



República de Cuba
Ministerio de Educación Superior
Instituto Superior Minero Metalúrgico de Moa
"Dr. Antonio Núñez Jiménez"
Departamento de Metalurgia Electromecánica

Trabajo de Diploma

En opción al Título de Ingeniero Mecánico

*Título: Comportamiento del material de la bomba
Wortington empleada en la planta de sulfuro*

Autor: Oclides Rodríguez Monjes

Tutor: Dr. C. Tomás Hernaldo Fernández Columbié

Moa /2012

"Año 54 de la Revolución"



Agradecimientos

A todos mis profesores por los conocimientos transmitidos durante el desempeño de mi carrera.

A mi tutor por confiar en mí para la realización de este trabajo el Dr.C. Tomás Fernández Columbié.

A mis familiares que me apoyaron en los momentos que más lo necesitaba.

A mis amigos que siempre creyeron en mí.

A los que de una forma u otra me apoyaron y ayudaron en la realización de este trabajo.

A la revolucion, por darme la oportunidad de convertirme en profesional .

A todos

Muchas Gracias.



Dedicatoria

Quiero dedicar este trabajo a mis familiares.

A la memoria de mi madre: Esperanza Monjes Torres

A mi padre: Ángel Rodríguez Blanco

A mis hijos: Diana Rosa y Adianez

A mi querida y estimada esposa

Yamilia del Toro Galano

A mis amigos

que estuvieron a mi lado durante los 6 años de mi

carrera

A nuestra revolución, por las posibilidades que me

ofrece



Declaración de Autoridad

Yo: Oclides Rodríguez Monjes

Autor de este trabajo de diploma, certifico su propiedad intelectual a favor del Instituto Superior Minero Metalúrgico de Moa "Dr. Antonio Núñez Jiménez", el cual podrá hacer uso del mismo con la finalidad que estime conveniente.

Oclides Rodríguez Monjes

Dr. C. Tomás Hernaldo Fernández Columbié



Resumen

El trabajo tiene como objetivo analizar el comportamiento frente al desgaste de la bomba Worthington, la cual se emplea en la línea de tubería que transporta la pulpa lixiviada desde los calentadores hasta los tanques autoclaves. Se realizó el análisis macroscópico del cuerpo de la voluta determinando los defectos superficiales que presenta la misma por efecto de la corrosión, luego a través del análisis metalográfico se determinó la estructura del material, dando como resultados que tanto el cuerpo de la voluta de la bomba, así como la de los álabes están fabricados de Hastelloy C. Se cortaron probetas de 15 X 15 para los ensayos microscópico y de 10 X 10 para los análisis de microdureza. Se calcula el comportamiento del desgaste, así como la velocidad del fluido en la línea. A partir de los resultados obtenidos se obtienen modelos lineales del comportamiento del desgaste y del caudal de la línea. Se establece el análisis económico en la que incurre este defecto, así como la incidencia del proceso en el medio ambiente.



Abstract

It is paper has as objective to analyze the behaviour in front of the waste of the pumps Wortington, which is used in the pipe line that transports the pulp leached from the coolers until the tanks despresurizadotes. He was carried out the macroscopic analysis of the body of the scroll determining the superficial defects that it presents the same one for effect of the corrosion, then through the analysis metallographic the structure of the material it was determined, giving as results that so much the body of the scroll of the pumps, as well as that of the álabes is fabricated of Hastelloy C. intersected test tubes of 15 X 15 for the microscopic rehearsals and of 10 X 10 for the micro hardeners analyses. The behaviour of the waste is calculated, as well as the speed of the fluid in the line. Starting from the obtained results lineal models of the behaviour of the waste are obtained and of the flow of the line. The economic analysis settles down in the one that incurs this defect, as well as the incidence of the process in the environment.



TABLA DE CONTENIDOS

SÍNTESIS	Pág
INTRODUCCIÓN.	1
CAPÍTULO I. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS	
1.1. Introducción	4
1.2. Generalidades de las aleaciones de cromo	4
1.2.1. Fundición con alto contenido en cromo	5
1.2.2. Austenización de las fundiciones al cromo	8
1.3. Capa pasiva de los aceros inoxidables	10
1.4. Características mecánicas de las aleaciones de titanio	12
1.4.1. Microestructura de la aleación TI - 6 AL - 4V	13
1.4.2. Resistencia a la corrosión de la aleación Ti – 6 Al - 4V	14
1.5. Erosión por impacto de partículas sólidas de los materiales	15
1.6. Corrosión por picadura	16
1.6.1. Corrosión intercrystalina	17
1.6.2. Generalidades y naturaleza de la corrosión bajo tensión	18
1.7. Máquinas de flujo	19
1.8. Teoría de impulsión de las bombas centrífugas	21
1.9. Flujo tecnológico de la planta de sulfuro	22
1.9.1. Factores que influyen en la precipitación de los sulfuros	23
1.9.2. Temperatura y presión parcial del ácido sulfhídrico	23
1.9.3. pH de la solución inicial	23
1.9.4. Los iones de los metales inertes del proceso	23
1.9.5. Composición química de la pulpa	24
1.10. Conclusiones del capítulo I	25
CAPÍTULO II. MATERIALES Y MÉTODOS	
2.1 Introducción	26
2.2. Composición química de los materiales empleados en la bomba	26
2.3. Características de la bomba Worthington	27
2.3.1. Función de la bomba Worthington	28
2.3.2. Condiciones de trabajo de la bomba Worthington	28



2.4. Análisis microestructural	30
2.5. Caracterización de los equipos empleados en la experimentación	31
2.5.1. Ensayos de dureza y microdureza	31
2.5.2. Microscopio óptico	32
2.5.3. Pulidora metalográfica	33
2.6. Preparación de las muestras	33
2.6.1. Corte	34
2.6.2. Desbaste	34
2.6.3. Ataque	35
2.7. Diagrama de Schaeffler	36
2.7.1 Determinación del número de ferrita (FN)	37
2.8. Cálculo de los regímenes de corte	37
2.8.1. Velocidad de corte	37
2.8.2. Tiempo de maquinado	38
2.9. Cálculo de la velocidad del flujo en la línea	38
2.10. Determinación de la velocidad de corrosión. Método gravimétrico	39
2.11. Conclusiones del capítulo 2	40
CAPÍTULO III. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS	
3.1. Introducción	41
3.2. Análisis de la composición química	41
3.3. Análisis de la influencia de la pulpa sobre el cuerpo de la bomba	42
3.3.1. Análisis de la pulpa en los álabes	44
3.4. Análisis de la metodología de maquinado	45
3.4.1. Análisis de la velocidad de corte	45
3.4.2. Análisis de la profundidad de corte	46
3.4.3. Análisis del tiempo de maquinado	46
3.5. Análisis de la microestructura	46
3.6. Análisis por el diagrama de Schaeffler	49
3.7. Determinación de perfiles de microdurezas	50
3.8. Análisis del caudal en relación al tiempo de trabajo	50
3.8.1. Análisis del caudal en relación al peso de la voluta	51



3.9. Propuesta de material para la fabricación de los álabes de la bomba	52
3.10. Valoración económica	53
3.11. Valoración del impacto medio ambiental	56
3.12. Conclusiones del capítulo 3	57
Conclusiones Generales	
Recomendaciones	
Bibliografía	
Anexos	



INTRODUCCIÓN

La introducción de los productos fundidos como proceso para la obtención de productos semielaborados de acero trajo consigo algunos problemas específicos como el agrietamiento en la superficie. Estas grietas suelen tener un carácter intergranular y aunque su origen es discutido, su propagación tiene lugar durante la etapa de desgaste en la que la superficie superior de los productos queda sometida a tracción.

El control de parámetros operacionales como la velocidad de colada, las marcas de oscilación del molde o la velocidad de enfriamiento, son muy importante para reducir la incidencia del agrietamiento aunque la composición del acero parece un factor determinante en su susceptibilidad al presentar el problema.

Son numerosos los estudios llevados a cabo en los últimos años, particularmente en aceros microaleados, ya que esta es una de las calidades más problemáticas por su tendencia a formar precipitados que fragilizan los límites de grano. Las investigaciones han permitido reducir la incidencia del agrietamiento en este tipo de aceros mediante un control de las condiciones termomecánicas durante el desgaste. Se trata pues de evitar condiciones en las que los precipitados o las transformaciones de fases puedan actuar de un modo perjudicial favoreciendo una fractura intergranular.

Industrialmente también se ha comprobado que la existencia de elementos residuales e impurezas en la composición del acero aumenta la incidencia del agrietamiento en la superficie. El contenido en elementos residuales de aceros procedentes del reciclaje de chatarra experimentará un notable aumento en el futuro por las ventajas tanto económicas como medioambientales que supone esta práctica y por la dificultad que implica eliminar dichos elementos. La actual situación y previsiones hacen necesario un replanteamiento del problema de la ductilidad en caliente con especial atención en el papel que los elementos residuales e impurezas que pueden tener durante las diferentes etapas del proceso de fabricación de acero.



En la actualidad se acepta que la resistencia a la corrosión de los aceros inoxidable (que contienen siempre un elevado % de cromo), es producto a la formación de una capa superficial de óxido de cromo muy fina, que impide que la corrosión de los aceros penetre del exterior hacia el interior. Para que un acero sea inoxidable es necesario que estén presentes los factores de composición, estado del material y medio de ataque convenientes para que se forme la capa de óxido protector.

La **situación problemática** de la investigación la constituye:

Las bombas Worthington que se emplean en la planta de sulfuro presentan problemas de desgaste y perforaciones, en ocasiones se han observados algunas zonas afectadas por la corrosión, las guías donde se alojan los alabes presentan este fenómeno en una gran magnitud, en consideración con esto está las características que presenta la pulpa; existiendo en ellas iones cloruros y gran cantidad de partículas arenosas, lo que provoca efectos negativos como la corrosión y la pérdida de espesor de la voluta, pero que también esto se ve reflejado en las posibles pérdidas hidráulicas del sistema.

El **problema** a investigar lo constituye

Desgaste en el material de la voluta y de los álabes de la bomba Worthington que se emplea en la planta de sulfuro por efecto de la pulpa lixiviada caliente.

Como **objeto de la investigación** se establece

Material de la voluta y los álabes de la bomba Worthington.

El **campo de acción** es

Desgaste y rotura ocasionada en el material de la voluta y los álabes de la bomba.

Sobre la base del problema a resolver se establece la siguiente **hipótesis**

A partir de las características que presenta la pulpa y de la incidencia que tiene la misma sobre el material del cuerpo y los alabes de la bomba Worthington, se podrá determinar el comportamiento de la macro y microestructura considerando el desgaste en función del tiempo de trabajo.



A partir de la hipótesis planteada se define como **objetivo del trabajo**

Determinar el comportamiento de la macro y microestructura del cuerpo y de los alabes del material de la bomba Worthington que por efecto de la pulpa lixiviada caliente ha provocado desgaste.

Y se definen los siguientes **objetivos específicos**

1. Caracterizar el comportamiento del fluido en la línea de la pulpa que alimenta esta válvula.
2. Elaborar probetas que permitan establecer el comportamiento microestructural y la microdureza del material de la voluta de la bomba Worthington.
3. Establecer a partir de las regularidades obtenidas el comportamiento microestructural del material de la voluta y los álabes de la bomba Worthington desgastado por el efecto de la pulpa lixiviada caliente.

Para lograr el cumplimiento del objetivo propuesto se plantean las siguientes **tareas de trabajo**

1. Establecimiento del estado del arte y sistematización de los conocimientos y teorías relacionadas con el objeto de estudio.
2. Planificación, diseño y realización de experimentos.
3. Observación de la ejecución experimental del proceso para la determinación del desgaste en el material de voluta y de los álabes que componen la bomba Worthington a través del comportamiento microestructural.
4. Análisis de los resultados y fundamentación del proceso de desgaste en el material de la voluta y de los álabes de la bomba Worthington empleada en la línea de pulpa lixiviada.
5. Planteamiento de los efectos económicos, sociales y ambientales del proceso de desgaste en las piezas de máquinas y equipos.

Capítulo 1

Marco teórico. Antecedentes investigativos



CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS

1.1 Introducción

La selección de materiales para el manejo de ácido sulfúrico exige una comprensión clara del comportamiento de este, como agente corrosivo y conocimiento completo del sistema o problema particular respecto a la concentración de ácido, presencia y concentración de otros iones, contaminantes, temperatura de operación, velocidad de flujo y presencia de sólidos en suspensión. No existe un único adecuado para todas las posibles situaciones.

En el presente capítulo se establece como **objetivo**

Realizar un análisis de la bibliografía existente que permita definir el estado del arte en la temática abordada y sustentar los resultados alcanzados en la investigación.

1.2. Generalidades de las aleaciones de cromo

El cromo es uno de los elementos especiales más empleados para la fabricación de aceros aleados. Se suele emplear en cantidades diversas, desde 0,3 a 30 %, según los casos aumenta la dureza y la resistencia de los aceros, mejora la templabilidad, disminuye las deformaciones en el temple, aumenta la resistencia al desgaste y la inoxidableidad (Smith, 1998).

En presencia de una cantidad suficiente de carbono, el cromo tiende a formar carburos y en cambio, cuando el acero es de muy bajo contenido en carbono, es soluble en la ferrita. Los carburos formados por este elemento no son siempre carburos simples; con bastante frecuencia se presentan asociados con el carburo de hierro y a veces, forman carburos complejos de dos o más elementos. La naturaleza de estos compuestos depende del porcentaje de carbono y del contenido en elementos de aleación, los carburos que forman los diferentes elementos de aleación son duros y frágiles, y en especial los de cromo y vanadio son más duros y resistentes al desgaste que los demás (Apraiz, 1975).

El cromo, desde un 5 % en peso, aumenta la resistencia a la oxidación del hierro en atmósfera seca, por eso para un satisfactorio comportamiento en atmósferas oxidantes, a temperaturas de hasta 750 °C, los aceros utilizados suelen ser de alto contenido en cromo. Simultáneamente, contenidos crecientes de cromo en



solución sólida en el hierro, disminuyen la conductividad térmica de él y por tanto le confieren refractariedad (Belzunce, 2001; Bedolla-Jacuinde *et al.*, 2003)

Callister (1999); Dogan *et al.*, (1997) plantean que la presencia del cromo en el acero, además al formar un film superficial de su óxido, modifica la posición del hierro en la serie electroquímica, así el hierro, que sin cromo es anódico, pasa a comportarse catódicamente en medios acuosos cuando el porcentaje de cromo es superior al 12 % en peso. Los aceros con más de 12 % de cromo reciben el nombre de aceros inoxidable, la resistencia a la corrosión resultará un tanto peor cuando mayor sea el contenido de carbono debido a la presencia de carburos de cromo. En las zonas contiguas a estos carburos, disminuye el contenido de cromo (porcentajes inferiores al 12 %) formándose aureolas descromadas que pasan a ser anódica y son atacadas.

Otra cualidad interesante del cromo es su efecto sobre las temperaturas críticas de transformación del hierro, amplía la estabilidad del hierro delta y también incrementa la temperatura de transformación del hierro γ en hierro α , es decir, tiene un carácter alfégeno (Khanna, 2002).

Según Pero-Sanz (1994), el cromo tiene cierta incidencia en la templabilidad de la austenita, la hace más estable a las transformaciones durante el enfriamiento continuo, disminuyendo su temperatura de inicio de formación en martensita Ms. Los aceros con altas proporciones de cromo, a pesar de ser enfriados lentamente, pueden no tener lugar la transformación perlítica de la austenita, que requeriría descensos de temperatura aún más lentos y aquella austenita se transformará parcialmente en martensita y quedará, a temperatura ambiente, una cierta proporción de austenita residual sin transformar

1.2.1. Fundición con alto contenido en cromo

En las fundiciones blancas con alto contenido en cromo, todo el carbono se encuentra combinado bajo la forma de cementita. Son normalmente aleaciones hipoeutécticas y se caracterizan por su dureza y resistencia al desgaste, siendo sumamente quebradizas y difíciles de mecanizar. Esta fragilidad y falta de maquinabilidad limita la utilización industrial de las fundiciones totalmente blancas,



quedando reducido su empleo a aquellos casos en los que no se precise ductilidad (Real *et al.*, 2002).

