



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: Efecto de la corrosión en la cuña de la válvula “top flow” fabricada de acero inoxidable

Autor: Roberto Almaguer Escobar

Tutores: M.Sc.: Tomás Fernández Columbié

M.Sc.: Isnel Rodríguez González

Téc. Espec. Estevan Martínez Blazquez

Ing. Yony Medina Olivares

Moa /2010

“Año 52 de la Revolución”



Declaración de Autoridad

Yo: Roberto Almaguer Escobar

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

Roberto Almaguer Escobar

MSc. Tomás Fernández Columbié

MSc. Isnel Rodríguez González

Ing. Yony Medina Olivares

Téc. Espec. Estevan Martínez Blazquez



Agradecimientos

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

A mis tutores por confiar en mí en la realización de este trabajo, MSc. Tomás Fernández Columbié e Isnel Rodríguez González, el ing Yony Médina Olivares y el Técnico Especialista Estevan Martínez Blázquez.

A mis familiares que me apoyaron en los momentos de mi vida en 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 revolución, por darme la oportunidad de convertirme en profesional .

A todos

Muchas Gracias.



Dedicatoria:

Quiero dedicar este trabajo a mis familiares.

A mi madre Daine Escobar Hernández.

***A mis hermanas Katyusca y Lizet Almaguer a mi
padre Roberto Almaguer García.***

A mí querida y estimada esposa.

Esther Fernández Guilarte.

A mis suegros Tomás Fernández Columbié y Maria

Esther Guilarte Áreas

A mis amigos:

***Leonel, Yoerlis, Yandy, Héctor, en especial a Rubén
y mi padrasto Gerardo, a mis sobrinos y mis
cuñados y a todos aquellos que estuvieron a mi lado
durante los 5 años de mi carrera.***

***A nuestra revolución, por las posibilidades que
me ofrece.***



Resumen

En el presente trabajo se analiza el comportamiento frente al desgaste de la cuña de la válvula "top flow", ubicada en la línea de tubería que transporta la pulpa lixiviada desde los enfriadores hasta los tanques despresurizadores, para ello se utilizó microscopía óptica para determinar la estructura del material del que está compuesto la cuña, así como determinar los defectos internos que presenta el material. Se cortaron probetas de 15 X 15 para los ensayos microscopico y de 10 X 10 para los análisis de microdureza. Se calcula el comportamiento del desgaste y se compara con la curva de isocorrosión estipulada para estos materiales cuando trabajan en medios agresivos. Se grafica el comportamiento de la microdureza en correspondencia con la distancia de la superficie desgastada. Se establece el análisis económico en la que incurre este defecto, así como la incidencia del proceso en el medio ambiente.

Abstract

Presently work is analyzed the behavior in front of the waste of the wedge of the valve "top flow", located in the pipe line that transports the pulp leached from the coolers until the tanks despresurizadores, for it was used it optic microscopy to determine the structure of the material of which is compound the wedge, as well as to determine the internal defects that it presents the material. They intersected test tubes of 15 X 15 for the microscopic rehearsals and of 10 X 10 for the microhardness analyses. The behavior of the waste is calculated and it is compared with the isocorrosion curve specified for these materials when they work in aggressive means. The behavior of the microhardness is graph in correspondence with the distance of the worn away surface. 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
CAPITULO I. MARCO TEÓRICO DE LA INVESTIGACIÓN	
1.1. Introducción.	4
1.2. Características fundamentales del cromo.	4
1.2.1. Propiedades del cromo.	5
1.2.2. Fundición con alto contenido en cromo.	7
1.3. Generalidades acerca de la válvula "Top flow".	9
1.3.1. Característica la pulpa lixiviada.	11
1.4. Corrosión en los aceros inoxidable.	12
1.4.1. Corrosión por picadura.	13
1.4.2. Corrosión Inter cristalina.	14
1.4.3. Generalidades y naturaleza de la corrosión bajo tensión.	15
1.4.4. Curvas de isocorrosion.	15
1.5. Acero inoxidable Alloy 20.	17
1.6. Austenización de las fundiciones al cromo.	18
1.7. Capa pasiva de los aceros inoxidable.	20
1.8. Flujo tecnológico de la planta de lixiviación.	21
1.9. Defectos en la forma de la pieza debidos al vaciado.	23
Conclusiones del capitulo I.	24
CAPITULO II. MATERIALES Y MÉTODOS	
2.1. Introducción.	25
2.2. Composición química Alloy 20.	25
2.3. Función de la válvula "Top flow".	25
2.3.1. Caracterización de la cuña de la válvula "top flow".	26
2.3.2. Condiciones de trabajo de las válvulas "top flow".	26
2.3.3. Concentración del medio.	27
2.4. Análisis microestructural.	27
2.5. Caracterización de los equipos empleados en la experimentación.	27



2.5.1. Ensayos de dureza y microdureza.	27
2.5.2. Microscopio óptico.	29
2.5.3. Pulidora metalográfica.	30
2.6. Preparación de las muestras.	30
2.6.1. Corte.	30
2.6.2. Desbaste.	31
2.6.3. Ataque.	32
2.7. Diagrama de Schaeffler.	32
2.7.1. Determinación del Número de Ferrita (FN).	33
2.8. Cálculo de los regímenes de corte.	34
2.8.1. Velocidad de corte.	34
2.8.2. Tiempo de maquinado.	35
2.9. Cálculo de la velocidad del flujo en la línea de pulpa lixiviada.	35
2.10. Determinación de la velocidad de corrosión. Método gravimétrico.	36
Conclusiones del capítulo II.	37

CAPITULO III. ANALISIS DE LOS RESULTADOS

3.1. Introducción.	38
3.2. Análisis de la composición química.	38
3.2.1. Análisis de la microestructura.	39
3.3. Análisis de la metodología de maquinado (preparación de probetas).	40
3.3.1. Análisis de la velocidad de corte.	40
3.3.1.1. Análisis de la profundidad de corte.	41
3.3.1.2. Análisis del tiempo de maquinado.	41
3.4. Comportamiento de las cuñas producto al desgaste.	41
3.4.1. Análisis de los defectos internos en el material.	42
3.4.2. Desgaste del vitón de la válvula.	46
3.5. Análisis por el diagrama de Schaeffler.	47
3.6. Determinación de perfiles de microdurezas.	48
3.7. Análisis de la velocidad del fluido.	49
3.8. Análisis del desgaste gravimétrico.	49
3.9. Valoración económica.	50



3.10. Valoración del impacto medio ambiental.		51
Conclusiones del capítulo III.		52
Conclusiones Generales		
Recomendaciones		
Bibliografía		



INTRODUCCIÓN

En la actualidad se acepta que la resistencia a la corrosión de los aceros inoxidables (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.

