimiento de piezas sometidas a desgaste erosivo. *Minería y Geología*. Volumen 29. No 4. 45-60 pág. Oct/Dic 2013.
47. Dumovic Milo. Procedimientos de reparación y mantenimiento para componentes de maquinaria pesada. *Welding Innovation*. Volumen 20. No 1. 4-7 pág. 2003.
48. Dwivedi D.K. Microstructure and abrasive wear behaviour of iron base hardfacing, *Mater. Sci. Technol*. Volumen 10. 1326–1330 pág. 2004.

49. Farias, J. P. The Effect of Magnesium Content on the Arc Stability of SMAW E7016-C2L/8016-C2 Covered Electrodes Welding Journal. Volumen 76. No 6. 245-250 pág. 1997.
50. Filipovic Mirjana., Kamberovic Zeljko., Korac Marija., Gavrilovski Milorad. Microstructure and mechanical properties of Fe–Cr–C–Nb white cast irons. Materials and Design. Volumen 47. 41–48 pág. 2013.
51. Finnie, I. The Mechanisms of Erosive Wear in Ductile Metals, Corrosion-Erosion Behavior of Materials. 118-126 pág. 1980.
52. García, A. Evaluación del desempeño operacional y frente al desgaste erosivo de un aporte R-FeCr convertido en aporte por SMAW. Tesis de Maestría. UCLC. 92 pag. 2015.
53. Hawk, J. A. Laboratory abrasive wear tests: investigation of test methods and alloy correlation Wear abrasive. No 225-22. 1031-1042 pág. 1999.
54. Hoppert S. Alumina ceramics: superior materials for protection against wear and corrosion. Alemania, Siegburg. 3 – 11 pág. 1989.
55. Hutchings I.M. Tribology: Friction and Wear of Engineering Materials. Oxford: Butterworth-Heinemann. 1992.
56. Kirchgaßner M., Badisch E., Franek F. Behaviour of iron-based hardfacing alloys under abrasión and impact. Wear 265. 772–779 pág. 2008.
57. Kleis I. Grundlagen der Werkstoffauswahl bei der Bekämpfung des Strahlverschleisses, Zeitschrift fur Werkstofftech. Volumen 15. 49-58 pág. 1984.
58. Kotecki D.J., Ogborn J.S., Weld. J. Abrasion resistance of iron-based hardfacing alloys. Volumen 74. No 8. 269–278 pág. 1995.
59. Levy A.V., Jahanmir S. The Effects of the Microstructure of Ductile Alloys on Solid Particle Erosion Behavior, in Corrosion-Erosion Behavior of Materials, TMS-AIME. 177-189 pág. 1980.
60. Levy, A.V. The Solid Particle Erosion Behavior of Steel as a Function of Microstructure Wear. Volumen 68. 269-287 pág. 1981.

61. Lincoln Electric Company. The Procedure Handbook of Arc Welding, Cleveland, Ohio. 2000.
62. Liu Hua-Nan., Sakamoto Michiru., Nomura Mikio., Ogi Keisaku. Abrasion resistance of high Cr cast irons at an elevated temperature. *Wear* 250. 71–75 pág. 2001.
63. Lü Y., Sun Y., Zhao J., et al. Effect of tungsten on microstructure and properties of high chromium cast iron. *Mater. Des. Volumen 39*. 303-308 pág. 2012.
64. Marques, C.M. Relação entre microestrutura e desgaste erosivo a frio e a quente em materiais cerâmicos à base de alumina. Tese (Doutorado em Engenharia) – Escola de Engenharia, UFRGS. 2006.
65. Matsuo T.T., Kiminami C.S., Botta Fo W.J., Bolfarini C. Sliding wear of spray-formed high-chromium white cast iron alloys. *Wear* 259. 445–452 pág. 2005.
66. Méndez Patricio F., Barnes Nairn., Bell Kurtis., Steven D. Borle, Satya S. Gajapathi, Stuart D. Guest, Hossein Izadi, Ata Kamyabi Gol, Gentry Wood. Welding processes for wear resistant overlays. *Journal of Manufacturing Processes. Volumen 16*. 4–25 pág. 2014.
67. Menon R., Weld J. Recent advances in cored wires for hardfacing: core wires offer a unique approach to alloy design in combating wear and corrosion problems. *Volumen 75. No 2*. 43–49 pág. 1996.
68. Mesa D.H., Mejía E., García, J. Construcción de dispositivo para evaluar la resistencia al desgaste erosivo en seco de materiales. *Scientia et Technica. No 26, UTP. ISSN 0122-1701. Dic 2004*.
69. Monsalve H.I.; Mena Herrera D. A.; Giraldo Barrada J. E. Efecto del amperaje en las propiedades de recubrimientos duros resistentes a la abrasión aplicada por soldadura. *Dyna. Medellín. 151-163 pág. Nov 2004*.
70. Morsy M., El-Kashif E. The effect of microstructure on high-stress abrasion resistance of Fe-Cr-C hardfacing deposits. *Weld World* 58. 491–497 pág. 2014.
71. Neale M.J., Gee M. Guide to wear problems and testing for industry. New York, USA. William Andrew Publishing. 657 pág. 2001.