Según Davies y Griffith (1999) para mejorar las propiedades mecánicas de este tipo de fundiciones, es necesario añadir algún elemento a la composición de las mismas, dando lugar a un tipo de fundiciones que reciben el nombre de fundiciones aleadas, una de estas fundiciones es la fundición blanca con alto contenido en cromo. Estas pueden clasificarse en dos familias:

- Fundiciones con 6 a 25 % de cromo, que son fundiciones blancas que tras un tratamiento de temple poseen muy elevada dureza.
- Fundiciones de 33% de cromo, que son de estructura ferrítica.

Fukaura *et al.* (2004), plantea que la primera tiene gran resistencia al desgaste y buena resistencia al calor, y la segunda tiene muy buena resistencia a la oxidación a temperaturas muy elevadas. El contenido en cromo, de las fundiciones ejerce una marcada influencia en su microestructura.

- En porcentajes entre 0,1 y 0,2 % afina la perlita y el grafito de las fundiciones ordinarias.
- Con 1 % de cromo se provoca la aparición de carburos de gran dureza, que, además, son muy estables a altas temperaturas.
- Con 2 % de cromo desaparece el grafito. La fundición gris se convierte en blanca y la proporción de carburos de cromo aumenta.
- Con 6 % de cromo la matriz es perlítica y la cantidad de carburos que aparecen en la microestructura es ya muy importante.
- A partir de 12 % de cromo, los carburos se disponen formando una red continua apareciendo también austenita en la microestructura.
- Cuando se llega al 30 % de cromo, se observa que la matriz es ya ferrítica y aparece la eutéctica ferrita - carburo de cromo. Estas fundiciones además no sufren ya ninguna transformación en el enfriamiento.

Las fundiciones de muy alto porcentaje de cromo pueden resistir bien la oxidación y corrosión. Se consigue buena resistencia a la oxidación cuando el contenido en cromo es por lo menos igual a 10 veces el del carbono, además resistirán también



a la corrosión cuando el cromo es más de 15 veces el carbono. Las fundiciones blancas altas en cromo se caracterizan por su excelente resistencia al desgaste (Fewell, 2000).

Según Tabrett (2000), son los carburos eutécticos presentes en su microestructura los responsables de esta buena resistencia que además mejora al aumentar su porcentaje, sin embargo, estos carburos influyen críticamente en el comportamiento a fractura y la tenacidad del material disminuye a medida que la fracción de carburos aumenta. La matriz austenítica, martensítica o mezcla de las dos actúa de soporte de los carburos, previniendo la fractura y el desconche de los mismos.

Sare (1997), indicó que la matriz juega un papel fundamental en la tenacidad a fractura del material de las fundiciones blancas ya que dificulta la propagación de las grietas de unos carburos a otros. Varios investigadores han constatado que las fundiciones de matriz austenítica poseen mayor tenacidad a fractura que las fundiciones de matriz martensítica.

También la matriz influye en la resistencia al desgaste abrasivo. Las matrices austeníticas son las más resistentes a este tipo de desgaste ya que la austenita, inestable, se transforma en martensita a consecuencia de la fricción. Lo que no parece estar tan claro es la cantidad de austenita retenida que optimiza esa resistencia puesto que algunos autores estiman esa cantidad en torno a un 25 - 30 % de austenita (Avery, 1974) y otros mantienen que el óptimo estaría entre un 30 y un 50 % (Sare, 1995).

Diferentes investigadores afirman que las aleaciones con matriz austenítica poseen mayor tenacidad a fractura que las de matriz martensítica (Radulovic, 1994; Zum Gahr, 1980; Kootsookos, 1995), y además, cuanto mayor es la cantidad de austenita en la matriz, mayor es la tenacidad a fractura (Sare, 1995; Yan, 1987). La rotura normalmente transcurre a través de los carburos eutécticos que rompen bruscamente (Durman, 1970).

Tanto en aleaciones con matriz austenítica como martensítica, la fractura progresa alrededor de los carburos secundarios presentes en la estructura de ambas



matrices por lo que estos carburos secundarios son perjudiciales para la tenacidad de los materiales (Pearce, 1984; Biner, 1985).

Estas y algunas otras propiedades de las fundiciones pueden modificarse mediante tratamientos térmicos, ajustándolas así a las características requeridas en su servicio. Por ejemplo, reduciendo el contenido en carbono y realizando un tratamiento térmico a muy alta temperatura, a unos 1130 °C, la tenacidad a fractura de las fundiciones blancas con alto contenido en cromo puede alcanzar los 40 MPa·m respecto a los valores convencionales 24 – 30 MPa·m (Hann, 1997).

1.2.2. Austenización de las fundiciones al cromo

La austenización de las fundiciones al cromo es crítica para la obtención de microestructuras endurecidas con alta dureza final, pero se sabe que existe un rango de temperaturas para el cual estas fundiciones alcanzan la máxima dureza. Dicha temperatura es la que ocasiona la óptima disolución de los carburos de aleación en la austenita sin que se genere una fracción excesiva de austenita retenida. Suele estar en los 1025 °C, dependiendo del contenido en cromo de la fundición. (Tabrett, 1996).

Fernández (2004) hizo alusión a cinco posibles temperaturas de austenización: para acero en alto contenido de cromo, $T_{a1} = 900$ °C, $T_{a2} = 950$ °C, $T_{a3} = 1000$ °C, $T_{a4} = 1050$ °C y $T_{a5} = 1100$ °C. Las probetas se introdujeron en un horno a la temperatura T_{ai} durante 5 horas. Seguidamente, se colocaron las probetas en el segundo horno, a 450 °C durante 6 horas. Finalmente se sacó la probeta de este segundo horno para dejarla enfriar al aire hasta temperatura ambiente.

Tras estudiar la macrodureza y microdureza Vickers obtenida en cada tratamiento de austenización, complementado con los datos obtenidos en los ensayos de difracción de rayos X, se seleccionaron como tratamientos óptimos de temple los correspondientes a las temperaturas de austenización: $T_{a3} = 1000$ °C y $T_{a4} = 1050$ °C. Sobre probetas austenizadas a estas temperaturas, se realizaron tratamientos de revenido de cinco horas, simples y dobles a las temperaturas $Tr_1 = 450$ °C, $Tr_2 = 475$ °C, $Tr_3 = 500$ °C, $Tr_4 = 525$ °C, $Tr_5 = 550$ °C y $Tr_6 = 575$ °C, ya



que es entre 400 y 550 °C cuando la precipitación de carburos tiene lugar, reduciendo la cantidad de austenita retenida y favoreciendo el fenómeno de la dureza secundaria. Temperaturas mayores de 600 °C favorecen ya el engrosamiento de la estructura y aunque aseguran la eliminación completa de toda la austenita retenida, la dureza y la resistencia a la abrasión disminuyen (Tabrett, 1996).

En el caso del acero alto en cromo, para tiempos de austenización pequeños (1h), la dureza y microdureza del material aumentan hasta una temperatura de 1000 °C para disminuir después, mientras que para una misma temperatura dichos parámetros aumentan con el tiempo de austenización, a la vez que disminuye la proporción de austenita retenida. En el caso de la fundición blanca alta en cromo para tiempos de austenización de 5h, la dureza y microdureza muestran un comportamiento similar con máximos tras una austenización a 1000 °C.

La fracción de austenita retenida se incrementa muy notablemente al hacerlo la temperatura de austenización en el caso del acero alto en cromo, mientras que en el caso de la fundición blanca alta en cromo es a partir de los 1 000 °C cuando se ponen en solución los carburos precipitados y la austenita se estabiliza, aumentando su porcentaje con la temperatura.

La dureza y microdureza tras los tratamientos de temple se ven modificadas en el curso de los dos tratamientos posteriores de revenido. En general, después del primer revenido tras un temple corto (5h), se produce un aumento de la dureza y microdureza en todo el rango de temperaturas de revenido con respecto a las obtenidas tras el temple en las dos calidades ensayadas. Esto es debido a la precipitación que tiene lugar durante el mantenimiento a la temperatura de revenido de un número considerable de carburos de pequeñas dimensiones en la zona central de los granos y a la transformación de la austenita retenida en martensita que tiene lugar en el enfriamiento subsiguiente.

Tras el segundo revenido, en el caso del acero alto en cromo templado durante 5 y 12 horas a 1000 °C se reduce levemente la dureza y la microdureza respecto a la

obtenida tras el revenido simple y sus valores van decayendo con la temperatura, debido al fenómeno de sobre revenido de la martensita (Fernández, 2004).

1.3. Capa pasiva de los aceros inoxidables

En la superficie de todos los aceros inoxidables y en presencia de un ambiente oxidante crece una capa rica en óxido de cromo llamada capa pasiva. Lankford (1985); Calvo, (1971) Casanovas; Alemán (2002) consideran que la resistencia a la corrosión del acero inoxidable se debe a una película «pasiva» de un óxido complejo rico en cromo, que se forma espontáneamente en la superficie del acero. Este es el estado normal de las superficies de acero inoxidable y se conoce como «estado pasivo» o «condición pasiva».

El autor Zhang (2001) plantea que esta capa superficial es de espesor nanométrico (entre 10 y 50 nanómetros), su composición todavía no está muy clara, pero se sabe que está basada en mezclas de óxido de hierro y cromo, poseyendo una excelente plasticidad así como una gran capacidad de regeneración (figura 1.1).

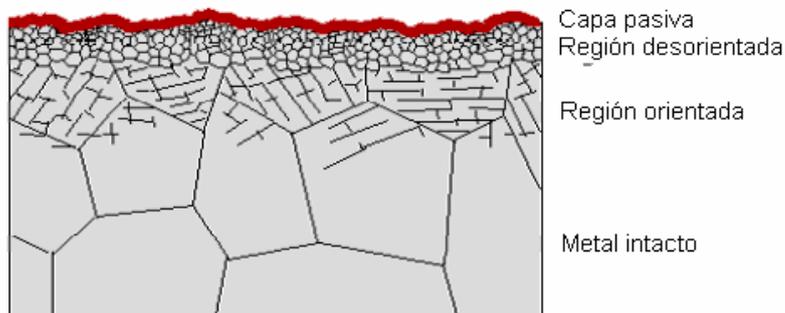


Figura 1.1. Diagrama del corte transversal de un acero inoxidable.

Fuente: Di Caprio (1999).

Los aceros inoxidables se auto pasivarán espontáneamente cuando una superficie limpia se exponga a un entorno que pueda proveer de suficiente oxígeno para formar la capa superficial de óxido rico en cromo.

Menthe y Rie (1999) exponen que esto ocurre automática e instantáneamente, siempre que haya suficiente oxígeno disponible en la superficie del acero. No obstante la capa pasiva aumenta de grosor durante algún tiempo después de su formación inicial. Ciertas condiciones naturales, como el contacto con el aire o con



agua aireada, crearán y mantendrán la condición pasiva de la superficie frente a la corrosión, de este modo los aceros inoxidable pueden mantener su resistencia a la corrosión, incluso si se hubiesen producido daños mecánicos (rasguños o mecanización), y contar así con un sistema propio auto reparador de protección a la corrosión.

Sorell (1997); Armas *et al.* (1998) plantean que en la actualidad se acepta que la resistencia a la corrosión de los aceros inoxidable (que contienen siempre un elevado % de cromo), es producto a la formación de una capa superficial de óxido de cromo muy fina, que impide que la corrosión de los aceros penetre del exterior hacia el interior. Para que un acero sea inoxidable, es necesario que estén presentes los factores de composición, estado del material y medio de ataque, convenientes para que se forme la capa de óxido protector.

Bleich (1952); Burgan *et al.* (2000) coinciden en plantear que cuando actúan sólo los agentes atmosféricos, la presencia del 12 % de cromo es suficiente para que se forme la capa de óxido que impide la corrosión producida por aire ambiente y la acción de agentes corrosivos débiles. Al aumentar la intensidad del ataque, para que se pueda formar una capa de óxido suficientemente protectora, es necesario mayor porcentaje de cromo, pero esto ocurre hasta un cierto límite a partir del cual ya no se aumenta la resistencia a la corrosión y es necesario adicionar otros elementos como níquel, molibdeno, titanio, según sea el caso.

Verdeja (1994); Pero-Sanz (2000); Dogan y Hauk (1997), consideran que el cromo aumenta además la templabilidad, la resistencia a elevadas temperaturas, así como las temperaturas de temple, recocido y normalizado, disminuye ligeramente la tendencia al sobrecalentamiento y la ductilidad no siendo así para contenidos superiores al 1,5 %. En los aceros de baja aleación, en presencia de Ni y Mo, aumenta la templabilidad. Este elemento forma un óxido de alta temperatura de fusión y de difícil eliminación, reduce la velocidad de temple, disminuye el crecimiento del grano y retarda la descarburación periférica, dando mayor profundidad de temple.



El cromo de los aceros inoxidable es el principal responsable de los mecanismos de autopasivación. A diferencia de los aceros al carbono o estructurales, los aceros inoxidable deben tener un contenido mínimo de cromo del 10,5 % en peso y un máximo del 1,2 % de carbono. Ésta es la definición de acero inoxidable dada en la norma europea EN 10088 - 1. La resistencia a la corrosión de estos aceros al cromo puede mejorarse con la adición de otros elementos de aleación como níquel, molibdeno, nitrógeno y titanio (o niobio). Esto proporciona una gama de aceros resistentes a la corrosión para un amplio espectro de condiciones de trabajo, y además, potencia otras propiedades útiles como son la conformabilidad, la fuerza y la resistencia térmica (al fuego).

Según Guitar *et al.* (2003), los aceros inoxidable no pueden ser considerados como resistentes a la corrosión en todas las condiciones de trabajo, dependiendo del tipo (composición) de acero, habrá ciertas condiciones en las que se pierda el «estado pasivo» y no pueda recomponerse, en ese caso la superficie se convierte en «activa», y se produce la corrosión. Pueden darse condiciones activas en zonas pequeñas privadas de oxígeno de los aceros inoxidable, tal como en uniones mecánicas, esquinas compactas o en soldaduras incompletas o mal acabadas. El resultado puede ser formas «localizadas» de grietas o picaduras.

1.4. Características mecánicas de las aleaciones de titanio

Químicamente hablando, el Titanio pertenece a los elementos de transición del grupo IV de la tabla periódica, es considerado como un metal no ferroso y ligero, su número atómico es el 22 y su masa atómica de 47,9 u (Titanium, 2000), como su banda electrónica está incompleta, permite formar soluciones sólidas con la mayor parte de los elementos sustitucionales que poseen un factor de tamaño de ± 20 %.

Las características mecánicas de las aleaciones con base titanio muestran una fuerte dependencia con respecto a parámetros microestructurales, tales como tamaño, forma y distribución de las fases presentes. Suelen ser aleaciones bifásicas que ofrecen buenas combinaciones de resistencia, ductilidad y tenacidad por unidad de peso, de ahí que su principal utilización sea en la industria



aeroespacial. Las tres principales familias son las aleaciones α , $\alpha + \beta$, y β , clasificadas según los niveles de elementos estabilizantes de las fases α (hexagonal) o β (cúbica centrada en el cuerpo) (Wayman 1983 y Callister 1999). Esta microestructura presenta una buena combinación de tenacidad, ductilidad y resistencia a la fatiga, por la cual es la más usada en la aleación TI - 6 AL - 4V.

El titanio tiene una elevada temperatura de fusión (1 668 °C). Posee una estructura hexagonal compacta (fase " α ") hasta 882,5 °C, por encima de esta temperatura experimenta una transformación alotrópica hacia una estructura cúbica centrada en el cuerpo (fase " β "), permaneciendo estable hasta el punto de fusión. La transformación anterior también permite la existencia conjunta de las dos fases, α y β (Leyens, 2003).

Plantean Semiatin *et al.* (1998) que los parámetros que determinan la tenacidad de las aleaciones de titanio son: el nivel de elementos intersticiales y sustitucionales, el tamaño de grano, la morfología microestructural, las fracciones relativas de α y β , y la textura cristalográfica. Las aleaciones con mejor combinación de resistencia y tenacidad son las β metaestables, cuya microestructura consiste en una elevada fracción de fase β con precipitados muy fina de α . Por otra parte, para una determinada aleación las propiedades mecánicas dependen sensiblemente de los tratamientos termomecánicos realizados.

Según Dutkiewicz *et al.* (1999), elementos como el oxígeno y aluminio desempeñan un papel importante en la tenacidad de fractura de las aleaciones de titanio. Los mismos aumentan el esfuerzo de cizalladura crítico para el deslizamiento de dislocaciones y afectan a la homogeneidad de la deformación cambiando el carácter del deslizamiento de ondulado a plano.