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.

En los aceros inoxidables con un contenido de Cr (cromo) 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 (níquel) mayores al 8% pueden en ocasiones, debido a mal uso o por deficiencias constructivas, oxidarse.

El acero inoxidable reacciona, al igual que el resto de los aceros, con el oxígeno formando con él una capa de óxido, llamada capa pasivadora, evitando así la corrosión del hierro. Sin embargo, en los aceros normales el óxido reacciona con las partículas de hierro y forma una superficie porosa, que fomenta el continuo avance de la reacción. Esto puede llevar a la total corrosión de la pieza. En los aceros inoxidables el óxido reacciona con los átomos de cromo, existentes en una concentración muy alta en este tipo de acero. Los átomos de cromo y oxígeno forman conjuntamente una densa película de óxido que frenará el desarrollo de la reacción. Gracias a la inercia reactiva de esta capa frente al medio ambiente



también es denominada capa pasivadora. La durabilidad de esta capa depende en primer lugar de la composición de la aleación del acero

La **Situación Problemática** de la investigación la constituye: Las válvulas "top flow" han presentado varios problemas en su uso en el sistema de lixiviación, el desgaste y perforaciones en cuerpos y cuñas, en ocasiones se han observados algunas zonas afectadas por la corrosión, las guías engomadas exteriormente desmontada presenta este fenómeno en una gran magnitud, para salvarlas o alargarle el tiempo de explotación se le somete al proceso de maquinado en el torno parte del espesor atacado, se realiza un rellenado por soldadura con electrodo de acero inoxidable Alloy 20, dándole posteriormente la terminación en la misma máquina herramienta, sin embargo pasado un tiempo de trabajo aparece nuevamente el problema con mayor agudeza lo que ha provocado proceder darle baja a varias válvulas por ser ya irrecuperables.

El **Problema** a investigar lo constituye: Constante desgaste en la cuña de la válvula "top flow" empleada en la línea de pulpa lixiviada de la planta de lixiviación en la empresa Comandante Pedro Sotto Alba".

Como **Objeto de la investigación** se establece: Cuña de la Válvula "top flow" de la línea de pulpa lixiviada en la planta de lixiviación de la "Empresa Pedro Sotto Alba".

El **campo de acción** es: Desgaste en la cuña de la válvula "top flow"

Sobre la base del problema a resolver se establece la siguiente **hipótesis**: Si se realiza el análisis microestructural, análisis espectral y composición química en las cuñas de las válvulas "top flow" empleada en la línea de flujo de pulpa lixiviada en la planta de lixiviación, se podrá determinar el tipo de corrosión que provoca las roturas en las mismas.

A partir de la hipótesis planteada, se define como **Objetivo del trabajo**: Realizar el análisis microestructural en las cuñas de las válvulas "top flow" empleadas en la línea de pulpa lixiviada de la empresa Pedro Sotto Alba.



Y se definen los siguientes **Objetivos Específicos**

1. Caracterizar el comportamiento del fluido en la línea de pulpa lixiviada que alimenta esta válvula.
2. Elaborar probetas que permitan establecer el comportamiento microestructural en las cuñas de las válvulas "top flow".
3. Realizar diseño experimental para validar los resultados a través de la observación.

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. Observación de la ejecución experimental del proceso para la determinación del desgaste en las cuñas de las válvulas "top flow" a través del comportamiento microestructural .
3. Análisis de los resultados y fundamentación del proceso de desgaste en las cuñas de las válvulas "top flow" empleada en la línea de pulpa lixiviada.

CAPITULO I. 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 ácido, como agente corrosivo y conocimiento completo del sistema o problema particular respecto a 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 Características fundamentales del 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, 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. En general, 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 éste, 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. Por este motivo los aceros con más de 12% de cromo reciben el nombre de aceros inoxidables. Esta resistencia a la corrosión resultará 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. El cromo 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)

El cromo también tiene cierta incidencia en la templabilidad de la austerita, la hace más estable a las transformaciones durante el enfriamiento continuo, disminuyendo su temperatura de inicio de formación en martensita M_s . Por ello, en los aceros con altas proporciones de cromo, a pesar de ser enfriados lentamente, puede 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. (Pero-Sanz, 1994).

1.2.1 Propiedades del cromo

En la actualidad se acepta que la resistencia a la corrosión de los aceros inoxidables (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.

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.

Pero-Sanz; Verdeja (1994); Dogan y Hauk (1997) plantean que su punto de fusión es de 1920 °C. Este se encuentra en los aceros de bajo contenido de carbono (de 0,2 a 0,3 %, en los de construcción de 0,7 a 3,5 %), en los aceros al cromo de 12 a 18 %, en los aceros al cromo - níquel de 9 a 35 % contribuye a incrementar la imantación remanente. Aumenta la resistencia a tracción y dureza de los aceros, reduciendo de forma mínima la elasticidad. La resistencia a la tracción de los aceros crece de 78 a 98 [MPa], por cada 1% de Cr, el punto de fusión crece, pero no del mismo modo, el valor de la resiliencia es disminuido.

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 disminuye 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, retarda la descarburación periférica, dando mayor profundidad de temple.

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. 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 es 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.

1.2.2 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 hipoeutéticas 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.

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.