72. Ochoa A., Macías R.I. Aspectos teóricos sobre el desgaste abrasivo en los elementos de trabajo de las máquinas agrícolas en Cuba. 2006.
73. Puchol Q.R. Métodos de análisis granulométricos. Centro de Investigaciones de Soldadura. Universidad Central de Las Villas. 2011.
74. Sabo. Manual de procedimientos de la firma Lincoln. 1994.
75. Sabo. Manual de procedimientos de la firma Lincoln. 54-60 pág. 1994.
76. Salik J., Buckley D.H. Effects of Erodent Particle Shape and Various Heat Treatments on Erosion Resistance of Plain Carbon Steels, Technical Paper 1755, National Aeronautics and Space Administration. 1981.
77. Sampathkumaran P., Ranganathaiah C., Seetharamu S. The effects of manganese content and mould size on abrasion and slurry erosion behaviour of chromium–manganese iron systems investigated by positron lifetime spectroscopy. 1558–1565 pág. 2009.
78. Sargent G.A., Keshavan M.K., Mehrotra P.K., Conrad H.H. The Erosion of Plain Carbon Steels by Ash Particles From a Coal Gasifier, Proceedings of International Conference on Wear of Materials, American Society of Mechanical Engineers. 613-618 pág. 1981.
79. Sargent, G.A., Saigal D. Erosion of Low-Carbon Steel by Coal Particles, ASLE Transactions. Volumen 29. 256-266 pág. 1986.
80. Scandian C., BOHER C., De Mello J.D.B., Rézai-Aria F. Effect of molybdenum and chromium contents in sliding wear of high-chromium white cast iron: The relationship between microstructure and wear. 401–408 pág. 2009.
81. Shah S.M., Verhoeven J.D., Bahadur, S. Erosion Behavior of High Silicon Bainitic Structures, I: Austempered Ductile Cast Iron. Volumen 113. 267-278 pág. 1986.
82. Simoneau R. A. New Class of High Strain-Hardening Austenitic Stainless Steels to Fight Cavitation Erosion, Proceedings of the 13th IAHR Symposium, Montreal. 83.1-83.20 pág. 1986
83. Solas Burgos, José. Tecnología de la Soldadura. Editorial Pueblo y Educación. 285 pág. 1987.

84. Stachowiak G.W., Batchelor A.W. Engineering tribology. 484-667 pág. 1998.
85. Tabrett C. P., Sare I. R., Ghomashch M. R. i. Microstructure-property relationships in high chromium white iron alloys. International Materials Reviews. Volumen 41. No 2 59-81pág. 1997.
86. Takimi A.S., Villanova D.S., Vicenzi, J. Revestimentos protetores aplicados por hvof: estudo comparativo da resistência à erosão a quente por cinzas de carvão mineral. INFOMET. Nov 2003.
87. Veinthal Renno., Sergejev Fjodor., Zikin Arkadi., Tarbe Riho., Hornung Johann. Abrasive impact wear and surface fatigue wear behaviour of Fe–Cr–CPT Aoverlays. Wear 301. 102–108 pág. 2013.
88. Wang Qingbao., Li Xiaoyan. Effects of Nb, V, and W on Microstructure and Abrasion Resistance of Fe-Cr-C Hardfacing Alloys. Welding Journal. 133-139 pág. Jul 2010.
89. Wang X.H., Hanb F, Liu a X.M., Qu a S.Y., Zoua Z.D. Effect of molybdenum on the microstructure and wear resistance of Fe-based hardfacing coatings. Materials Science and Engineering. A. No 489. 193–200 pág. 2008.
90. Wang Y.P., Li D.Y., Parent L., Tian H. Improving the wear resistance of white cast iron using a new concept High-entropy microstructure. Wear 271. 1623– 1628 pág. 2011.
91. Wheeler D.W., Wood, R.J.K. Erosion of hard surface coatings for use in offshore gate valves. Wear 258. 526-536 pág. 2005. ASTM G40-92. Annual Book of ASTM Standards. Volumen 3. No 2. 160 pág. 1992.
92. Wiengmoon A. Carbides in High Chromium Cast Irons. Naresuan University Engineering Journal. Volumen 6. No 1 .2011.
93. Xinhong Wang., Fang Hanb., Xuemei Liu., Shiyao Qua., Zengda Zoua. Microstructure and wear properties of the Fe–Ti–V–Mo–C hardfacing alloy. Wear 265. 583–589 pág. 2008.
94. Yang Ke., Zhang Zhi-xi., H U Wang-Qin., Bao Ye-Feng., Jiang Yong-Feng. A New Type of Submerged-Arc Flux-Cored Wire Used for Hardfacing Continuous Casting

- Rolls. *Journal Of Iron And Steel Research, International*. Volumen 18. No 11. 74-79 pág. 2011.
95. Yüksel N., Sahin S. Wear behavior–hardness–microstructure relation of Fe–Cr–C and Fe–Cr–C–B based hardfacing alloys. *Materials and Design* 58. 491–498 pág. 2014.
96. Zhang Zhiguo., Chengkai Yang., Peng Zhang., Wei Li. Microstructure and wear resistance of high chromium cast iron containing niobium. *Research & Development*. Volumen 11. No 3. May 2014.
97. Zhi Xiaohui., Liu Jinzhi., Xing Jiandong., Ma Shengqiang. Effect of cerium modification on microstructure and properties of hypereutectic high chromium cast iron. *Materials Science & Engineering A* 603. 98–103 pág. 2014.
98. Zhu W., Mao Z.Y. Study of Erosion by Relatively Soft Particles, *Proceedings of International Conference on Wear of Materials*, American Society of Mechanical Engineers. 787-796 pág. 1987.
99. Zum Gahr K.H. *Microstructure and wear of materials*. Amsterdam. Elsevier. 1987.
100. Zumelzu E., Goyos I., Cabezas C., Opitza O., .Paradab A. Wear and corrosion behavior of high-chromium (14–30%Cr) cast iron alloys. *Journal of Materials Processing Technology* 128. 250–255 pág. 2002.