1.4.1. Microestructura de la aleación TI - 6 AL - 4V

Shah *et al.* (1995); Kuhlman (1996), plantean que el TI - 6 AL - 4V como aleación $\alpha - \beta$ puede presentar diferentes composiciones de la fase α y la fase β dependiendo de la cantidad de elementos intersticiales que contenga y el tipo de térmico al que haya sido sometida.



Peters *et al.* (1982), clasifican las aleaciones comerciales bifásicas ($\alpha + \beta$) de titanio de acuerdo al arreglo geométrico de estas fases en: laminar, equiaxial y mixta (laminar y equiaxial), la cual es conocida como bimodal. Las estructuras laminares son controladas mediante tratamientos térmicos, en contraste con las estructuras equiaxiales y bimodales, las cuales requieren procesos de deformación adicional y subsecuentes aplicación de tratamientos de recocido.

Por otra parte, se debe destacar que la estructura bifásica es la que proporciona las mejores propiedades mecánicas a la aleación Ti – 6 – AL - 4V (Rodríguez y Yépez, 1996; Nylon *et al.*, 1983; Rack y Qazi, 2006). Sin embargo, es importante resaltar que estas estructuras son desarrolladas a partir de estructuras laminares, cuando se someten a tratamientos termomecánicos posteriores, los cuales deben ser rigurosamente controlados, con la finalidad de garantizar la homogeneidad y el tamaño de grano, además de la presencia de las dos fases.

1.4.2. Resistencia a la corrosión de la aleación Ti – 6 Al - 4V

Según Nho-Kwang (2002); Lütjering (2007); Yu *et al.* (2007), la excelente resistencia a corrosión de las aleaciones de titanio, se debe a la formación de una película de óxido delgada y muy adherente en la superficie del metal. Debido a que la superficie del titanio es bastante reactiva y tiene mucha afinidad con el oxígeno, la película de óxido se forma espontáneamente cuando la superficie del metal es expuesta al aire o a un medio acuoso.

El Ti – 6 Al - 4V, forma de manera espontánea e inmediata una fina capa de TiO_2 estable y continúa al ponerse en contacto con el oxígeno del aire o agua forma un óxido de 2 -7 nm. Sin embargo, este óxido nativo presenta pobres propiedades mecánicas superficiales, tales como baja dureza y reducida resistencia al desgaste y a la abrasión (Liu *et al.*, 2004). De hecho, el Ti – 6 Al – 4 V presenta alta resistencia a la corrosión en soluciones acuosas como agua de mar, ácidos oxidantes, cloruros (en presencia de agua). Esto explica la elevada resistencia a la corrosión (Titanium, 2000; Leyens, 2003; CORP, 2004).

Sin embargo, plantean Ekroth *et al.* (2000); Larsson y Odén (2004); que si la película sufre algún daño puede regenerarse instantáneamente si en el ambiente



existe alguna presencia de oxígeno o agua, por lo menos en partes por millón, la composición y el espesor de esta película protectora que se forma en las aleaciones de titanio, depende de las condiciones del medio con el que esté en contacto.

Las condiciones bajo las cuáles el Ti – 6 Al – 4 V puede presentar corrosión son en presencia de ácidos reductores y gases clorados secos, es susceptible de fragilización por hidrógeno, ya sea por vía catódica o gaseosa, por eso es importante minimizar la cantidad de hidrógeno durante el procesado (Bruschi *et al.*, 2004).

También ha sido estudiado el efecto de las características microestructurales en la resistencia a corrosión (Picu y Majorell, 2002), mostrando que la presencia de fases intermedias pueden ser determinante a la hora de someter el material a corrosión.

1.5. Erosión por impacto de partículas sólidas de los materiales

El desgaste de materiales es un problema serio en muchas industrias y, en la mayoría de los casos, se debe principalmente a la abrasión y erosión causada por la arena presente en el fluido. Varios mecanismos de desgaste erosivo y varias ecuaciones semiempíricas han sido propuestos para modelar la tasa de desgaste, estas ecuaciones contienen en su expresión dos constantes características del material: su tenacidad de fractura y su dureza (Meng y Ludema, 1995; López-Cantera y Mellor, 1998).

El conocimiento de desgaste erosivo plantean Blau (1992); Hutchings (2000), resulta esencial en la selección del material más económicos y las condiciones de operación óptimas para el diseño de equipos tales como los hornos de cemento, las turbinas a gas, los gasificadores de carbono y los combustores, por lo que es importante entender la naturaleza y los mecanismos de pérdida erosiva para minimizar efectivamente sus efectos.

La pérdida de material por erosión depende de muchos factores interrelacionados que incluyen las estructuras y las propiedades de los materiales que actúan como



blanco, las condiciones de micro y macroexposición y las características físicas y químicas de las partículas erosivas (Hutchings 2000; Hussainova y Schade 2008).

Los procesos de erosión y erosión - corrosión alcanzan velocidades de estado-estacionario en cortos períodos de tiempo que pueden ser extrapolados. De esta manera, es relativamente económico obtener datos específicos de ensayos que son adecuados para cada situación. La erosión ocurre sobre componentes expuestos en diferentes tipos de equipos aunados a otros mecanismos de degradación superficial como abrasión o corrosión, bien sea, en medios acuosos o de elevadas temperaturas (Hutchings 2000).

1.6. Corrosión por picadura

Es una corrosión localizada cuyo mecanismo puede presentar una cierta analogía con el de la corrosión intersticial. Como todos estos tipos de corrosión, esta es particularmente agresiva y peligrosa, pues actúa en profundidad en pequeñas áreas muy circunscritas y fáciles de escapar a un control visual, incluso cuidadoso, pudiendo dejar fuera de servicio una instalación porque progresa hasta perforar la parte atacada.

La picadura puede presentarse en una sección transversal, y ser de tipo penetrante o cavernoso. El progreso de la perforación sigue normalmente el de la gravedad, tanto que para cambiar la dirección de propagación del picado en el interior de una pared es suficiente a veces cambiar su inclinación con respecto a la vertical.

La corrosión por picadura se desarrolla partiendo, evidentemente, de la superficie del acero inoxidable, y se inicia en correspondencia con puntos de la superficie en los que resulta más difícil una condición de pasividad estable. Para que se desarrolle un ataque de corrosión por picadura deben coexistir diversas causas, como el tipo de ambiente en el que se encuentra inmerso el acero inoxidable y la presencia de zonas favorables de ataque, como por ejemplo la junta de grano (Di Caprio, 1999).

El ambiente está constituido generalmente por soluciones diluidas de carácter oxidante débil en las que están presentes iones específicos, como los iones cloro



y bromo. Las condiciones para que se desarrolle la picadura están relacionadas con que la mayor parte de la superficie se encuentre en estado pasivo y sólo algunas zonas muy pequeñas de la misma en estado activo.

Los iones alógenos (Cl y Br), de acción específica, consiguen finalmente romper la pasividad en la zona donde es más débil. La condición para que suceda la rotura del estrato pasivo en el punto débil está determinada por la combinación de cuatro parámetros que son, la resistencia intrínseca del acero inoxidable a este tipo de corrosión, la concentración de la solución agresiva, el tipo de iones agresivos y la temperatura superficial del acero inoxidable. Los ambientes típicos capaces de desarrollar la corrosión por picadura son el agua marina y en general las aguas que contienen iones cloro, sobre todo si están estancadas (Di Caprio, 1999).

Johansson y Olsson (2000) afirman que los aceros al cromo se deforman bien en caliente, se mecanizan y son adecuados para endurecimientos parciales o por inducción. Los aceros con cierto contenido de carbono y Cr, forman carburos de gran resistencia al desgaste, con porcentajes hasta de 5,5 %, confiere al acero propiedades de conservar la dureza del revenido, aún a elevadas temperaturas.

Gardner y Nethercot (2002), definen que a partir del 5 % de cromo, se nota determinada resistencia a la corrosión, para contenidos superiores al 12 %, se considera un acero inoxidable y termoestable, es el elemento fundamental en los aceros inoxidables y refractarios, causante de la resistencia a la corrosión debido a la formación de una película de óxidos de cromo alfégeno. En estos aceros, debido a que tiene gran tendencia a formar carburos, se limita el contenido de carbono o se añaden elementos de más afinidad que este por el carbono (Ti, Nb), conocidos como estabilizadores.

1.6.1. Corrosión intercrystalina

La corrosión Intercristalina es realmente el desmenuzamiento o desmoronamiento de los granos del metal.

Las formas de evitar o disminuir su aparición son:

1. - Adición de estabilizadores que pueden ser Nb (niobio) o Ti.
2. - Bajo Carbono: < 0,08 %.



3. - Tratamiento térmico de austenización completa.

Consiste en calentar las piezas hasta 1100 – 1150 °C, la velocidad del incremento de la temperatura es de 100 a 150 °C y la retención una vez alcanzada la temperatura del tratamiento durante 2 horas antes de sacar del horno para proceder al enfriamiento por el aire del medio ambiente.

De esta forma se capturan el Cr y el carbono en la estructura cristalina del metal. Así se evita el mecanismo de formación de la corrosión intercrystalina que consiste en la precipitación del Cr a los bordes de los granos donde reacciona con el carbono formando los carburos de cromo que son elementos de alta dureza y por tanto frágiles que se fracturan antes los esfuerzos mecánicos y se desmenuzan perdiendo la continuidad física que los elimina del uso.

4. - El uso de materiales más resistentes como es el caso del Hastelloy 2000.

5. - Diseñar un sistema de enfriamiento con un refrigerante apropiado que baje la temperatura de trabajo y aleje la posibilidad de la precipitación de los carburos de cromo.

1.6.2. Generalidades y naturaleza de la corrosión bajo tensión

La importancia práctica que presenta este tipo de corrosiones es que da lugar a la fisuración y rotura del material que viene provocada por la acción combinada de esfuerzos mecánicos estáticos y de un agente químico corrosivo. Los esfuerzos pueden ser internos o superficiales o de ambos tipos conjuntamente, se ha comprobado que, para que se produzca este tipo de corrosión es preciso que el acero o material soporte esfuerzos de tracción, pues los de compresión no sólo no provocan el fenómeno, sino que, en ocasiones, pueden ejercer una acción protectora.

Las tensiones causantes de la corrosión pueden ser de origen externo, es decir, aplicadas al material por cualquier medio, o bien inherentes al mismo, por ejemplo: residuales de operaciones de trabajado en frío o de tratamientos térmicos u operaciones de soldadura e incluso originadas en proceso de precipitación o de transformación estructural.



La corrosión bajo tensión puede darse tanto en materiales metálicos como no metálicos, es decir, que puede considerarse como una propiedad asociada al estado sólido. Con respecto a los aceros inoxidable, se puede afirmar que de modo general, en presencia de determinados agentes corrosivos resultan susceptibles a la rotura de carácter intergranular, cualquiera que sea su estructura: austenítica, ferrítica o martensítica.

Las roturas de este tipo están relacionadas con los procesos, que convierten a los aceros en susceptibles a la corrosión intergranular. En cambio, las roturas de carácter transgranular se observa solamente en los aceros inoxidable con estructura austenítica (Hochmann, 1968).

La velocidad de la corrosión general se mide en unidades de longitud (mm/año) y se divide en cinco grados y está reflejada en la tabla 1.1

Tabla 1.1 Velocidad de corrosión

Grados	I	II	III	IV	V
Velocidad de corrosión en mm/año	<0,1	0,1-1	1-3	3-10	>10

Hay especies como el cloruro, que no solo modifican la velocidad de corrosión uniforme sino que además, producen otro tipo de corrosión conocida como picadura o "pitting", cuya velocidad es impredecible. Colombier y Hochmann (1955), consideran que en los aceros inoxidable puede haber tres tipos principales de destrucción por corrosión:

1. corrosión general, consiste en que la corrosión se propaga hacia dentro del metal de un modo uniforme por toda la superficie.
2. corrosión intercrystalina
3. agrietamiento por corrosión

1.7. Máquinas de flujo

La cantidad de máquinas de flujo de distintos tipos fabricadas por la industria de los países técnicamente desarrollados, se expresa en millones de unidades al año; la energía eléctrica utilizada para el accionamiento de los mismos constituye una parte esencial del balance energético de los países. Por esta razón, las investigaciones teóricas y experimentales, dirigidas al perfeccionamiento de los



procesos de transporte y al aumento del rendimiento de las máquinas de este tipo, tienen una gran importancia (Cherkasski, 1986).

Las bombas centrífugas son el tipo de bombas que se utilizan con mayor frecuencia en la industria química para el transporte de líquidos, como son materias primas, subproductos, productos intermedios, servicios auxiliares, productos terminados. Se pueden utilizar para un intervalo muy amplio de gastos desde 5 a 8 l/min hasta 500,000 l/min; con cabezas o presiones de descarga de unos cuantos milímetros de mercurio hasta de cientos de atmósferas. Además de lo anterior, se tienen las ventajas de tener bajo costo de operación y de mantenimiento, ocupan poco espacio y generan bajos niveles de ruido.

La primera clasificación posible de las bombas es separarlas en el grupo de bombas de desplazamiento positivo y bombas rotodinámicas. Las primeras operan de forma volumétrica: desplazan un determinado volumen por unidad de tiempo, independientemente de la presión. Son bombas de émbolos, paletas, engranajes, utilizadas en oleohidráulica, donde se requieren unos caudales ínfimos con presiones muy elevadas.

Las bombas rotodinámicas, en cambio, consiguen incrementar la energía del fluido a través del aumento de la energía cinética -por medio de la deflexión y el efecto centrífugo que provocan los álabes del rodete recuperando esta energía posteriormente en forma de presión.

Las bombas rotodinámicas se pueden clasificar en bombas axiales, mixtas y radiales, según la dirección de salida del flujo con respecto al eje. El nombre común para las radiales es bombas centrífugas, a pesar de que algunos autores utilizan este término para referirse a todo el conjunto de bombas rotodinámicas.

Dentro de los trabajos reportados sobre la influencia de las propiedades reológicas en el comportamiento de la característica operacional de bombas centrífugas se han reportado numerosos trabajos que han colaborado en el desarrollo de esta esfera de la ciencia.

Según lo planteado por Turiño (1994) no existe una teoría que permita predecir el comportamiento exacto de una bomba centrífuga cuando manipula un fluido



viscoso, pues teóricamente hasta el presente ha sido imposible tener en cuenta la influencia de la viscosidad en los parámetros de trabajo de la bomba y en la forma de sus características.

Las fábricas que producen las máquinas centrífugas tienen generalmente en la producción tipos de casuales de máquinas que se distinguen por sus dimensiones y formas geométricas, sino una serie de máquinas geoméricamente semejantes.

1.8. Teoría de impulsión de las bombas centrífugas

Son equipos que tienen el eje de transmisión de la bomba en forma horizontal. Poseen la ventaja de poder ser instaladas en un lugar distinto de la fuente de abastecimiento, lo cual permite ubicarlas en lugares secos, protegidos de inundaciones, ventilados, de fácil acceso.

El órgano principal de una bomba centrífuga es el rodete que según la figura 1.2, se puede observar con los álabes dispuestos según una sección perpendicular al eje de la bomba; el líquido llega a la entrada del rodete en dirección normal al plano de la figura, (dirección axial), y cambia a dirección radial recorriendo el espacio o canal delimitado entre los álabes. El líquido queda sometido a una velocidad relativa \bar{w} a su paso por el espacio entre álabes de la entrada y la salida y una velocidad de arrastre \bar{U} debida a la rotación del rodete alrededor del árbol. La suma vectorial de estas velocidades proporciona la velocidad absoluta \bar{c} .

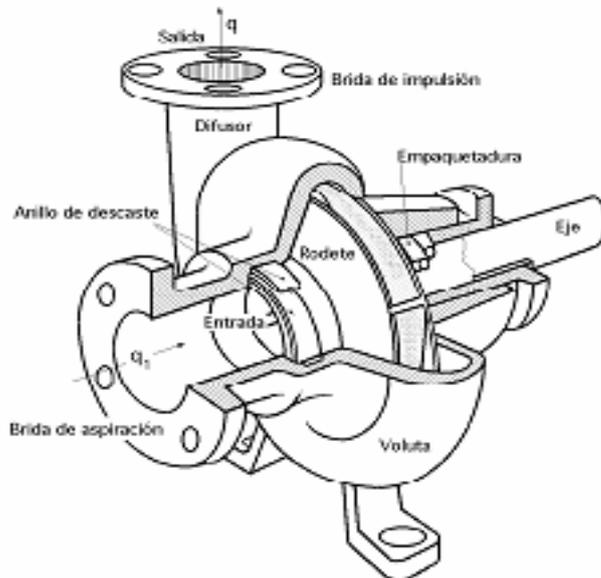


Figura 1.2. Vista frontal de una bomba centrífuga.