Las primeras tienen una gran resistencia al desgaste y buena resistencia al calor, y las segundas tienen 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 ya 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 a la oxidación y a la 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.

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 (Tabrett, 2000). 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. (Zhang, 2001).

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 también 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).

1.3 Generalidades acerca de la válvula "Top flow"

Estas válvulas son suministradas por A. R. Thomson, se utilizan a la salida de los enfriadores de mineral en la planta de Lixiviación por ellas circulan como promedio, 360 gpm de pulpa lixiviada con un sólido de 25 - 30% y 25 - 38 g/l de H₂SO₄.

Cada tren tiene 8 válvulas y el taller debe tener 10 de repuestos. Las válvulas Top flow sustituyeron a las válvulas Cameron de enfriamiento por agua luego de una prueba exitosa en el año 2002.

Las primeras válvulas "top flow" duraban 180 días sin daños, por lo que se generaliza su uso. Más tarde el suministrador no puede obtener los elementos internos de las válvulas al ser producidos en USA, en particular el asiento recubierto de vitón. Este elemento se sustituye por uno similar canadiense.

A partir de ese momento comienzan a incrementarse los fallos de válvulas por deterioro del recubrimiento. Aparece corrosión intercrystalina, que se vuelve más severa después de la primera reparación, provocando que la válvula tenga que ser desechada luego de dos reparaciones.

Hasta el momento se han consumido un total de 1702 asientos, 487 cuñas, 24 cuerpos y 39 válvulas que representan un total de \$3, 355,498, 00 USD.

La pulpa lixiviada o licor es una soluciones que se genera en el proceso de lixiviación y tiene característica acida con un pH que oscila entre 0,9 y 2,6, temperatura desde 246° C y capaz de causar altas velocidades de corrosión.

Estos procesos corrosivos se ven acelerados o retardados por los siguientes factores: temperatura, concentración, velocidad del fluido, presencia de contaminantes.

De encontrarse presente un agente reductor fuerte los aceros inoxidable pierden su pasividad y sufren gran corrosión. En el caso específico de los licores el agente reductor puede ser el H_2S , no es el caso de la pulpa lixiviada pues en ella no debe encontrarse H_2S . Se suma a estos factores agresivos la presencia de sólidos en suspensión.

En el caso del proceso industrial a lo largo del tiempo se ha comprobado que el comportamiento de los aceros inoxidable recomienda:

1. - Los S S al Cr – Ni (304, 310) y Cr – Ni – Mo (316, Alloy 20) no se pueden utilizar donde exista contaminación o saturación de H_2S .
2. - Los materiales recomendados para soluciones ácidas con presencia de H_2S son Hastelloy B2 , Hastelloy C – 276 y el mas recomendado Hastelloy 2000 .

El 24 de Junio de 1972 en comunicación dirigida a la subdirección de Mantenimiento elaborada por el Laboratorio de Corrosión sobre "Corrosión de

Distintos Materiales Inoxidables en las Líneas de Purga y de Vapor de exceso de la Planta de Lixiviación" se destacaba la aparición de Corrosión Intercristalina en las camisas y parrillas de Acero Inoxidable 316 que trabajan en el interior de los Calentadores de Pulpa Cruda.

En informaciones originales norteamericanas se analiza que las tuberías destinadas al trasiego de Licor de Purga los S S 316, 316 L, 310 y Alloy 20 mostraron, en cortos periodos de tiempo, mucha corrosión aunque no se destaca el tipo de la misma. Estas líneas conducen vapor saturado con presión de 3,6269 atmosphere que en ocasiones puede arrastrar rocío de sulfatos y contenido de cloruros de alta graduación.

El Carpenter 20 (Alloy 20) era el acero más resistente a aquellas condiciones de trabajo pero menos que el titanio. En información del Laboratorio de corrosión de Junio de 1992 se señalaba que los cuerpos y volutas de Alloy 20 de las bombas de licor de Lixiviación, 135 PU 16 A/B, de la firma CerPELLI presentaron fuerte corrosión intercristalina, en aquel momento se argumentó que las condiciones del proceso habían variado, los licores eran más agresivos que los de diseño por la presencia de H_2S entre otros elementos por lo que se recomendaba para este sistema de licor el uso de Titanio en sustitución del Alloy 20.

1.3.1 Característica la pulpa lixiviada

Pulpa Lixiviada (para el flash)

Presión: 1atm (antes de los flash entre 3,62 – 3,73 atm)

Temperatura: 0 – 177 °C

A/L: podríamos considerar como máximo 48 gr/lts de ácido libre

pH = 0,6 ÷ 0,7

Tamaño de partículas:

0,83 mm (80%)

Máximo 63 mm (3%)

SG: 1,06 g/cm³ para el licor y 3,95 g/cm³ para los sólidos lixiviados.

1.- Cantidad de ácido por tren entre 650 y 750 ton diarias por tren.

2.- Ni – 1,25 %; Co – 0,125 %; Mg – 1,3 %; Al - 4 %; SiO₂ - 5 %; Mn – 0,18 %; Cu – 0,035%; Zn.- 0,028 %

Mineral limonítico. En forma de Silicatos y óxidos mezclados.

3.- No hay SO₃ en pulpas. La adición de ácido a la pulpa de mineral en el reactor A, provoca la formación de Sulfatos básicos intermedios de Fe y Aluminio que luego hidrolizan, quedando en formas de hematita para el Fe y alunita para el aluminio, formando también los diferentes sulfatos para los demás elementos, todos en forma de una pulpa ácida cuyo licor contiene el ácido libre a que nos referimos.

4.- El contenido de ácido libre, es ácido sulfúrico (H₂SO₄). Dentro de los reactores, que operan en serie, varía de reactor en reactor, pero los ladrillos deben ser resistentes a concentraciones altas en el momento del primer contacto del ácido con el mineral en el primer reactor. En esa zona pueden producirse concentraciones de hasta 150 g/l mantenidas todo el tiempo, ya que la entrada de ácido y pulpa de mineral es constante.

En los demás reactores la concentración máxima que se puede obtener en operación normal es 45 g/l. Una operación deficiente pudiera producir valores máximos de hasta 60 g/l en los tres últimos reactores.

1.4 Corrosión en los aceros inoxidables

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).

Una de las características peculiares de los aceros inoxidables 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, el proceso tecnológico al que están sometidos.

La adición de cromo proporciona una adecuada protección contra la oxidación hasta unos 760 °C de tal manera que, de acuerdo con Davis, cuando se necesita alta resistencia a la oxidación a elevadas temperaturas y durante largos periodos de tiempo, se utilizan fundiciones blancas con un contenido en cromo entre 15-35%. (Davis, 1996)

1.4.1 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, ésta 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 o bien de tipo penetrante, o bien de tipo 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 son 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).

1.4.2 Corrosión Intercristalina

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 $1100 - 1150^{\circ} \text{C}$, 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 intercristalina 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.

1.4.3 Generalidades y naturaleza de la corrosión bajo tensión

La importancia práctica que presenta este tipo de corrosión que da lugar a la fisuración y rotura del material y 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, puede 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)

1.4.4 Curvas de isocorrosion

Un buen punto de partida para la elección de un acero apto para ácido sulfúrico, lo constituyen las curvas de isocorrosión (figura 1.1) de los distintos materiales en el ácido. Estas curvas cubren en forma gráfica, todo el rango de concentraciones de ácido en el eje X, e indican la temperatura del ácido en el eje y, a la cual se produce una velocidad de corrosión uniforme a razón de 0,1 mm/año. Este es el

límite normalmente aceptado para una instalación. Mientras más alta la curva mayor es la resistencia a la corrosión.

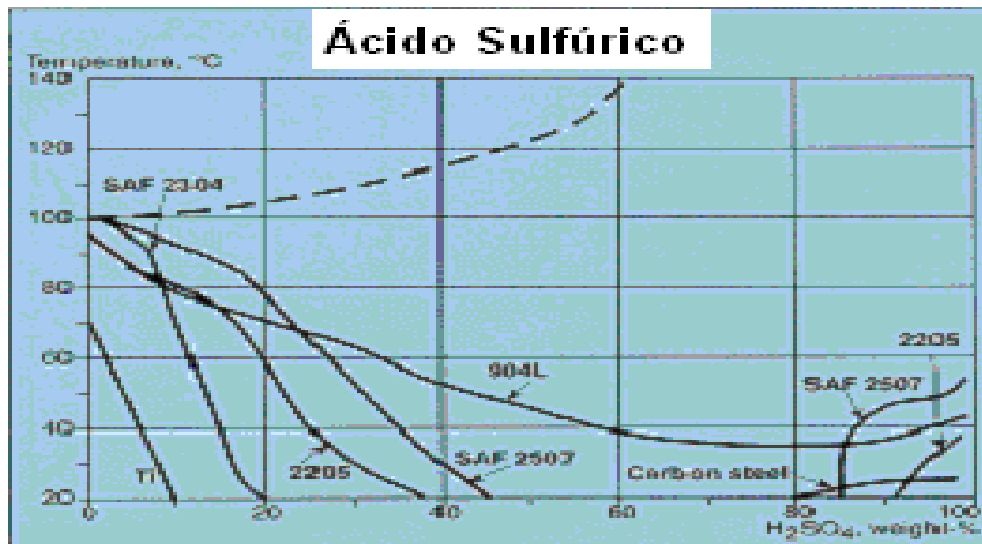


Figura 1.1. Diagrama de isocorrosión 0,1 mm/año, para acero inoxidable duplex, titanio y aceros al carbono en aire natural puro de ácido sulfúrico. El punto está representado por la línea curva discontinua.

Estas curvas normalmente son para ácido puro o para ácido con algún contaminante particular, a una concentración particular. Se suele incluir en una sola gráfica varias curvas de isocorrosión de materiales distintos, para fines de comparación. La presencia de otros iones en el ácido, puede modificar la curva de isocorrosión, de modo que para cada caso particular (su sistema) existe una curva particular. Hay especies como 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.

(L. Colombier y J. Hochmann 1955), consideran que en los aceros inoxidables 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 intercristalina
3. agrietamiento por corrosión

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

1.5 Acero inoxidable Alloy 20

La aleación 20 también conocida como Carpenter 20, es una aleación austenítica de níquel – hierro - cromo que fue desarrollada para máxima resistencia al ataque de los ácidos, específicamente al ácido sulfúrico. Esta súper - aleación tiene una excelente resistencia a la corrosión en general, picamiento, y corrosión grieta en químicos que contengan cloruros, ácido sulfúrico, fosfórico y nítrico. También contiene niobio para estabilización contra la sensibilización y la corrosión intergranular resultante. Carpenter 20 combina una excelente resistencia a la corrosión, propiedades mecánicas altas y facilidad para fabricar. Aunque originalmente fue diseñado para usar en industrias relacionadas con el ácido sulfúrico, ahora la aleación 20 es usada en una gran variedad de industrias incluyendo la química, alimenticia, farmacéutica, y del plástico. Además esta súper - aleación es utilizada en intercambiadores de calor, tanques de mezcla, equipos de limpieza y de tratamiento de baño para metales y en tuberías.

Es un Alloy de níquel, UNS (N08020), diseñado especialmente para manejar ácido sulfúrico de concentración baja a intermedia. Un 19,5% de cromo, 33% de níquel, 2,5% 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.

Una pequeña cantidad de columbio + tantalio (máximo 1%), evitan la precipitación de carburos en la zona afectada por el calor en una soldadura. Esto permite su uso, después de soldada, sin tratamiento térmico y sin perder su resistencia a la corrosión, en esa zona.

Puede ser usado en todo el rango de concentraciones (0 - 100%) de ácido sulfúrico (puro), hasta 60 °C, sin superar una velocidad de corrosión uniforme de 0,12 mm/año. La máxima velocidad de corrosión está en el rango 60 - 75% de ácido. La presencia de ión Fe^{3+} y Cu^{2+} en el ácido tiene un efecto inhibitor, disminuyendo la velocidad de corrosión. El cloruro, sobre cierto nivel, en cambio, aumenta la corrosión, produciendo picaduras.