Fuente: Diez, 2001.

Se pueden clasificar, de acuerdo a la posición del árbol de la bomba con respecto al nivel del agua en la cisterna de bombeo, en bombas de succión positiva y negativa. Si la posición del árbol está sobre la superficie del agua, la succión es positiva y en la situación inversa la succión es negativa.

La mayor desventaja que presentan estas bombas es la limitación en la carga de succión, ya que el valor máximo teórico que alcanza es el de la presión atmosférica del lugar (10,33 m a la altura del mar), sin embargo, cuando la altura de succión es de siete metros la bomba ya muestra deficiencias de funcionamiento.

1.9. Flujo tecnológico de la planta de sulfuro

La planta de sulfuros es la encargada de la obtención de los sulfuros de níquel y cobalto, producto final de la Empresa "Comandante Pedro Sotto Alba".

Su principal operación tecnológica consiste en la precipitación de los metales en forma de sulfuros a partir de los sulfatos de níquel y cobalto contenidos en el licor producto, proveniente de la planta de neutralización, con el objetivo de extraer selectivamente el níquel y el cobalto de la solución y separarlos de las impurezas.



El proceso se lleva a cabo utilizando ácido sulfhídrico (H_2S) como agente precipitador en las autoclaves bajo condiciones específicas de temperatura ($121\text{ }^\circ\text{C}$) y presión de 150 lb/pulg^2 ($1,034214\text{ MPa}$). El resto del proceso está en función de recuperar el $H_2S_{(g)}$ que es el agente precipitante y se encuentra en exceso en la reacción.

La Planta está diseñada para procesar el licor, producto de la Lixiviación del mineral después de ser decantados los sólidos en la Planta de Lavaderos y ser acondicionado este licor de Sulfatos de metales ricos en níquel y cobalto, en la Planta de Neutralización, mediante la reducción del hierro del cromo y la precipitación del cobre con la inyección de H_2S gaseoso a bajas presiones y la neutralización del ácido libre.

La reacción de neutralización ocurre por la acción del carbonato de calcio (coral) con el ácido libre contenido en el licor producto, para obtener en el licor neutralizado un pH comprendido entre 2,4 -2,6 necesario para lograr una precipitación eficiente de los sulfuros de níquel y cobalto en la etapa posterior del proceso.

1.9.1. Factores que influyen en la precipitación de los sulfuros

Los principales factores que influyen en el proceso de precipitación son:

- ✓ Temperatura y presión parcial del ácido sulfhídrico.
- ✓ El pH de la solución inicial.
- ✓ Los iones de los metales inertes.
- ✓ La composición química de la pulpa.
- ✓ La concentración de níquel en la solución inicial.
- ✓ El tiempo de retención.
- ✓ La agitación.

1.9.2. Temperatura y presión parcial del ácido sulfhídrico

El aumento de la temperatura y la presión parcial de ácido sulfhídrico en el proceso contribuyen a la intensificación del proceso de precipitación del níquel con ácido sulfhídrico.



La velocidad de la reacción de precipitación y la eficiencia de precipitación aumentan al aumentar la presión parcial del H_2S (con temperatura constante) y al aumentar la temperatura (con presión parcialmente constante del ácido sulfhídrico).

1.9.3. pH de la solución inicial

El aumento de la acidez inicial del licor, disminuye la velocidad inicial del proceso y aumenta la concentración residual de níquel en el licor. El aumento de la acidez disminuye la concentración de los iones azufre y permite la realización de la reacción inversa, o sea la descomposición del sulfuro de níquel.

1.9.4. Los iones de los metales inertes del proceso

Los iones de los metales inertes (Mg^{2+}, Al^{3+}) no reaccionan con H_2S debido al producto de solubilidad tan elevado de sus sulfuros. Sin embargo esas sales sulfatadas en realidad presentan cualidades básicas. A un grado suficiente de disociación del sulfato ocurre el entrelazamiento del protón Hidrógeno y el sulfato, lo cual conlleva a la disminución de la acidez total de la solución.

La velocidad inicial de precipitación del níquel y la eficiencia de precipitación alcanzan mayores valores para iguales contenidos de magnesio que aluminio en la solución. Esta diferencia en la influencia del proceso, del magnesio y el aluminio, se explica con un grado mayor de disociación en la solución del sulfato de magnesio, en relación con el sulfato de aluminio.

1.9.5. Composición química de la pulpa

La presencia de los iones Fe^{3+} y Cr^{6+} durante la precipitación de los sulfuros con ácido sulfhídrico en los autoclaves forma cierta cantidad de azufre elemental por la reacción del sulfhídrico con estos iones, como el proceso en los autoclaves ocurre a temperaturas de 120 a 125⁰C (274 a 283⁰F), por encima de la temperatura de fusión del azufre, se acumularía en los autoclaves ocasionando anomalías. Por este motivo la solución fría se trata con gas sulfhídrico, antes del proceso de neutralización, eliminándose el azufre elemental con el sulfato de calcio formado al neutralizar el licor.

Además el ácido sulfhídrico es añadido para la precipitación del cobre evitando de esta forma los efectos negativos de este elemento en la planta de Neutralización.



El empleo del ácido sulfhídrico para precipitar cualquier metal está determinado por la solubilidad de los sulfuros que se forman y por la velocidad con que se forma, existen ciertos sulfuros metálicos que son más solubles que otros, por tanto en el proceso de reacción química de los sulfatos metálicos con el ácido sulfhídrico precipitan unos sulfuros primero que otros, de igual manera existen algunos sulfuros metálicos que se comportan como inertes.

1.10. Conclusiones del capítulo I

- ❖ En los aceros inoxidable de encontrarse presente un agente reductor fuerte estos pierden su pasividad y sufren gran corrosión. En el caso específico de los licores el agente reductor puede ser el H_2S .
- ❖ La capa pasiva que presentan los aceros inoxidable lo hace resistente a la corrosión, de dañarse la misma, entonces quedan expuesto a los efectos de la corrosión por picadura, corrosión Inter cristalina y de la corrosión bajo tensión.
- ❖ Dentro de las máquinas de flujo existentes, las bombas centrífugas son empleadas más comúnmente por tener la ventaja de poder ser ubicadas en lugares secos, protegidos de inundaciones, ventilados y de fácil acceso.

Capítulo 2

Materiales y métodos

CAPÍTULO 2. MATERIALES Y MÉTODOS

2.1 Introducción

Una de las características peculiares de los aceros inoxidable y uno de los motivos de la continua generalización de su empleo es, sin duda, su resistencia a la corrosión. Pero, si bien es cierto que presentan buenas características de resistencia a los fenómenos corrosivos, por otra parte, no es menos cierto que, como cualquier otro material, no pueden hacer frente a cualquier tipo de agresión. Su resistencia a la corrosión depende de muchos factores, como sus condiciones intrínsecas (principalmente su composición química y estructural), el tipo de ambiente en el que se encuentran, el modo como se unen entre sí o con otros materiales y el proceso tecnológico al que están sometidos.

El objetivo del capítulo es fundamentar las propiedades a investigar y explicar los métodos, procedimientos y condiciones en la que se realizarán los experimentos.

2.2. Composición química de los materiales empleados en la bomba

La composición química estándar de este acero según Key to steel 2002, la American Society for testing Materials - ASTM y la SAE, se refleja en la tabla 2.1.

Tabla 2.1. Composición química del Hastelloy C, Aleacion C276, Inconel C-276

Cr	Mo	Fe	W	Co	Mn	Ni
16,5	15,0	7,0	4,5	2,5	1,0	Resto

A partir de los elementos relacionados anteriormente, la composición química está en correspondencia con la establecida para un acero del tipo Hastelloy C. El Hastelloy C276 es una superaleación de níquel – molibdeno – cromo con adición de tungsteno diseñado para tener una excelente resistencia a la corrosión en un rango amplio de ambientes severos.

La corrosión es un proceso electroquímico que comprende una reacción anódica implicando la oxidación del metal (reacción de corrosión) y una reacción catódica basada en la reducción de especies químicas (Shreir, 1963; Borenstein, 1994).

Un tratamiento térmico inadecuado del acero inoxidable puede producir una redícula de carburos en los aceros con más del 0,03 por ciento de carbono, o sin adición de titanio o de columbio. El metal que contenga tal redícula es susceptible

de corrosión intergranular que podrá ser causa de fracaso en condiciones muy corrosivas y reducir la duración útil en muchos servicios relativamente ligeros. Que el acero sea susceptible de corrosión intergranular no significa necesariamente que será atacado por ella.

2.3. Características de la bomba Worthington

Es la bomba encargada de trasegar la pulpa (licor producto), desde los calentadores, directamente al fondo al compartimiento "C" de los autoclaves, los cuales trabajan a una presión de 150 PSI (1,03 MPa). La figura 2.1 muestra el esquema de instalación de las bombas Worthington.

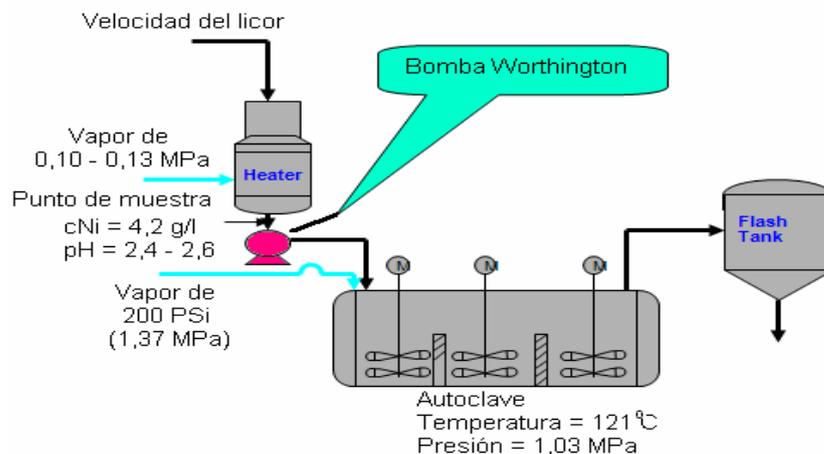


Figura 2.1. Esquema de instalación de la bomba Worthington.

En la tabla 2.2, aparecen las características generales de la bomba Worthington.

Tabla 2.2. Características de la bomba Worthington

No	Parámetros	Dimensiones
1	Diámetro de succión	203,2 mm
2	Diámetro de descarga	152,4 mm
3	Temperatura de trabajo	119,0 °C
4	Gravedad específica	0,97 kg/dm ³
5	Capacidad de diseño	265 m ³ /h
6	Potencia de trabajo	119,7 kW
7	Velocidad	3 564 rev/min
8	NPSH requerido	5,0 m
9	Temperatura del licor producto	121 °C
10	Altura	122 m
11	Eficiencia	77,9 %
12	Peso	332 kg

2.3.1. Función de la bomba Worthington

La bomba Worthington instalada en la planta de sulfuro se clasifica como una bomba centrífuga horizontal por la disposición de su árbol, como se observa en la figura 2.2, está compuesta por (1) la carcasa o voluta; (2) la descarga; (3) succión; (4) árbol; (5) cuerpo o alojamiento de los álabes.

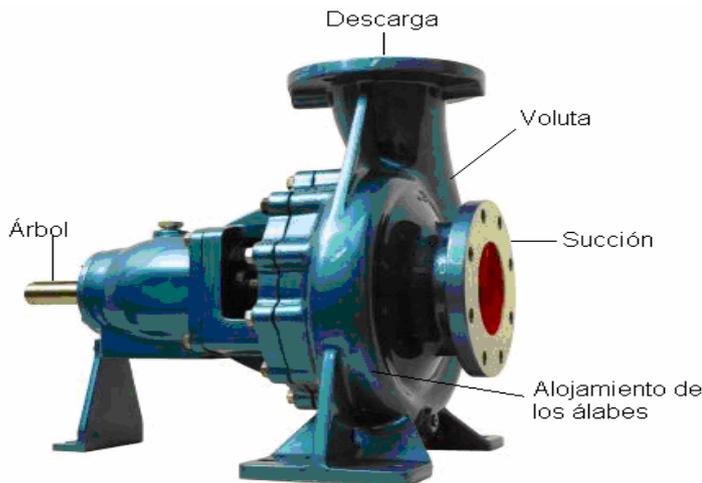


Figura 2.2. Componentes de la bomba Worthington.

La bomba Worthington se encarga de transferir energía a la corriente del fluido impulsándolo, desde un estado de baja presión estática a otro de mayor presión. Está compuesta por un elemento rotatorio denominado impulsor o álabes, el cual se encuentra dentro de una carcasa llamada voluta. Inicialmente la energía es transmitida como energía mecánica a través de un árbol, para posteriormente convertirse en energía hidráulica. El licor producto entra axialmente a través del ojo del impulsor, pasando por los canales de este y suministrándole energía cinética mediante los álabes que se encuentran en el impulsor para posteriormente descargar el fluido en la voluta, el cual se expande gradualmente, disminuyendo la energía cinética adquirida para convertirse en presión estática.

2.3.2. Condiciones de trabajo de la bomba Worthington

La planta de sulfuro es la encargada de la obtención de los sulfuros de níquel y cobalto, producto final de la Empresa Comandante "Pedro Sotro Alba". Su principal operación tecnológica consiste en la precipitación de los metales en forma de sulfuros a partir de los sulfatos de níquel y cobalto contenidos en la pulpa (licor



producto), proveniente de la planta de neutralización, con el objetivo de extraer selectivamente el níquel y el cobalto de la solución y separarlos de las impurezas.

La bomba Worthington trabajan en un medio altamente agresivo el cual provoca que las mismas presenten severos daños en la superficie, dentro de las características del fluido en el que trabajan estas bombas tenemos: características de la materia prima y producto terminado, el licor producto, el H₂S gaseoso, vapor de 15 lb/pulg² (0,13 MPa), vapor de 200 lb/pulg² (1,37 MPa), agua de proceso, pulpa de sulfuros de Níquel y Cobalto y licor de desecho.

✓ **Características de la materia prima y producto terminado**

Licor producto

Las especificaciones de este licor recibido en la planta son:

Ni	< 4,50 g/l	0,0045 m ³ /l
Co	0,35 – 0,42 g/l	0,00035 – 0,00042 m ³ /l
Mn	1,30 – 1,90 g/l	0,0013 – 0,0019 m ³ /l
ph	2,40 – 3,00	

Color: Verde Esmeralda

Densidad: 1,07 g/l.

Sólidos en suspensión 0,7 g/l (700 ppm) máximo.

✓ **H₂S gaseoso**

Es utilizado como materia prima fundamental para el proceso de precipitación de (Ni + Co) S, debe tener una pureza con más de 98,8 % en la entrada a la planta y 95 % después que los compresores de recirculación introducen a este sistema el H₂S de la depresurización. La pureza a controlar dentro del Autoclave es de 50 % como mínimo.

✓ **Vapor de 15 lb/pulg² (0,13 MPa)**

El vapor en su totalidad proviene de la Planta de Lixiviación (enfriadores), para el calentamiento del licor de entrada a la planta en los calentadores. También la Planta termoeléctrica lo puede producir por cascada en los turbo generadores.

✓ **Vapor de 200 lb/pulg² (1,37 MPa)**

A la entrada de la planta existe una válvula reductora que reduce el vapor de 600 lb/pulg² (4,13 MPa) proveniente de la planta de ácido a 200 lb/pulg² (1,37 MPa).

✓ **Agua de proceso**

Es el agua cruda o de proceso del embalse de la fábrica que se utiliza en el deshumidificador, bombas de agua de sello, como de los sedimentadores, succión de las bombas de sulfuros y en el sello de los agitadores de los Autoclaves.

✓ **Pulpa de Sulfuros de Níquel y Cobalto**

Esta pulpa constituye el producto final de la planta, posee un 45 - 50 % de sólidos, de color grisáceo, olor normal y peso de más del 40 % con separación normal de la parte acuosa.

En presencia de Cr⁺⁶ y Fe⁺³ el sulfuro obtenido tiene coloración gris oscuro, el olor es nauseabundo característico al de un huevo en descomposición, su peso es normal.