1.6 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).

En Fernández (2004) se estudiaron 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} correspondiente durante 5 horas. Seguidamente, se introdujeron 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)

1.7 Capa pasiva de los aceros inoxidables

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. Éste es el estado normal de las superficies de acero inoxidable y se conoce como «estado pasivo» o «condición pasiva».

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. 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 inoxidables 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.

El cromo de los aceros inoxidables es el principal responsable de los mecanismos de autopasivación. A diferencia de los aceros al carbono o estructurales, los aceros inoxidables 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).

Los aceros inoxidables 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 inoxidables, tal como en uniones mecánicas, esquinas compactas o en soldaduras incompletas o mal acabadas. El resultado puede ser formas «localizadas» de grietas o picaduras.

1.8 Flujo tecnológico de la planta de lixiviación

En esta planta comienza el proceso metalúrgico del mineral laterítico después de haber recibido el tratamiento físico en las plantas de Pulpa y Espesadores. La planta de lixiviación es la encargada de lixiviar la pulpa por medio de un agente químico, que este caso es el ácido sulfúrico (H_2SO_4), donde se efectúa la disolución de óxidos de níquel y cobalto fundamentalmente, es decir donde se separan de los demás elementos que componen el mineral con vista a la extracción del níquel y cobalto en forma de sulfatos. Este proceso se efectúa bajo condiciones específicas y apropiadas de operación como son: temperatura, presión y otros factores que influyen y que determinan en este proceso, los cuales son llevados a cabo en un sistema de reactores.

La pulpa con un 45 - 48% de sólidos y 28°C de temperatura es bombeada desde la planta de espesadores de pulpa a través de una de las dos líneas, dividiéndose en dos partes en la planta de lixiviación, hacia los Precalentadores de mineral (2). La pulpa se introduce por la parte superior de los mismos donde se precalienta hasta 82°C por contacto directo con vapor de 0,1 atm a contracorriente, y se distribuye en todas las secciones del mismo, lográndose de esta manera una mayor superficie de contacto entre la pulpa y el vapor. Una vez precalentada con aproximadamente 42 - 45% de sólido descarga por el fondo a los tanques de almacenaje donde se mantiene homogeneizada por medio de un sistema de agitadores mecánico - neumático. De los tanques de almacenaje, mediante bombas centrífugas, la pulpa es enviada a las bombas de alimentación de alta presión WIRTH, las que suministran el mineral a los calentadores de cada tren. En los calentadores, la pulpa alcanza una temperatura de 246°C (475°F) mediante la inyección de vapor a contracorriente de 4,5atm (0,45 [MPa]) el que proviene del

exceso de los reactores. Después de calentada, la misma adquiere la temperatura y presión requeridas para ser alimentada a los reactores.

La pulpa fluye por gravedad al primer reactor (A), en el cual se le inyecta ácido sulfúrico. Por reboso, fluye al (B), luego al (C) y por último al reactor (D). Ocurrendo en ellos el proceso de lixiviación. Para garantizar una buena lixiviación, es necesario obtener una mezcla entre pulpa y ácido, esto se obtiene mediante la inyección de vapor de 4,5atm a través de tubos centrales de agitación y por su parte inferior. Al llegar a la parte superior del reactor, el vapor se separa de la pulpa y a través del tubo de vapor de exceso pasa al calentador, donde se utiliza para su calentamiento.

Luego la pulpa lixiviada fluye por gravedad, del reactor (D) a dos enfriadores por tren, en los enfriadores se reduce la temperatura de la pulpa hasta 130°C (266°F). Al pasar la misma por dentro de la calandria, esta cede su calor al agua que rodea a los tubos produciéndose de esta manera vapor de 0,1atm el que se emplea para precalentar la pulpa a lixiviar y para calentar el licor producto de neutralización a la planta de sulfuros.

La última operación consiste en disminuir la presión a la pulpa lixiviada, para lograr dicho propósito cada tren está provisto de dos tanques de despresurizadores donde la pulpa entra por la parte superior a través de unos estranguladores de cerámica de 19 mm de diámetro, los continuos y 11 mm de diámetro los intermitentes, la operación de despresurización consiste en pasar la pulpa a través de un orificio de pequeñas dimensiones, donde se produce una gran velocidad y seguidamente obtener una gran expansión de la misma. Al producirse la expansión, se libera gran cantidad de vapor debido a la temperatura de 130°C (266°F) de la pulpa.

La pulpa una vez despresurizada y depositada en tanques, pasa a la caja distribuidora, donde la misma puede ser desviada a cualquiera de las dos líneas de transferencia y por ellas a la sección de lavaderos.

El vapor de 0 atm obteniendo durante la despresurización, pasa a los tanques separadores, en los cuales son eliminadas las partículas de pulpa que pueda

haber arrastrado el vapor. Este vapor se utiliza para precalentar el licor producto que se envía a la planta de almacenaje y de aquí es bombeado a la planta de precipitación de sulfuros.

Para que ocurra la lixiviación es indispensable el reactivo químico, sin el cual no puede existir la misma. En la planta para este fin se emplea el ácido sulfúrico de 98% de pureza, el que se recibe por gravedad de la planta de ácido y se bombea al reactor (A) mediante las bombas ALDRICH.

1.9 Defectos en la forma de la pieza debidos al vaciado

Dado que el metal líquido al entrar al molde debe satisfactoriamente llenar su cavidad, para que se produzca una capa delgada que esté en contacto íntimo con toda la superficie del molde, si es incompleta (Beeley, 1972) produce un serio defecto denominado llenado Incompleto (misrun) o no llenado (short run) (Breton, 1965) de la pieza y consiste (Breton, 1965) en la prematura solidificación de la aleación para producir omisión de algunas de las ramas o de las secciones de la pieza vaciada. Las capas frías (Cold Laps) son unas de las menos severas manifestaciones de este tipo de defectos producidos (Breton, 1965) cuando el metal deja de fluir libremente sobre la superficie del molde; el modelo de intermitencia en el flujo metálico se retiene durante la solidificación a consecuencia de la pérdida de coalescencia de los flujos de líquido. Las uniones frías (Cold shuts) (Breton, 1965, Trojan, 1988) que se producen cuando dos flujos de metal provenientes de diferentes regiones de la pieza convergen sin que se produzca unión de ellos, son las más serias manifestaciones de este tipo de defecto, porque su apariencia sobre la superficie es la de grietas aparentes o surcos de arrugas (wrinkles) donde hay películas de óxidos que completamente se extienden en la pieza.

Conclusiones del capítulo I

- ❖ Para el proceso de lixiviación son empleadas válvulas del tipo top flow, las cuales son retiradas de servicio por presentar daños en su superficie ya que están expuesto a fluido lixiviado.
- ❖ La bibliografía consultada, aporta información sobre los diferentes procesos corrosivos de los aceros inoxidable, se plantea que los S S al Cr – Ni del tipo alloy 20 no se pueden utilizar donde exista contaminación o saturación de H_2S .
- ❖ 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 .

CAPITULO II. MATERIALES Y MÉTODOS

2.1 Introducción

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. En servicio, el resultado puede ser satisfactorio. Pero la posibilidad de corrosión intergranular deberá ser tenida en cuenta siempre que no quede excluida según la experiencia previa.

En este capítulo se plantea como objetivo

1. Fundamentar las propiedades a investigar y explicar los métodos, procedimientos y condiciones en la que se realizarán los experimentos.

2.2 Composición química Alloy 20

La composición química estándar de este acero según Databook 1988 y editada por la American Society for Metals, muestra la designación adoptada por la AISI y SAE, las cuales a su vez, coinciden con el sistema de numeración Unified Numbering System - UNS, de la American Society for testing Materials - ASTM y la SAE, se refleja a continuación en la tabla 1.1.

Tabla 2.1. Composición química del Alloy 20

	Ni	Cr	C	Mn	Si	Cu	Mo	P	S	Nb
Mín	36,5	19,0		1,0		3,0	2,0			0,1
Máx.	38,0	21,0	0,02	2,0	0,7	4,0	3,0	0,020	0,005	0,3

2.3 Función de la válvula "Top flow"

La válvula es la encargada de permitir el flujo de fluido en la línea de tubería. La figura 2.1 corresponde a la válvula "top flow", la misma está compuesta por el cuerpo (1), el cual posee un recubrimiento interior de goma y metal que sirve de asiento a la cuña (2). Esta cuña se acciona a través de un vástago (3) que es el encargado de cerrar y abrir el paso del flujo, para la sujeción de estos elementos

la válvula dispone de un preñse (4) donde se fija al cuerpo de la válvula por medios de tornillos. Esta muestra es de una válvula antes de su funcionamiento.

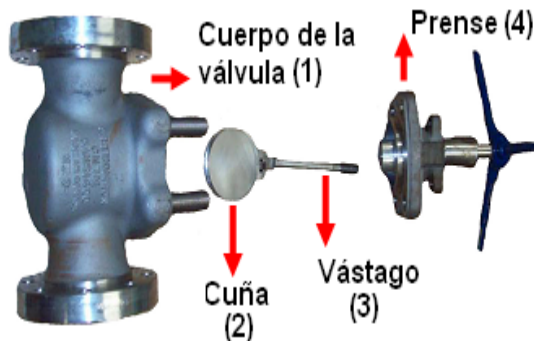


Figura 2.1. Componentes de la válvula "Top flow"

2.3.1 Caracterización de la cuña de la válvula "top flow"

Las cuñas de las válvulas Top Flow empleadas en la línea de pulpa lixiviada, como se puede observar en la figura 2.2 tienen forma cilíndrica suministrada a la "Empresa Comandante Pedro Sotto Alba" por Thomson Group, se obtienen por el proceso de fundición y luego son maquinadas. Las dimensiones son diámetro 203 mm y espesor 32 mm.



Figura 2.2. Cuña de la válvula en estado fundida.

2.3.2 Condiciones de trabajo de las válvulas "top flow"

Las válvulas trabajan en un medio altamente agresivo el cual provoca que las mismas presenten severos daños en la superficie, las características del fluido en el que trabajan estas válvulas son:

- ✓ **Descripción del medio:** Pulpa ácida y abrasiva de sólidos lixiviados con ácido sulfúrico.

Fórmula química y concentración del medio.

- ✓ **Fase sólida:** Sulfato de hierro y cromo, Hematina, Alunita.

- ✓ **Fase líquida:** Sulfatos disueltos de Ni, Co, Mg, Al, Fe, Cu, Zn, ácido sulfúrico libre.

2.3.3 Concentración del medio

Los elementos que más afectan la concentración del medio en que trabaja la válvula aparecen reflejados en la tabla 2.2.

Tabla 2.2. Concentración de elementos en el medio.

Elemento	Elemento	Elemento
Ni de 6 a 7 g/l	Co de 0,5 a 0,6 g/l	Mg de 1 a 2 g/l
Al de 2 a 3 g/l	Fe de 1 a 2 g/l	Cu de 0,8 a 1,0 g/l
Zn de 0,2 a 0,3 g/l	H ₂ SO ₄ de 30 a 35 g/l	Temperatura: 246 °C
PH - 0,9 a 2,6	% Sólido 30 a 33	100 mesh de 6% a 8%.

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. La muestra fue tomada de una cuña que no había sido sometida a proceso de trabajo, es decir en estado de suministro.