✓ **Licor de desecho**

Se obtiene como subproducto, su composición es la siguiente:

Ni	m ³ /l Máximo
Co	0,010 g/l Máximo
Mn	- 1,5 g/l

Ácido libre (H₂SO₄) 6 - 8 g/l

Los sólidos en suspensión que se encuentran en este licor son:

Ni	0,000033 m ³ /l Máximo
Co	0,0000033 m ³ /l Máximo

2.4. Análisis microestructural

Para determinar el comportamiento microestructural del material objeto de estudio se tomó la microestructura de una muestra patrón como se observa en la figura 2.3(a). La muestra fue tomada de una bomba (figura 2.3 (b)), que fue retirada de servicio por presentar desgaste por el proceso de trabajo.

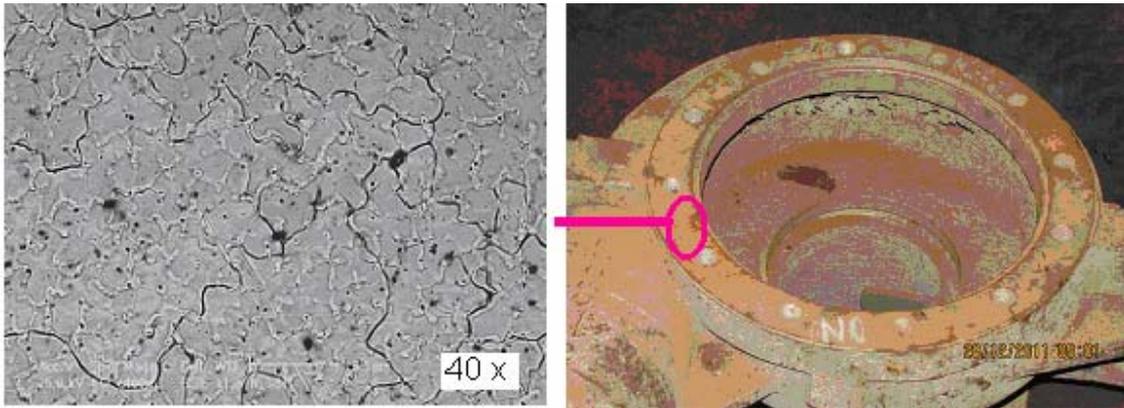


Figura 2.3a. Estructura metalográfica y 2.3b. Zona del área de corte.

2.5. Caracterización de los equipos empleados en la experimentación

Dentro de los procesos de diseños, el corte de las muestras debe realizarse meticulosamente, tratando en lo posible de la selección adecuada de cada máquina, para ensayos microestructurales la no alteración de las propiedades de los materiales es de vital importancia, ya que la alteración de la misma refleja una imagen distorsionada de lo que queremos obtener.

2.5.1. Ensayos de dureza y microdureza

Una manera de cuantificar la dureza de un material es medir la resistencia que opone la superficie de un material a ser penetrada por un objeto duro. Puede definirse como una medida de la resistencia de un material a la deformación plástica localizada.

Existen distintos métodos para medir la dureza de los materiales, pero de acuerdo con la norma UNE 7 – 423 y ASTM E92, en este trabajo se ha utilizado el procedimiento de dureza Vickers (Callister, 2000; Askerland, 1998).

La microdureza se determina en aparato especial que consta de un mecanismo de carga con punta de diamante y de un microscopio metalográfico. Para el ensayo se utilizó un microscopio modelo: PMT-3 N0168 (MADE IN URSS), del Laboratorio de microscopía de minas del ISMM Moa (Figura 2.4).



Figura.2.4. Microscopio utilizado para el ensayo de microdureza.

La superficie de la probeta se prepara de la misma manera que para el análisis microestructural (desbaste y pulido). El número de dureza H se determina por el tamaño de las huellas igualmente que la dureza Vickers.

Para calcular la microdureza (VHN) se utilizará la fórmula:

$$VHN = 1,58 \cdot \frac{P}{d^2} \left[\frac{kg}{mm^2} \right] \quad (2.1)$$

Donde:

1,58 - Constante

P - peso (kg)

$$\text{Diámetro medio} = \bar{d} \text{ (mm)} \dots \bar{d} = \frac{(d_1 + d_2) + (d_3 - d_4)}{2} \quad (2.2)$$

$$\text{Microdureza promedio: } \overline{VHN} = \frac{\sum VHN_1 + VHN_2}{2} \left[\frac{kg}{mm^2} \right] \quad (2.3)$$

Para determinar la microdureza (HVN) de las probetas de análisis se realizó dos ensayos, el primero para una carga de 10 g y el segundo para una carga de 20 g, donde se midió los diámetros de la huella de la punta de diamante penetrada en un tiempo de 15 segundos, las medidas se tomaron para dos puntos de prueba seleccionados aleatoriamente en la superficie de las probetas

2.5.2. Microscopio óptico

Se empleó un microscopio óptico binocular marca NOVEL modelo NIM - 100 ubicado en el laboratorio de Ciencia de los Materiales del ISMM de Moa, está dotado de una cámara instalada mediante el hardware IMI.VIDEOCAPTURE.exe que refleja la fotografía en el computador. Para colocar las probetas en el

microscopio se montan en un dispositivo con plastilina que permite una nivelación adecuada de estas.

En la figura 2.5, se observa la imagen del microscopio empleado en la observación de las muestras.



Figura 2.5. Microscopio Óptico NOVEL modelo NIM -100.

2.5.3. Pulidora metalográfica

La pulidora metalográfica empleada es marca MONTASUPAL, la cual está ubicada en el laboratorio de Ciencia de los Materiales del ISMM para lograr el acabado final, en ella se utilizó un paño de fieltro grueso usando como sustancia abrasiva el óxido de cromo (Pasta GOI), las características de la máquina aparecen a continuación.

Voltaje.	250 V
Corriente.	2,5 Amp
Número de revoluciones.	300 -1 000 rev/min
Potencia del motor.	3,7 kW

Para eliminar los residuos de partículas, grasas y suciedades se limpió la superficie con agua.

2.6. Preparación de las muestras

Se han utilizado técnicas metalográficas para identificar las fases presentes en las microestructuras de los materiales. Estas constituyen el agregado metálico que, generalmente, son de tamaño microscópico, para su observación y estudio, es preciso preparar debidamente la probeta.

Una superficie metálica en la que se van a observar unas fases microscópicas ha de ser plana y estar pulida. Plana porque la pequeña profundidad de foco de los



sistemas ópticos de observación a grandes aumentos no permitiría enfocar la imagen simultáneamente en planos situados a distintos niveles y estar debidamente pulida para que sólo puedan aparecer en ella detalles propios de su estructura y no de circunstancias ajenas a ella que pudieran enmascararla. Para conseguir ambas cosas, se realizan una serie de pasos consecutivos: corte, desbaste, pulido y ataque, que se describen a continuación:

2.6.1. Corte

Como las muestras utilizadas eran excesivamente grandes fue necesario reducirlas a un tamaño adecuado 15 x 15 x 32 (Norma ASTM E 92). Para ello se utilizó una fresadora vertical, en la que tras sujetar la muestra con las mordazas, se procedió a realizar el corte de la pieza, al mismo tiempo que se vierte un líquido refrigerante sobre la herramienta y la muestra, evitando el calentamiento excesivo de la probeta.

Los regímenes de corte seleccionados fueron $n = 150$ rev/min y $S = 25$ mm/rev.

2.6.2. Desbaste

La superficie a pulir, primero ha de ser desbasta pasándola sucesivamente por papeles con abrasivos de grano cada vez más fino. En el trabajo se empezó con lijas de grano 60, pasando sucesivamente por las de 120, 180, 240, 320, 400 y 600. Los papeles de lija se apoyan sobre una superficie plana (en este caso se ha utilizado una desbastadora de bandas) y la probeta se apoya sobre ellos por la cara a desbastar, frotándola en una dirección hasta que se observa en su superficie sólo marcas de desbaste correspondientes al papel que se está utilizando. La dirección de desbaste se gira 90° al pasar de un papel al siguiente, habiendo previamente aclarado la probeta con un chorro de agua con el fin de eliminar las posibles virutas y restos de granos de la última lija utilizada.

Después de haber pasado por todas las lijas y aclarado perfectamente la probeta, se está en condiciones de pasar a la etapa de pulido.

La superficie de la probeta, desbastada hasta el grano más fino y limpia, se pasa por unos paños impregnados en algún abrasivo. El tipo de abrasivo y de paño dependen del material de la probeta. El utilizado en este caso fue pasta GOI en el



pulido grueso y de 1 μm en el caso del segundo pulido, y como paños se utilizó fieltro.

Los paños, siempre húmedos y con suficiente abrasivo, van sujetos a unos discos giratorios, aunque también pueden ir apoyados sobre una superficie plana y limpia. En nuestro caso para realizar el pulido nos hemos ayudado de unas pulidoras manuales, marca MONTASUPAL. El disco gira, y la probeta, apoyada suavemente sobre él, se hizo girar describiendo círculos en sentido contrario al del disco.

Se han realizado dos etapas de pulido con el fin de obtener una superficie especular, susceptible de ser atacada y examinada al microscopio. Para pasar de una etapa de pulido a la siguiente, la probeta se ha aclarado con alcohol, arrastrando con él restos del primer pulido y evitando así la contaminación del siguiente paño. Una vez terminadas las dos etapas del pulido, se procedió a la limpieza de la probeta, antes de proceder al ataque.

2.6.3. Ataque

Una superficie pulida revela ya una serie de hechos interesantes, como pueden ser grietas, inclusiones, fases (si su forma y color las hacen diferenciables), poros, pero, normalmente, la probeta hay que atacarla con un reactivo químico que actúa de forma selectiva sobre los diversos constituyentes estructurales (fases, límites de grano, impurezas, zonas deformadas).

Antes de atacar, la probeta ha de estar desengrasada y limpia, luego, es importante elegir un buen reactivo que ataque al material en cuestión. En este caso, para atacar ambos materiales con alto contenido en cromo y níquel se ha elegido el reactivo ácido fluorhídrico.

Preparado el reactivo, se vierte un poco en una cápsula en la que se introduce la probeta unos instantes, mojando la superficie pulida, se detiene el ataque con agua y se observa la superficie. La operación se repite hasta que la superficie a examinar esté bien atacada. El tiempo de ataque es muy variable y sólo la práctica o la observación repetida de la probeta al microscopio dirán cuando debe darse por terminado.

Después del ataque se lavó la probeta de nuevo con abundante agua corriente y se secó con alcohol (absoluto) y secada al aire.

2.7. Diagrama de Schaeffler

Cuando el acero contiene muchos elementos, el efecto global es una suma de los diferentes efectos individuales. Ahora bien, sabemos que los elementos más característicos de los aceros inoxidables son el Cromo, el Molibdeno, el nitrógeno y el Níquel, elementos alfégenos y gammágenos. Estos últimos elementos permiten por eso la coexistencia de ferrita y austenita en el seno del acero. La figura 2.6 resume el efecto de los dos elementos mayores (Cr y Ni) sobre las familias de aceros inoxidables (Kotecki y Siewert, 1992).

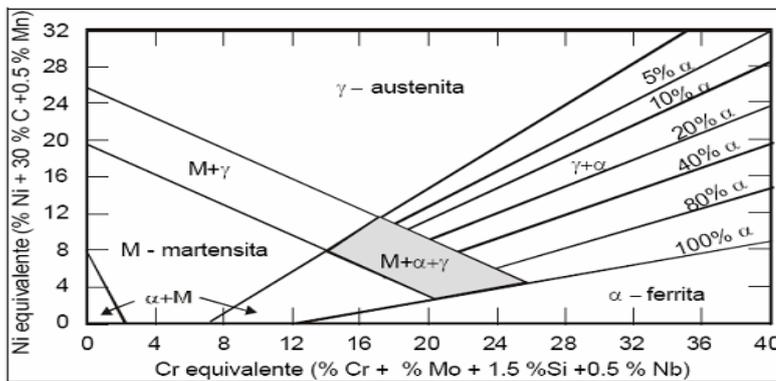


Figura 2.6. Diagrama de Schaeffler.

En los aceros inoxidables austeníticos el Ni equivalente es superior a 8, mientras que Cr equivalente es superior a 18, el material aportado puede presentar estructuras: austenítica, con pequeñas cantidades de martensita, austenítico – ferrítica, con algún contenido de martensita y austenítico – ferrítica.

La utilización de este diagrama no se limita a los austeníticos, sino que permite predecir otras estructuras derivadas de la composición química del material.

$$[\text{Cr}] = \% \text{Cr} + \% \text{Mo} + \% \text{Nb} + 1,5 \% \text{Si} + 2,27 \% \text{V} + 0,72 \% \text{W} + 2,20 \% \text{Ti} + 2,48 \% \text{Al} \quad (2.4)$$

$$[\text{Ni}] = \% \text{Ni} + 0,5 \% \text{Mn} + 30 [\% \text{N} - 0,02] + 0,41 \% \text{Co} + 0,44 \% \text{Cu} \quad (2.5)$$

2.7.1 Determinación del número de ferrita (FN)

Una limitación mayor en la constitución de los diagramas normalmente usados es el hecho que la influencia de unir los elementos en el volumen de la ferrita es independiente de la aleación en la composición y la presencia o ausencia de otros elementos unidos, los coeficientes constantes en el cromo y níquel reflejados en las ecuaciones 2.4 y 2.5. Esta restricción no representa muy bien la conducta real por ejemplo, el efecto de carbono está en dependencia de la formación de carburos o no en la aleación.

Los FNN - 1999 desarrollaron con los mismos datos la constitución del diagrama Welding Research Council, WRC - 1992, el mismo se realizó para reducir los errores en la predicción del FN (Vitek *et al.*, 2000).

$$\% \text{ Fe} = \% \text{ Ni} - \text{Ni}_{\text{máx}} \quad (2.6)$$

Donde:

$$\text{Ni}_{\text{máx}} = \frac{(C_r + 2 \cdot M_o - 16)^2}{12} - \frac{Mn}{2} + 30 \cdot (0,1 - C) + 12 \quad (2.7)$$

2.8. Cálculo de los regímenes de corte

Todas las probetas se someten al régimen de maquinado por lo que se asume la posibilidad de que en las superficies de las mismas haya estado presente el fenómeno de la acritud aunque en poca escala, por lo que se requieren condiciones intensas de evacuación del calor.

2.8.1. Velocidad de corte

Se define como velocidad de corte la velocidad lineal de la periferia de una herramienta acoplada a una máquina herramienta o la velocidad lineal del diámetro mayor que esté en contacto con la herramienta en la pieza que se esté mecanizando. Su elección viene determinada por el material de la herramienta, el tipo de material a mecanizar y las características de la máquina. Una alta velocidad de corte permite realizar el mecanizado en menos tiempo, pero acelera el desgaste de la herramienta.



La velocidad de corte se expresa en m/min. Esta depende de varios factores y en ningún caso se debe superar la que aconsejan los fabricantes de las herramientas.

$$V_c = \frac{\pi \cdot D \cdot n}{1000} \quad (2.8)$$

Donde:

V_c - velocidad de corte; m/min

D - diámetro de la pieza; mm

n - número de revoluciones; rev/min

1000 – factor de conversión

2.8.2. Tiempo de maquinado

Es el tiempo invertido por el operario en la ejecución del trabajo, también conocido por tiempo básico o tiempo total de maquinado.

$$T_m = \frac{L}{S \cdot n} \cdot i \quad (2.9)$$

Donde

L - largo del desplazamiento de la pieza (contando la entrada y salida; mm)

i - números de pasada

S - avance por minuto de la herramienta o pieza; mm/min

El largo del desplazamiento es:

$$L = l + Y + \Delta \quad (2.10)$$

l - largo de la pieza que se trabaja; mm

y - es la magnitud (el camino) de la entrada; mm

Δ - magnitud de la salida o carrera libre de la herramienta; mm

2.9. Cálculo de la velocidad del flujo en la línea

El fluido circula desde la salida de los calentadores hasta las bombas, el gasto del fluido es de 360 gpm y el diámetro interior de la tubería es de 106 mm. Con estos datos se puede determinar la velocidad del flujo en el tramo que comprende desde los calentadores hasta la entrada de los tanques flash, donde se encuentra ubicada la bomba (ecuación 2.11).



$$V = \frac{Q}{A} \quad (2.11)$$

Siendo

Q – gasto; m³/s

A – área de la tubería; m²

El área de la sección de la tubería se determina en función de los parámetros geométricos de esta, particularmente el diámetro de la tubería. La determinación de la sección circular de la tubería por donde circula el fluido, se puede realizar según la expresión siguiente

$$A = \frac{\pi \cdot D}{4} \quad (2.12)$$

Siendo D el diámetro interior de la tubería en mm.