Figura 2.3. Estructura metalográfica del material de la válvula. (40X)

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. El ensayo se basa en forzar un pequeño penetrador en forma de pirámide de diamante, con un ángulo de 136° entre caras opuestas, sobre la superficie del material a ensayar en condiciones controladas de carga y velocidad de aplicación de la carga. La carga aplicada puede variar entre 1 y 100 kg y se aplica durante unos instantes (10 - 15 segundos). Tras el ensayo, se mide el tamaño de la huella resultante, que se relaciona con un número de dureza; cuanto más blando es el material, mayor y más profunda es la huella, y menor es el número de dureza (Callister, 2000; Askerland, 1998).

El ensayo de microdureza se aplica para la determinación de la dureza de volúmenes microscópicamente pequeños de metal. 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) diseñado por Jrashev y E.S. Berkovich (1952), del Laboratorio de microscopia de minas del ISMM Moa (Figura 2.4). 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 utilizara la formula:

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

Donde:

1,58 - Constante

P - peso (kg)

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

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



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

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 esta máquina aparecen a continuación.

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

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 fases que constituyen el agregado metálico son, generalmente, de tamaño microscópico y 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 segueta mecánica, en la que tras sujetar la muestra con las mordazas de la máquina, 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 $n = 150 \text{ rev/min}$ y $S = 25 \text{ mm/rev}$.

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 este 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 $1\mu\text{m}$ 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), poro. 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 se ha elegido el reactivo ácido acético.

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. Esta 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 inoxidable. (Kotecki y Siewert, 1992)

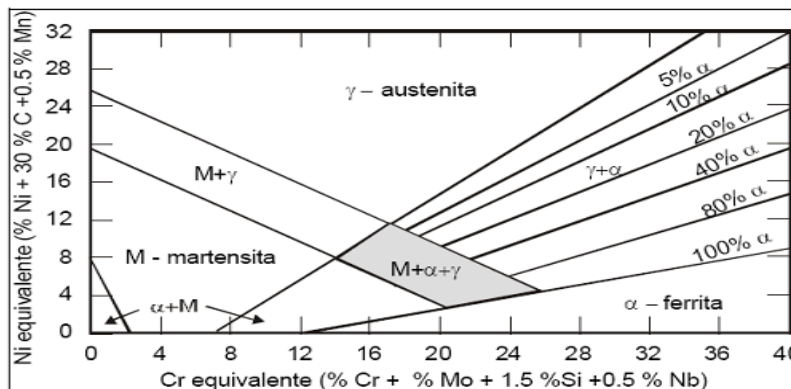


Figura 2.5. Diagrama de Schaeffler.

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, reflejado por los coeficientes constantes en el cromo y níquel reflejados en las ecuaciones 2.4 y 2.5. Claramente, esta restricción no representa muy bien la conducta real por ejemplo, el efecto de carbono esta 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)

$$\%Fe = \%Ni - Ni_{\max} \quad (2.6)$$

Donde:

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

2.8 Cálculo de los regímenes de corte

Todas las probetas se someten al régimen de maquinado por lo 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 en un torno. 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. La velocidad adecuada de corte 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 revolución; 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.

2.9 Cálculo de la velocidad del flujo en la línea de pulpa lixiviada

Este fluido circula desde la salida de los enfriadores hasta las válvulas, 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 enfriadores hasta la entrada de los tanques flash, donde se encuentra ubicada la válvula (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

Este 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 determinar 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

Para ello el área de las cuñas y la densidad del material se cálculo por la ecuación 2.15.

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

Donde:

ρ (CrMnSiNi2) = (Cr).c(Cr)+ (Mn).c(Mn)+ (Ni).c(Ni)+ (Si).c(Si)

Donde:

c - composición química de cada elemento %

Conclusiones del capítulo II

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.

CAPITULO III. ANALISIS 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

1. Realizar la valoración crítica de los resultados y a través de ella, explicar los fundamentos científicos 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 de la cuña.

Ni	Cr	C	Mn	Si	Cu	Mo	P	AL
35,07	21,39	0,06	1,21	1,61	3,82	2,67	0,021	0,0110
Fe	Ti	V	Pb	Sn	As	B	S	W
34,03	0,0099	0,05	0,02	0,01	0,009	0,0010	0,014	0,01

En los aceros inoxidables con un contenido de Cr (cromo) 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 (níquel) mayores al 8% pueden en ocasiones, debido a mal uso o por deficiencias constructivas, oxidarse.

La influencia de los elementos componentes en la aleación puede 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. Finalmente, el Nb favorece la formación de carburos y estabilidad de la matriz austenítica, todo lo cual incrementa la resistencia al desgaste del material.

3.2.1 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 inoxidables, 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 3.1 y 3.2 se corresponden también con la estructura de la cuña antes de ponerse en servicio.

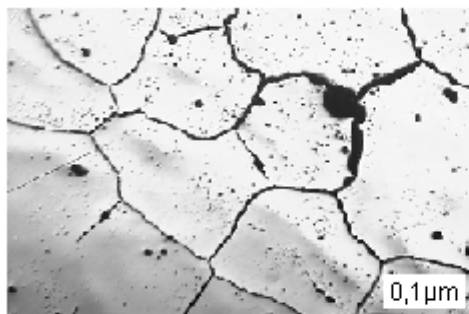


Figura 3.1. Microestructura de la cuña a 100 X

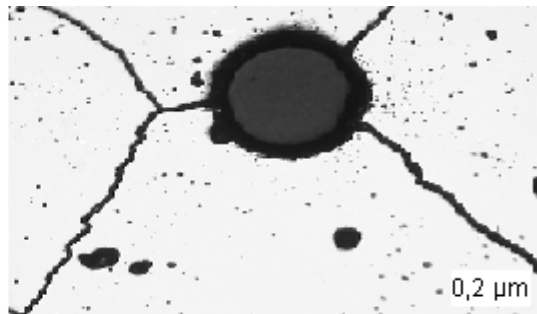


Figura 3.2. Microestructura de la cuña a 200 X

Figura 3.1 y 3.2. Defectos en la microestructura de la cuña sin usar.