2.10. Determinación de la velocidad de corrosión. Método gravimétrico

El método consiste en determinar la pérdida de peso que ha experimentado un determinado metal o aleación en contacto con un medio corrosivo, para poder determinar posteriormente la velocidad de corrosión, se puede calcular por la ecuación 2.13.

$$DP = \frac{P_i - P_f}{S \cdot T} \quad (2.13)$$

Donde:

DP - velocidad de corrosión; (g/m² h)

Pi - peso inicial; g

Pf - peso final; g

S - área del material expuesto al medio corrosivo; m²

t - tiempo de exposición de la muestra al medio corrosivo; h

Para el cálculo de la velocidad en mm/año se empleó la ecuación 2.14

$$DE = \frac{8,76 \cdot DP}{\rho} \quad (2.14)$$

Donde:

DE - velocidad de corrosión; mm/año

ρ - densidad del material; g/m³



La ecuación 2.15 permitió calcular el área de las volutas y la densidad del material.

$$A = \frac{\pi \cdot D^2}{4} \quad (2.15)$$

Donde:

$$\rho (\text{CrMnSiNi}_2) = (\text{Cr}) \cdot c(\text{Cr}) + (\text{Mn}) \cdot c(\text{Mn}) + (\text{Ni}) \cdot c(\text{Ni}) + (\text{Si}) \cdot c(\text{Si})$$

Donde:

c - composición química de cada elemento %

2.11. Conclusiones del capítulo 2

1. Quedan establecidas las técnicas experimentales que permitirán dar cumplimiento al desarrollo del trabajo, así como la caracterización de cada uno de los equipos y máquinas para validar los resultados a obtener.
2. Las ecuaciones desarrolladas permiten establecer el comportamiento de la susceptibilidad del acero a la corrosión, así como el empleo de diagramas para predecir el comportamiento de los elementos químicos [Cr] y [Ni] y la influencia de la FN del acero sometido a medio corrosivo.
3. Se estableció la metodología de cálculo para determinar los regímenes de corte empleado en el proceso de preparación para la observación metalográfica de las probetas empleadas en la experimentación.

Capítulo 3

Análisis de los resultados

CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

3.1. Introducción

Los aspectos relacionados con la capacidad de trabajo de los sistemas tribológicos están íntimamente relacionados con la calidad superficial, caracterizada por los parámetros geométricos (macrogeometría, ondulaciones y rugosidad superficial), las propiedades físico - química que determinan la interacción de campos de fuerza de los átomos superficiales con el campo de fuerza de las moléculas del medio exterior que se encuentran en contacto con la superficie del cuerpo sólido, las propiedades físico - mecánicas (endurecimiento, tensiones residuales, profundidad de la capa endurecida) las cuales tienen una incidencia directa en los fenómenos superficiales que se producen debido a la fricción y el desgaste.

La mejor combinación de los parámetros de calidad superficial le corresponde a aquel método de elaboración que como resultado del procedimiento físico o químico de deposición de los elementos necesarios y del tratamiento térmico final, garantice la estructura y propiedades físico – mecánicas adecuadas.

El objetivo del capítulo es realizar la valoración crítica de los resultados y a través de ella, explicar los fundamentos que dan solución al problema planteado a partir de la interpretación de las regularidades observadas.

3.2. Análisis de la composición química

El análisis químico se realizó empleando un Espectrómetro de Masa ESPECTROLAB 230 con electrodo de carbón bajo arco sumergido en atmósfera de argón en el Laboratorio del Taller de Fundición de la Empresa Mecánica del Níquel, Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche”, Moa. La composición química aparece en la tabla 3.1.

Tabla 3.1. Composición química del material de la voluta

Ni	Mo	Cr	Fe	W	Mn
50	15,0 - 17,0	14,5 - 16,5	4,0 - 7,0	3,0 - 4,5	1,0 máx
V	P	S	Si	Co	C
0,35 máx	0,04 máx	0,03 máx	0,08 máx	2,5 máx	0,01 máx

En los aceros inoxidable con un contenido de Cr mayor al 10,5 % no se puede excluir del todo la oxidación, hasta los aceros austeníticos con contenidos de Cr mayores al 20 % y de Ni mayores al 8 % pueden en ocasiones, debido a mal uso o por deficiencias constructivas, oxidarse.

La influencia de los elementos componentes en la aleación pueden resumirse como sigue: el elemento Ni como base es un elemento austenitizante y proporciona resistencia al desgaste abrasivo y erosivo a la vez, conjuntamente con el Cr y el Mo, aporta una gran resistencia a la picadura. El C además, constituye la base preferente para la obtención de los precipitados de carburo de Cr (lo carburos de mayor incidencia en la resistencia a desgaste son por este orden Cr, W, Mo y V.

Tanto el Ni como el Mo favorecen las propiedades antiagarramiento, el Nb favorece la formación de carburos y estabilidad de la matriz austenítica, todo lo cual incrementa la resistencia al desgaste del material.

Un 17 % de cromo, 50 % de níquel, 15 % de molibdeno más 3,2 % de cobre, le confieren una gran resistencia a la corrosión por agentes agresivos como cloruros y agentes reductores como ácido sulfúrico. Tiene gran resistencia a la corrosión por picaduras y a la corrosión bajo tensión producidas por cloruro. El contenido de cobre y níquel es responsable de la mayor resistencia al ácido sulfúrico reductor.

En estos aceros la adición de cromo proporciona una adecuada protección contra la oxidación hasta unos 760 °C, cuando se necesita alta resistencia a la oxidación a elevadas temperaturas y durante largos períodos de tiempo, se utilizan fundiciones blancas con un contenido en cromo entre 15 – 35 % (Davis, 1996).

3.3. Análisis de la influencia de la pulpa sobre el cuerpo de la bomba

La existencia de tensiones provoca la aparición de grietas superficiales que crecen hacia el interior en virtud de mecanismos de fatiga promovidos por la existencia de tensiones mecánicas, al mismo tiempo que inducen al desgaste acelerado de la superficie en el cuerpo de la bomba, fundamentalmente en la voluta y el rodete. Las figuras 3.1 (a, b, c, d, e y f), muestran que, consecuencia de estos cambios de

temperatura se produce el fenómeno de fatiga térmica por acumulación de deformación plástica.



Figuras 3.1. Efecto de la concentración de pulpa en el cuerpo de la bomba.

En las figuras observadas existe un ataque generalizado como consecuencia del efecto de la pulpa, la corrosión provoca una amplia zona atacada por las picaduras en la zona de contacto, y en aquéllas en las que no existe contacto entre los cuerpos.

En la zona donde tiene lugar el contacto entre la pulpa y la voluta, el ataque es más severo como resultado de los procesos de desgaste, cavidades y surcos producto de una adhesión profunda.

Es de significar, que ha sido reportado por la literatura (Shizhuo; Jiang Xia, 1999) que los iones cloruros, además de impedir la formación de capas estables de óxidos, provocan una gran fragilización en los aceros inoxidable y contribuyen de este modo a un incremento de las razones de desgaste. Producto del sinergismo es posible que en caso de los aceros inoxidable, el proceso de desgaste tiende a provocar continuamente la ruptura y remover esta capa, deja al sustrato metálico expuesto a la acción del medio agresivo, provocándose de esta forma un daño de mayor consideración (López *et al.*, 2005).

A esto contribuyen, como núcleo importante de picaduras, la ruptura de uniones adhesivas o microsoldaduras puntuales transferidas al material del contracuerpo, y que dejan poros y oquedades. En tal sentido, Burstein (2000) ha sugerido que durante el desgaste de aceros inoxidable austeníticos, la superficie rugosa resultante de la penetración de las asperezas de contracuerpo provee de las oclusiones necesarias para la generación de una grieta de picadura, el efecto es más severo si se trata de surcos y oquedades. La corrosión generalizada afecta más o menos por igual a todos los puntos de la pieza.

3.3.1. Análisis de la pulpa en los álabes

Durante la entrada del flujo en el rodete de una bomba se produce una aceleración que, cuando la presión es suficientemente baja, genera la formación de burbujas de vapor. Esto tiene dos efectos sobre el funcionamiento de la bomba; en primer lugar, la cavitación erosiona el rodete que, con el tiempo, lleva a su destrucción; en segundo lugar, cuando la cavitación es fuerte, disminuye la altura de elevación.

La figura 3.2 muestra el comportamiento de los álabes de la bomba Worthington, retirada de servicio por presentar problemas de cavitación.

Daño de agujero en los impelentes

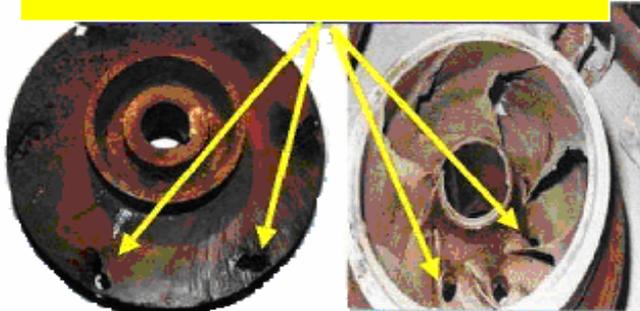


Figura 3.2. Impelentes dañado por efecto de la pulpa.

Las áreas más sensitivas al desgaste se observan en los lados de baja presión de los álabes del impulsor, cerca de los bordes de entrada. Sin embargo los daños en el impulsor pueden estar más o menos diseminados. Las picaduras también se han observado en otros puntos de los álabes de impulsión, en los álabes difusores y en la periferia del impulsor. La cavitación ha sido severa para producir perforaciones y dañar los álabes hasta un grado que hace que el impulsor sea completamente inefectivo.

3.4. Análisis de la metodología de maquinado

En el capítulo 2, epígrafe 2.6, se abordó el corte de la probeta, este se realizó en una fresadora vertical, el tiempo consumido para esta operación fue de 14 min, teniendo en cuenta la cantidad de muestras, (cuatro), el tiempo total de la operación es 16 min. El corte manual de las muestras se realizó con una segueta, la misma tiene un precio de 1,20 CUC.

3.4.1. Análisis de la velocidad de corte

A partir de $n = 150 \text{ rev/min}$ y $S = 0,2 \text{ mm/rev}$, ambos valores prefijados por las características del material a maquinar y la ecuación 2.5 se tiene que la velocidad empleada será de $7,065 \text{ m/min}$. Esta permite establecer un período de vida más prolongado de la herramienta y ahorrar recursos materiales, si se tiene en cuenta que los aceros inoxidables por poseer mayor ductibilidad tienden a la abrasión en el filo de la herramienta.

3.4.2. Análisis de la profundidad de corte

Según la ecuación 2.6, la profundidad de corte es 32 mm, ya que las dimensiones de las probetas es de 15 X 15 X 32 mm, con dimensiones normalizadas. La profundidad de la capa cortada, si es demasiado grande, ocasiona el calentamiento excesivo de la parte cortante, desgaste del filo, provoca pérdida de tiempo en el operario y disminuye la vida de la herramienta, se recomienda pocas profundidades de corte en materiales que generan excesivo calor por fricción durante el maquinado,

3.4.3. Análisis del tiempo de maquinado

Para obtener el tiempo que se emplea durante la operación de corte de las probetas en la sierra teniendo en cuenta las dimensiones de las mismas se tiene en un tiempo de 2 minutos, sin considerar los gastos de tiempos como tiempos auxiliares.

3.5. Análisis de la microestructura

La estructura metalográfica presentada en el epígrafe 2.4 del capítulo II, se corresponde con una estructura de matriz austenítica. Sare (1979) indicó que la matriz juega un papel fundamental en la tenacidad al desgaste en los aceros inoxidable, ya que dificulta la propagación de las grietas de unos carburos a otros, se considera además que las fundiciones de matriz austenítica poseen mayor tenacidad a fractura que las fundiciones de matriz martensítica (Zhang, 2001). Las estructuras de las figuras 3.3 se corresponden con la estructura del cuerpo de la voluta.

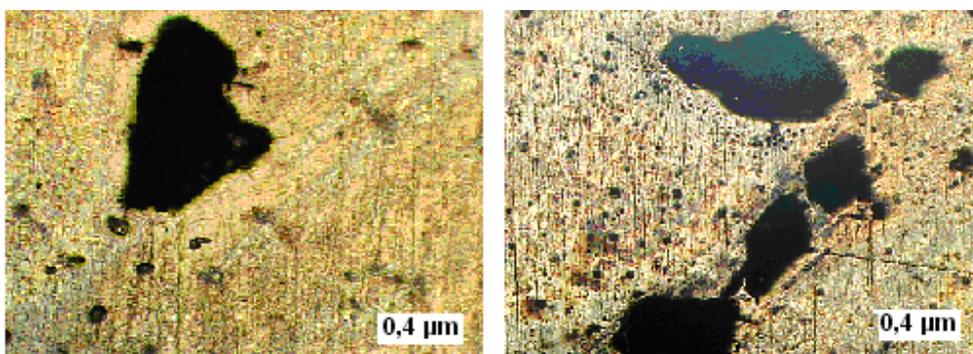


Figura 3.3. Cavidades en el interior de la voluta.

Las cavidades originadas en el interior del cuerpo se debe a la variación de tensiones en las capas superficiales, esto trae como consecuencia la aparición del fenómeno de la fatiga superficial; el cual es similar a la rotura por fatiga volumétrica de los cuerpos sólidos.

Producto de la carga normal y en dependencia de las propiedades mecánicas de los cuerpos sólidos en contacto se produce la penetración de las asperezas del cuerpo más duros o resistentes en las capas superficiales del cuerpo menos duro o resistentes. Al producirse el movimiento relativo y debido a que las tensiones producto de la carga normal sobrepasan el límite de resistencia del material menos resistente se produce el microcorte de la superficie.

Las grietas están consideradas dentro de los defectos en las piezas, las más peligrosas, ya que las mismas se propagan en toda la superficie, pueden ser macroscópica o microscópica como la que aparecen en la figura 3.4 y que se encuentran presentes entre otros en los defectos del material.

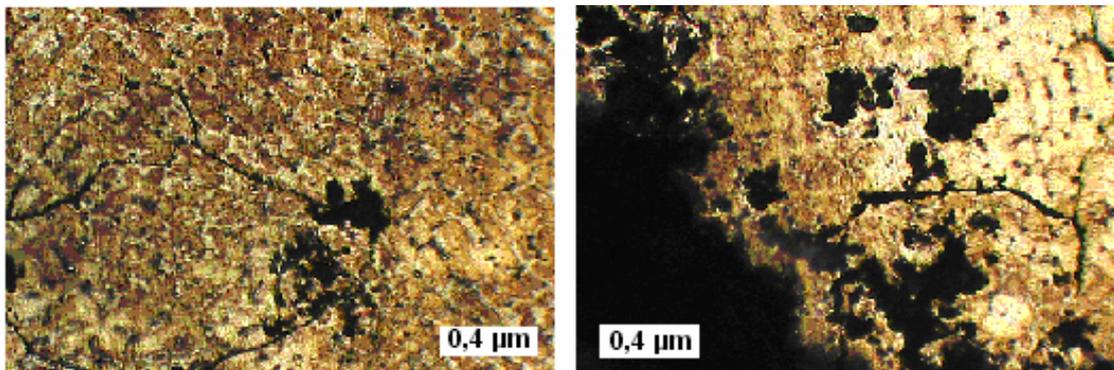


Figura 3.4. Grietas intercristalinas en el cuerpo de la voluta.

Según Beeley (1972); Flemings (1974), este mecanismo básico de fatiga superficial es el resultado de fisuras iniciado dentro de la masa del material. Las grietas superficiales se deben a las grandes tensiones de contacto que producen la fatiga de las capas superficiales o a defectos superficiales producto del proceso de elaboración mecánica o de montaje. La fatiga que se origina desde una grieta subsuperficial, ocurre debido a alta concentración de tensiones en puntos o planos defectuosos, esta grieta se propaga paralela a la superficie hasta brotar en la misma.

Los principales factores que ocasionan desgaste por erosión (figura 3.5), son la velocidad y el bajo impacto cuando el movimiento es paralelo a la superficie. Este desgaste depende de la dureza de las partículas y en muchas ocasiones también de los filos que estas presentan. Las partículas abrasivas pueden estar suspendidas o conducidas por un fluido (agua o aire) o pueden fluir por su propio peso (canal de arena).

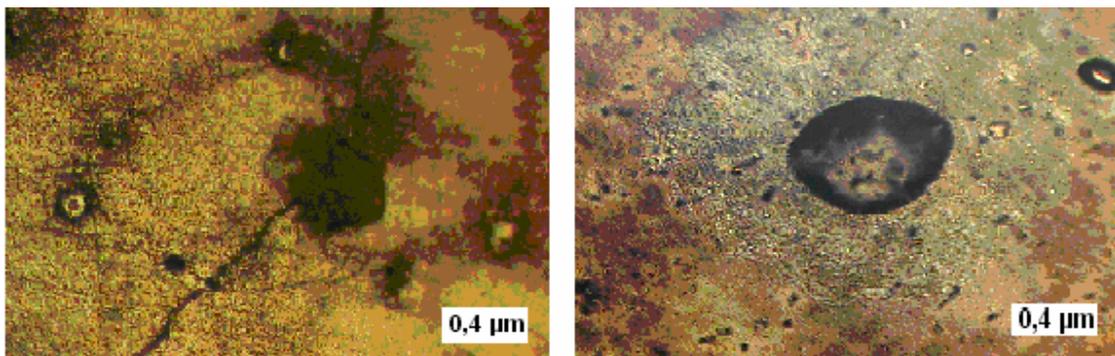


Figura 3.5. Desgaste por erosión en los álabes.

A diferencia de la abrasión, en la erosión, el elemento abrasivo, en este caso la gravilla, es proyectado por la pulpa contra la superficie de los álabes, así parte de la energía cinética es absorbida por la pieza, causando deformación elástica o remanente en función del grado de tenacidad del metal, y la otra es absorbida por la partícula abrasiva, ya sea como velocidad de rebote o energía que lleva a la partícula a fracturarse.

En la figura 3.6 se muestra otro defecto determinado en la punta del álabe del impelente, fabricado también de Hastelloy C.

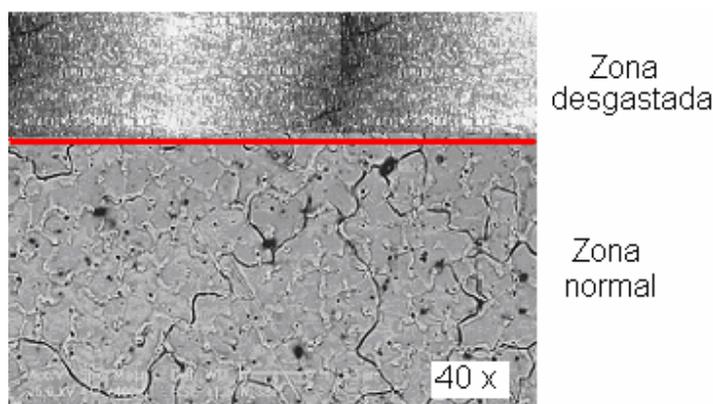


Figura 3.6. Zona desgastada en la punta del álabe.

En esta muestra del material de la punta del álabe, en la parte superior, se puede observar que presenta desgaste en relación con la microestructura del material. El mecanismo de rayado, es el proceso que desplaza material hacia las orillas formando un surco, esto ocurre con cargas ligeras y sin provocar la pérdida de material o partículas de desgaste, el daño ocurre cerca de la superficie del material por el trabajo en frío, formando una dislocación; si posteriormente se trabaja sobre la superficie, ocurre el desprendimiento de material, pero esto será por el mecanismo de microfractura, debido al endurecimiento de la superficie.

3.6. Análisis por el diagrama de Schaeffler

La utilización de este diagrama no se limita a los austeníticos, sino que permite predecir otras estructuras derivadas de la composición química del material, la utilización del diagrama, como resultado final es solo una curva, cuyos puntos determinan el porcentaje de ferrita presente en una aleación en función de la relación del Cromo equivalente y del Níquel equivalente [Cr] y [Ni]. Es una aproximación muy aceptable dado que se consideran casi todos los elementos de aleación en la determinación de los equivalentes de Cromo y Níquel. La determinación de ferrita usando el diagrama es fácil y bastante preciso, siempre que se disponga de un análisis químico confiable.

Para el caso de la voluta el [Cr] tiene un valor de 17,5 y el [Ni] 50 %, por los resultados es un acero del tipo austenítico. Un problema que debe tenerse presente con los aceros austeníticos es su baja resistencia a la corrosión bajo tensión en ambientes con iones cloruro, aún en la presencia de trazas de iones cloruros.

Las tensiones residuales existentes en el material promueven la corrosión bajo tensión, este efecto es localizado y opera en ausencia de corrosión generalizada, el agrietamiento ocurre en forma transgranular con escasa o nula deformación plástica y a menudo con efectos catastróficos, ocurre en los aceros que contienen Ni y con el mayor riesgo en aceros con los porcentajes usuales de Ni. Los remedios no son simples, porque consisten en reducir tensiones en los mismo

La ferrita no es obtenible en todas las aleaciones inoxidables con níquel, para el Hastelloy C que es el material de la voluta el FN es de 13 por ciento. Está considerado por la literatura (Das y Albert, 2005) niveles de ferrita de 5 a 10 % o más en soldaduras o fundiciones pueden ser bastante beneficiosas en la reducción de grietas.

3.7. Determinación de perfiles de microdurezas

Los perfiles de microdurezas (figura 3.7), se realizaron con al menos tres mediciones a cada muestra con cargas de 50 y 70 g. Se seleccionó la muestra de la voluta que estaba expuesta al medio y presenta mayor desgaste.

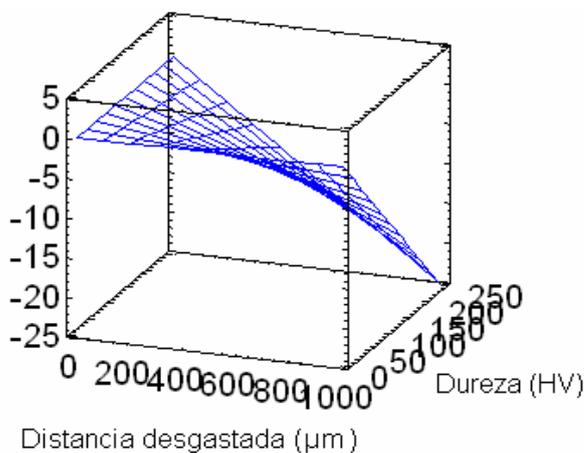


Figura 3.7. Perfiles de microdureza en las zonas desgastadas.

Como muestra la figura existe incremento de la dureza en la medida que ejerce influencia la pulpa en la superficie del cuerpo de la voluta, para una distancia de medición de superficie desgastada de 800 μm hay una microdureza aproximada de 220 HV, esto puede estar atribuido a la resistencia que ofrece la capa pasivadora de cromo durante la fricción deslizando como resultado de las deformaciones en esta zona de contacto. Se ha de significar que producto al deslizamiento de la pulpa sobre el material provoca el efecto de la deformación plástica, presentándose, el mecanismo de endurecimiento de deformación (acritud).

3.8. Análisis del caudal en relación al tiempo de trabajo

Cuando se transportan fluidos no newtonianos, y hay presentes partículas sólidas, donde se aumenta considerablemente el valor de la velocidad de la pulpa, las

pérdidas de carga o presión van a crecer y llegar a valores que pueden ser inadecuados, la velocidad del fluido incide en el comportamiento del sistema, un fluido al estar compuesto por partículas provoca desgaste acelerado. En la figura 3.8 se muestra el comportamiento del caudal con relación al tiempo de trabajo.

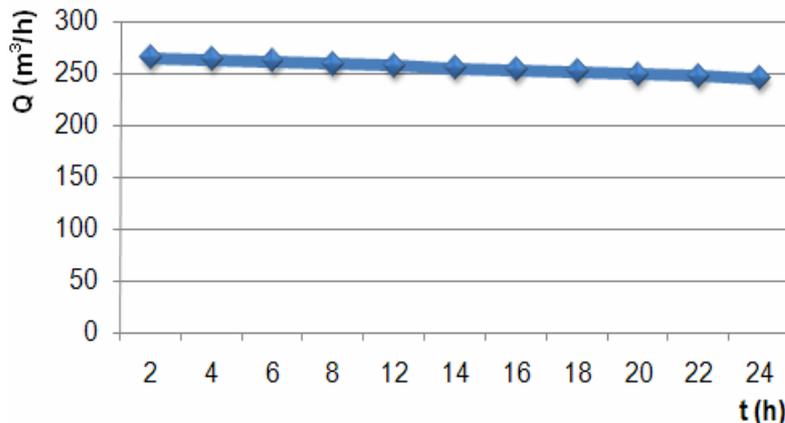


Figura 3.8. Comportamiento del caudal con relación al tiempo de trabajo.

Como puede notarse en el gráfico los valores de tiempo para el caudal tienden a disminuir a medida que aumenta el tiempo de desgaste. Este comportamiento obedece al hecho de que al aumentar el desgaste en la carcasa: 1) aumenta el caudal de recirculación; y puesto que la energía que se le comunica a este caudal no es aprovechada, se tienen entonces mayores pérdidas volumétricas, 2) aumenta el choque entre sí de las partículas del fluido ya que se originan torbellinos debido a la deformación de la superficie interna de la carcasa; esto se traduce en un incremento de las pérdidas hidráulicas, las cuales disminuyen la energía específica útil que la bomba comunica al fluido, es decir, la altura efectiva.

3.8.1. Análisis del caudal en relación al peso de la voluta

Investigaciones previas sobre desgaste como Addison (1996), determinaron que la tasa de variación del peso de un componente por efecto del desgaste, se comporta de manera aproximadamente lineal según la concentración de sólidos en suspensión de la mezcla con que se trabaje. Esto permite entonces obtener la tasa real de desgaste. La figura 3.9, muestra la variación del caudal en función del peso de la voluta.

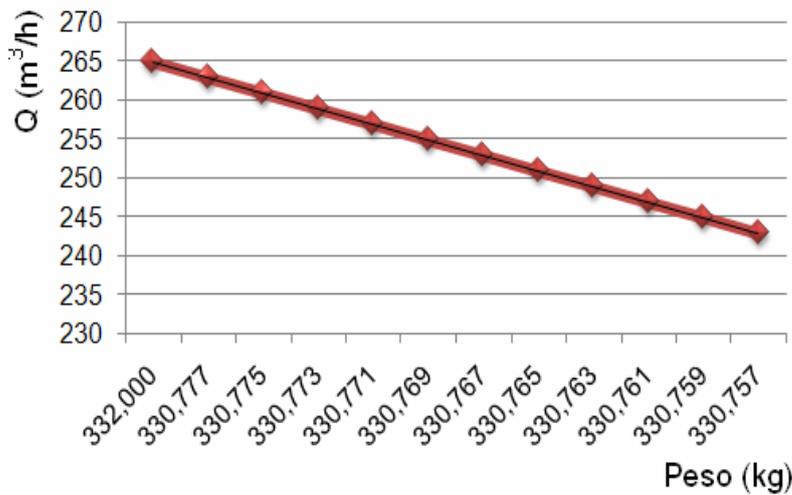


Figura 3.9. Variación del caudal en relación al peso de la voluta.

Como muestra la figura 3.9, la variación del espesor de pared no es igual en los diferentes puntos, esto indica que el desgaste a lo largo del recorrido de los 360° que definen la carcasa no sea uniforme, ni a lo ancho de la misma, observándose disminución del caudal en la misma medida que la voluta pierde peso, esto está motivado por la tasa de desgaste que ha ido presentando por la acción de la pulpa sobre la superficie.

3.9. Propuesta de material para la fabricación de los álabes de la bomba

En consideración a las paradas continuas que generan la rotura de las bombas Worthington en el proceso de producción que lleva consigo la planta de sulfuro, se ha analizado la propuesta de un nuevo material para la sustitución de los álabes del impulsor, para ello como material se ha escogido una aleación de titanio, la cual fue sometida a proceso de análisis para evaluar sus propiedades físico mecánicas y metalúrgicas. La composición química del titanio según las normas UNE - 7301, ISO 5832 – 3 y ASTM F 36, se muestra en la tabla 3.2. Su composición química puede variar dependiendo del fabricante.

Tabla 3.2. Composición química de la aleación TI - 6 AL - 4V

Norma	Composición en % de masa							
	Al	V	Fe	C	O	N	H	Ti
UNE - 7301	5,5-6,5	3,5-4,5	0,25	0,08	0,13	0,05	0,012	Resto
ISO 5832 - 3	5,5-6,75	3,5-4,5	0,25	0,08	0,13	0,05	0,012	Resto
ASTM F 36	5,5-6,5	3,5-4,5	0,25	0,08	0,13	0,05	0,012	Resto

Según las normas relacionadas anteriormente, la composición química se corresponde con la aleación TI - 6 AL - 4V, denominada también Ti grado 5, según norma ASTM B 367), es una aleación del tipo α/β y es el material de mayor producción dentro de las aleaciones de Ti. La microestructura de la figura 3.10 se corresponde con la de la aleación que se propone para la fabricación de los álabes.



Figura 3.10. Microestructura del tipo α de la aleación TI - 6 AL - 4V.

Dentro de las diferentes aleaciones de titanio que existen, según Zackrisson *et al.* (2000); Herr *et al.* (2001), las aleaciones α son las que mejor resistencia a la corrosión poseen, además son menos susceptibles a oxidarse.

3.10. Valoración económica

Al abordar el aspecto económico considerando el retiro de las bombas de la línea de pulpa, se tuvo en cuenta las incidencias económicas que generaban las mismas por fallos que provocan, estos resultados como se muestran en la tabla 3.3 se analizaron teniendo en cuenta por concepto de gasto de materiales y afectaciones a la producción.

Tabla 3.3. Efecto económico por fallos de las bombas

Gasto material		
Denominación	Códigos	Costo USD
Bomba	10100235999	82556,0182
Impelente	10100235016	26403,0125
Voluta	10100235026	32560,0130
Aros	10100235003	5353,46
Total gasto material en 365 días: 146 872, 5037 USD		



A esto se le añade los gastos realizados por concepto de reparaciones en el taller central de mantenimiento de la Empresa “Pedro Sotto Alba”, en el año actual el importe ascendió a 3327,66 USD.

Costo total: 150 200, 1837 USD

Afectaciones a la producción por causa de la **bomba 194 – PU – 1**

Enero 10, 2011

Se cambió la bomba, esta presentaba incrustaciones en el impelente. Cuando se realiza la prueba de capacidad presenta altas vibraciones a 1 % de rev/min lo que indica desbalance. Se hace necesario desmontar y montar otra bomba. Fuera de servicio 8 h

Febrero 3, 2011

Se obstruyó el aro de desgaste de la voluta, por lo que se sustituyó.

Fuera de servicio 8 h

Febrero 28, 2011

El día 2/02/11 se obstruyó el aro de desgaste de la voluta. Se sustituyó.

Fuera de servicio 8 h

Marzo, 2011

Sale de operaciones el día 7/03/11 al presentar ruidos anormales, altas vibraciones, salidero de aceite y avería en el sello mecánico. Se sustituyó por otra que arrancó con altas vibraciones y baja eficiencia.

Fuera de servicio 8 h

Abril 1, 2011

Se sustituyó por presentar ruidos anormales después de instalarse en operaciones. Al desmontarla se encontraron varios pedazos de costra en el interior de la bomba.

Fuera de servicio 8 h

Mayo, 2011

Sale de operaciones el día 13/04/11 por altas vibraciones y pérdida de eficiencia por lo que se sustituyó.



Fuera de servicio 8 h

Junio 1, 2011

Se sustituyó por presentar baja eficiencia.

Fuera de servicio 8 h

Julio 4, 2011

Se desmonta la bomba y se traslada al taller central por presentar baja eficiencia, se realiza una calibración del sistema de ajuste y se monta.

Fuera de servicio 8 h

Julio 18/06/11 y 21/06/11, 2011

El día 18/06/11 se sustituyó por presentar altas vibraciones. El día 21/06/11 se sustituye por baja eficiencia.

Fuera de servicio 16 h

Agosto 5, 2011

Se realiza cambio de bomba al presentar altas vibraciones.

Fuera de servicio 8 h

Agosto 31, 2011

Se realiza cambio de bomba por presentar baja eficiencia, dada por alto nivel de encostramiento en el impelente.

Fuera de servicio 8 h

Septiembre 30, 2011

La bomba se obstruyo, partiéndose el entre dos y averiándose el sello, se produce un incendio insignificante.

Fuera de servicio 8 h

4 Octubre, 2011

Cambio de bomba por alteraciones en los niveles de vibración y pérdida de eficiencia.

Fuera de servicio 8 h

Horas perdidas: 112

Mineral dejado de procesar: 929,6 tm (1024,047 t)



Precio actual de la tonelada de Ni 17 955 USD

Por 112 horas perdidas en 365 días existe una pérdida de 18 386 763, 885 USD.

3.11. Valoración del impacto medio ambiental

En la Industria del Níquel en Cuba resulta de gran aplicación el transporte hidráulico y neumático, diferenciándose entre la tecnología ácida y la amoniacal.

En la tecnología ácida el mineral se alimenta a la industria en forma de pulpa, en esta situación el transporte hidráulico adquiere ventajas respecto a otras formas, es así como el mineral se transporta por varios kilómetros a presión o por gravedad hasta la industria ,y ya dentro de ella, continúa aplicándose el hidrotransporte.

Entre los impactos permanentes causados por la industria en los años de explotación se encuentra la pulpa, que contaminan el entorno y en muchos casos contienen material o componentes tóxicos. Por otra parte, el volumen de pulpa continuará creciendo en el futuro. Por todo ello, una medida para este impacto consideramos que es el incremento de los estudios y aplicación de los procesos de tratamiento de este tipo de material.

En las plantas de procesamiento de minerales también se generan grandes cantidades de residuales líquidos que contaminan las aguas. Cuba por ser una isla larga y estrecha hace que la contaminación que se produce en las cuencas hidrográficas se traslade rápidamente a la zona costera y por tanto estos también deben ser incluidos.

Además en las tareas de decisión y solución de los problemas generados por la contaminación se requiere emplear técnicas participativas de la comunidad y de las entidades implicadas en su generación y de ello, aparece la recomendación de la preparación de profesionales y el desarrollo de acciones para aplicar el manejo integrado de las zonas costeras, las cuencas hidrográficas y las zonas protegidas, en las zonas susceptibles de ser impactadas por el desecho de este material.

En la actividad extractiva como en otras actividades económicas deben tomar parte cada vez más la comunidad. La comunidad tiene que encontrarse informada



de las actividades y riesgos que implican para ellos las decisiones que le conciernen.

En el proceso de maquinado se producen gran cantidad de desechos sólidos, estos desechos en forma de virutas al ser depositados en un lugar específico alteran el equilibrio de ese pequeño ecosistema, ya que en su composición poseen elementos que pueden ser lixiviables, bajo la acción de las temperaturas altas y las lluvias, pasan a las aguas subterráneas contaminándolas. Además en el taller se consume una gran cantidad de energía eléctrica, la cual se toma de la red nacional convirtiéndose en gasto de combustible y contaminación atmosférica debido al proceso de combustión para generar energía.

3.12. Conclusiones del capítulo 3

- ❖ La aleación Hastelloy C presenta buena resistencia al desgaste, sin embargo la pulpa presenta propiedades abrasivas que al entrar en contacto con la superficie provoca deterioro en la voluta.
- ❖ Los efectos de la pulpa sobre el material de la voluta genera efectos negativos como: cavidades en el interior de la voluta, grietas intercristalinas en el cuerpo de la voluta y desgaste por erosión en los álabes.
- ❖ Los efectos del desgaste según el tiempo de trabajo de las bombas Worthington provocan disminución en el caudal de la misma convirtiéndose los mismos en pérdidas hidráulicas.



Conclusiones Generales

- ❖ En las micrografías y macroestructuras, se pudo determinar que existe en la voluta y los álabes de la bomba defectos combinados que provocan el desgaste acelerado producto de la fricción en el sistema, pero que a la vez esta fricción incrementa la dureza en las capas por el fenómeno de acritud.
- ❖ La voluta sufre un proceso de abrasión por arranque, el cual provoca pérdida de material en la superficie interna de la misma. Esta pérdida de material hace que el peso de la carcasa disminuya, así como el caudal siguiendo un patrón aproximadamente lineal en función al tiempo de desgaste.
- ❖ La incidencia económica en la que incurren las roturas de la bomba Worthington son elevadas considerando el precio actual de la tonelada de Ni que es de 17 955 USD y para 112 horas perdidas en 365 días existe una pérdida de 18 386 763, 885 USD.
- ❖ Las roturas de la bomba Worthington traen consigo serias afectaciones al medio ambiente, las mismas al ser vertidas al medio contaminan el hábitat de de diferentes especies, pero además estos desechos dañan también las aguas costeras.



Recomendaciones

- ❖ A partir de la propuesta de material realizado en la presente investigación, analizar las condiciones físicas mecánica y metalúrgica para ser empleadas como álabes en la bomba Worthington.
- ❖ Considerar en futuras investigaciones el efecto de la granulometría de la pulpa, la cual, por presentar partículas de arenas, actúa sobre el material de los álabes y la voluta como un abrasivo de mayor dureza desgastándolos.
- ❖ Analizar considerando la Mecánica de los Fluidos la incidencia de la pérdida de peso en las volutas para la eficiencia del trasiego de la pulpa.

Referencias bibliográficas



Bibliografía

1. Addison, H., Centrifugal and other Rotodynamics pumps. Editorial Chapman & Hall. London. 1996.
2. Albert, S., "Characterization of Nickel Based Hard facing Deposits on Austenitic Stainless Steel", Surface Engineering. 21 (4) 290 – 295, 2005.
3. Armas, F.; Bettin, O.; Álvarez-Armas, I.; Rubiolo, G., Strain aging effects on the cyclic behaviour of austenitic stainless steels, Journal o Nuclear Materials, Elsevier Science Publishers. 155 (157) 644 – 649, 1988.
4. Askeland, D. La Ciencia e Ingeniería de los materiales. Grupo Ed. Iberoamérica, México, 1998.
5. Apraiz J. Aceros Especiales, Editorial Dossat S. A., Madrid, 1975.
6. Avery, H., Materials for de Mining Industry Climax Molybdenum Co., Vail, CO, 43 – 77, July 1974.
7. Bedolla-Jacuinde, A.; Arias, L.; Hernandez, B., Kinetics of Secondary Carbides Precipitation in a High-Chromium White Iron Journal of Materials Engineering and Performance. 12 (4) 371 – 382, 2003.
8. Beeley, P., Foundry Technology, Butterworths, 1972.
9. Belzunce, F., Aceros y Fundiciones. Estructuras, Transformaciones, Tratamientos Térmicos y Aplicaciones. Universidad de Oviedo, 2001.
10. Biner, S.; Can, B., Metall. Q., 24 (7) 155 - 167, 1985.
11. Burgan, B.; Baddoo, N.; Gilsenan, K., Structural design of stainless steel members comparison between Eurocode 3, Part. 1.4 And test results. Journal of Constructional Steel Research. 54 (32) 51 – 73, 2000.
12. Burstein, G., Effect of Impact Angle on the Slurry Erosion – Corrosion of 304 L Stainless Steel", Wear 240, pp 80 – 94. 2000.
13. Bleich, F., Buckling Strength of Metal Structures. McGraw-Hill Book Company, New York. 1952.
14. Breton, H., Defectos de las piezas de fundición, Ediciones URMO, 1965.
15. Bruschi, S.; Poggio, S. Quadri, F. Tata, M. Workability of Ti – 6 Al – 4 V alloy at high temperatures and strain rates, Materials Letters 58 (12) 3622 – 3629, 2004



16. Calvo, F., Metalografía Práctica Ed. Alambra, 1971.
17. Callister, W., Ciencia e Ingeniería de los Materiales I. Ed. Reverté, S.A., 1999.
18. Callister, W., Materials Science and Engineering. An Introduction. Fifth Edition. Department of Metallurgical Engineering. University of Utah. John Wiley & Sons, Inc. 8195 pp. 2000.
19. Casanovas, J.; Alemán, C., Introducción a la Ciencia de los Materiales, pp 313 – 315 Ed. Cálamo, Barcelona, 2002.
20. Colombier, L.; Hochmann, J., Aciers inoxydables, aciers refractaires. París 1955.
21. CORP, R., Titanium Alloy Ti – 6 Al – 4 V. 2004.
22. Cherkasski, V., Bombas, ventiladores y compresores. Ed. MIR. Moscu, 1986.
23. Davis, J., Cast Irons, ASM International, United States of America, pp 107 - 123, 1996.
24. Davies, A.; Griffith, D., Shear strength of steel plate girders. Proc Instn. Civ. Engrs. Structs & Bldgs. 134 (111) 147 – 157, 2002.
25. Di Caprio, G. Notas históricas y de producción sobre los aceros inoxidable. En: Los aceros inoxidable. Grupinox: Barcelona. 1999a.
26. Dogan, Ö.; Hauk, J., Laird II G Solidification Structure and Abrasion Resistance of High Chromium White Irons Metallurgical and Materials Transactions A; 28A (12) 25 – 30, 1997.
27. Durman, R., PhD thesis, University of Aston, UK, 1970.
28. Dutkiewicz, J.; Czeppe, T.; Morgiel, J., Effect of titanium on structure and martensitic transformation in rapidly solidified Cu-Al-Ni-Mn-Ti alloys. Materials Science and Engineering. 273 (275) 703 – 707, 1999.
29. Fewell, M.; Mitchell, D.; Priest, J., The nature of expanded austenite, Surface and Coatings Technology. 131 (15) 300 – 306, 2000.
30. Fukaura K.; Yokoyama Y.; Yokol, D.; Tsujii, N.; Ono, K., Fatigue of Cold-Worked Steels: Effect of Heat Treatment and Carbide Morphology on Fatigue Crack Formation, Life, and Fracture Surface Observations Metallurgical and Materials Transactions A. 35A (25) 1 289 – 1 300, 2 004.



31. Gardner, L.; Nethercot, D., Improved efficiency for stainless steel structures. Proceedings of the International Iron and Steel Institute World Conference 2002: Steel in Sustainable Constructuion. Edited by Sansom, M. Luxemburg Congrèso Luxemburg. 75 – 80. 2002.
32. Guitar, M.; Duarte, M.; Montero, D., Comportamiento frente al desgaste y corrosión de un acero inoxidable AISI 304 nitrurado por plasma, In: Actas de las Jornadas SAM / Congreso CONAMET / Simposio Materia 2003, pp. 722 – 725, Bariloche, Argentina, 17 21 Noviembre 2003.
33. Hann, S.; Gates, K., Transformation Toughening White Cast Iron Journal of Material Science. 32 (11) 1249 – 1259, 1997.
34. Hochmann, J., Aceros inoxidables, Aceros refractarios. Ediciones URMO, España, 1968.
35. Johansson, B.; Olsson, A., Current design practice and research on stainless steel structures in Sweden, , Journal of Constructional Research. 54 (21) 3 – 29, 2000.
36. Kootsookos, A.; Gates, J.; Eston, R., Cast. Met, 7, 239 – 246, 1995.
37. Kuhlman, G., Forging of Titanium Alloys, in: ASM HANDBOOK: Forming and Forging. 14 (12) 589 – 628, 1996.
38. Khanna, A., High Temperature Oxidation and Corrosion ASM International, United States, 2002.
39. Lankford, W., The Making, Shaping and Treating of Steel Association of Iron and Steel Engineers; USA, 1985.
40. Leyens, C., Titanium and Titanium Alloys. 2003.
41. Li Shizhuo y Jiang Xia., Effect of Environmenta Embrittlement on Wear Resistance of Alloys in Corrosive Wear”, Wear 225 - 229, pp 1025 – 1030, 1999.
42. Liu, X., Chu, P.; Ding, C., Materials science and engineering. 47 (5) 49 – 121, 2004.
43. Lütjering, G., Engineering Materials and Process: Titanium, New York, pp. 203 – 250. 2007.



44. Menthe, E.; Rie, K., Further investigation of the structure and properties of austenitic stainless steel after plasma nitriding. *Surface and Coatings Technology*. 116 (119) 199 – 204, 1999.
45. Nho-Kwang Park; Jong-Taek Yeom; Young-Sang Na., Characterization of deformation stability in hot forging of conventional Ti – 6Al – 4V using processing maps, *Journal of Materials Processing Technology*. 130 (131) 540 – 545, 2002.
46. Nylon, D.; Froes, F.; Gardiner, R., Developments in titanium alloy casting Technology. *Journal of Metals*. February, 35 – 45, 1983.
47. Pearce, J., *Trans. AFS*, 92, 599 – 622, 1984.
48. Pero-Sanz, J.; Verdeja, J., Solidificación y Transformaciones en el Sistema Fe – C – Cr. Bases para el Diseño por Propiedades de sus Aceros y Fundiciones Ternarias RDM Revista de Minas, 1994.
49. Peters, M.; Lütjering, G.; Ziegler, G., Control of Microstructures of ($\alpha + \beta$) Titanium Alloys. *Eingegangenam*. 12, Julio. 1982.
50. Picu, R.; Majorell, A., Mechanical behavior of Ti – 6 Al – 4 V at high and moderate temperatures - Part II: Constitutive modeling, *Materials Science and Engineering*. 3 (26) 306 – 316, 2002.
51. Radulovic, M.; Fiset, M.; Peev, K.; Tomovic, M., *Mater. Sci.*, 29, 5085 – 5094, 1994.
52. Rack, H.; QAZI, J., Titanium alloys for biomedical applications. *Materials Science and Engineering C*. 26 (12) 1269 – 1277, 2006.
53. Real, E., Estrada, I.; Mirambell, E., Experimental and numerica investigation on shear response of stainless steel plated girders. *Proceedings of the third European Conference on Steel Structures*. Coimbra, September 2002.
54. Rodríguez, C.; Yépez, U., Tratamientos Térmicos y relación microestructura dureza en una aleación Ti - 4 - 5Al - 3V. *Rev. Fac. Ingeniería*. 13 (2) 32 – 37, 1998.
55. Sare, I., Abrasion Resistance and Fracture Toughness of White Cast Irons *Metals Technology* 412 – 419; November 1995.



56. Sare, I., Abrasion Resistance and Fracture Toughness of White Cast Irons Metals Technology pp 412 – 419, 1997.
57. Semiatin, S.; Seetharaman, V.; Weiss, I., Hot workability of titanium and titanium aluminide alloys—an overview, Materials Science and Engineering. 24 (3) 1 – 24, 1998.
58. Sorell, G., The role of chlorine in high temperature corrosion in waste to energy plants, Materials at High Temperatures. 14 (3) 137 – 150, 1997.
59. Smith, W., Fundamentos de la Ciencia e Ingeniería de Materiales Mc Graw Hill, Madrid, 1998.
60. Shah, A.; Kulkarni, G.; Gopinathan, Y.; Kiushnan, R., Determination of activation energy ometry, Scripta Metallurgica et Materialia. 32 (9) 1353 – 1356, 1995.
61. Tabrett, C.; Sare, I., Fracture Toughness of High-Chromium White Irons: Influence of Cast Structure Journal of Materials Science. 3 (2) 2069 – 2077, 2000.
62. Tabrett, C.; Sare, I.; Ghomashchi, M., Microstructure-Property Relationships in High Chromium White Iron Alloys International Materials Reviews. 41 (2) 45 – 52, 1996.
63. Titanium. A technical guide. International, M. J. D. A. 2000.
64. Turiño, I., Determinación aproximada de la característica de funcionamiento de una bomba centrifuga. Centro azúcar, No.1, 1994.
65. Trojan, P., Metals Handbook, Vol.15, 9th Edition, 88 – 97, 1988.
66. Yu, C.; Yang, L.; Shen, C.; Luan, B.; Perng, T., Corrosion behaviour of thermohydrogen processed Ti – 6Al – 4 V, Scripta Materialia. 56 (23) 1019 – 1022, 2007.
67. Zum Gahr, K., Metallkd. 71, 103 – 109, 1980.
68. Zhang, M.; Kelly, P.; Gates, J., The Effect of Heat Treatment on the Toughness, Hardness and Microstructure of Low Carbon White Cast Irons Journal of Materials Science. 36 (15) 3865 – 3875, 2001.



69. Wayman, C., Phase transformations, nondiffusive, en Physical Metallurgy. 3ª edición. Capítulo 15, Ed. R.W Cahn y P. Haasen, Elsevier Science Publishers BV, 1031 – 1074. 1983.