Los defectos que presentan la microestructuras mostradas anteriormente están relacionados con defectos de fundición, en los procesos de fundición son conocidas como inclusiones endógenas, que son el producto de reacciones dentro del metal líquido lo que quiere decir que son nativas, innatas, o inherentes a los procesos de tratamientos de metal líquido. Ellas son de tamaño pequeño que se encuentran suspendidas durante el tiempo de vaciado y que luego, durante el proceso de solidificación, se precipitan a consecuencia de los cambios en solubilidad que se producen en la intercara líquido - sólido. Las inclusiones endógenas pueden ser clasificadas (Flemings, 1974) como primarias y secundarias. Se les puede considerar (Beeley, 1972) que no son defectos en el sentido macroscópico pero sí como inherentes y características de la aleación y de la práctica de fusión, se les encuentra dispersas en toda la pieza.

Las matrices austeníticas son resistentes a este tipo de desgaste ya que la austenita, inestable, se transforma en martensita a consecuencia de la fricción (Avery, 1974), sin embargo la influencia al desgaste en este elemento es acentuado ya que presenta porosidad intensa, producto de un deficiente sistema de alimentación de la fundición, la pulpa lixiviada al entrar en contacto con el material y estar presente estas irregularidades superficiales destruyen la capa pasiva y provocan el desgaste por deformación plástica, ya que las partículas al poseer aristas cortantes, dejan surcos o mellas haciendo más vulnerable a que los ácidos interactúen con la capa pasiva que forma el cromo en estos medios de trabajo.

3.3 Análisis de la metodología de maquinado (preparación de probetas)

Del capítulo 2, epígrafe 2.6, se abordó el corte de la probeta, este se realizó en una següeta mecánica, el tiempo consumido para esta operación fue de 4 min, teniendo en cuenta la cantidad de muestras 4, el tiempo total de la operación es 16 min. La herramienta, una hoja de següeta, tiene un precio de 1,20 CUC.

3.3.1 Análisis de la velocidad de corte

A partir de $n = 150$ rev/min y $S = 0,2$ 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 m/min

La velocidad obtenida permite establecer un periodo de vida mas 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 cuchilla.

3.3.1.1 Análisis de la profundidad de corte

La profundidad de la capa cortada, si es demasiado grande, ocasiona el calentamiento excesivo de la parte cortante de la cuchilla, desgaste del filo, provoca perdida 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, según la ecuación 2.6, la profundidad de corte es 32 mm, ya que el trozado de la probeta es de 15 X 15 X 32, mm de dimensiones normalizada.

3.3.1.2 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 probetas se tiene que se realizan en un tiempo de 2 minutos, sin considerar los gastos de tiempos como tiempos auxiliares.

3.4 Comportamiento de las cuñas producto al desgaste

En la figura 3.3 se puede observar (diferentes ángulos) el comportamiento de las cuñas producto al desgaste al que están sometidas.

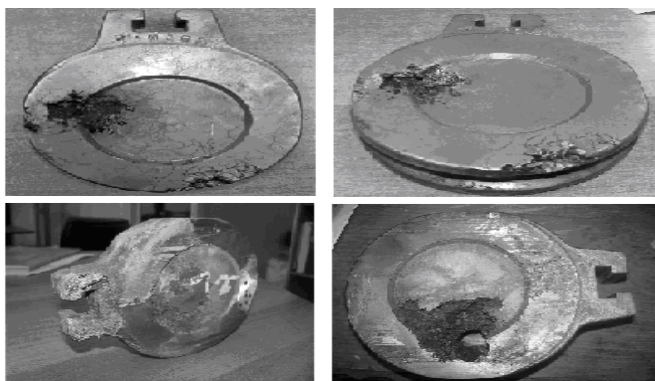


Figura 3.3. Comportamiento de las cuñas producto al desgaste.

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

En la zona donde tiene lugar el contacto entre la pulpa y la cuña, el ataque es más severo como resultado de los procesos de desgaste, de 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 inoxidables, y contribuyen de este modo a un incremento de las razones de desgaste. Producto del sinergismo es posible que en caso de los aceros inoxidables, el proceso de desgaste a provocar continuamente la ruptura y remover esta capa, deje 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 (Burstein, 2000) ha sugerido que durante el desgaste de aceros inoxidables austeníticos, la superficie rugosa resultante de la penetración de las asperezas de contracuerpo provee de las oclusiones necesaria 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.

3.4.1 Análisis de los defectos internos en el material

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 de las cuñas. Como consecuencia de estos cambios de temperatura se produce el fenómeno de fatiga térmica por acumulación de deformación plástica.

La mayor resistencia a la corrosión se debe al agregado del elemento cromo en las aleaciones de hierro y carbono. Debido al agregado de este elemento de aleación, el acero genera una delgada película protectora de varios óxidos (entre los cuales se encuentra el óxido de cromo, Cr_2O_3) en la superficie. En la figura 3.2 se pueden observar defectos producto de la acción del fluido sobre el material de la cuña.

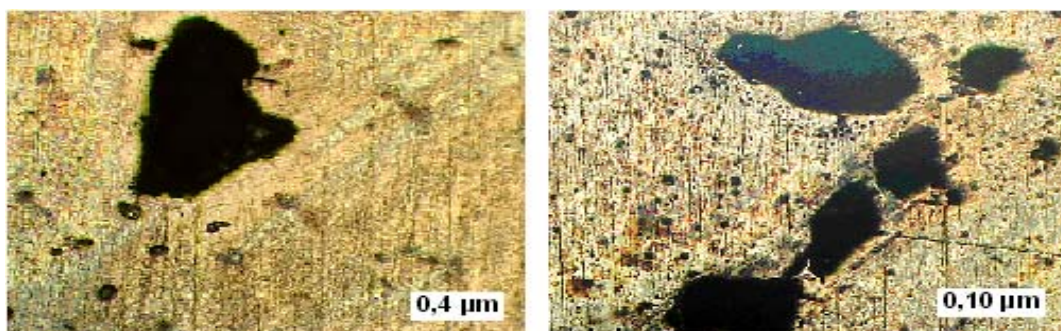


Figura 3.2. Cavidades en el interior de la cuña.

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

Otro defecto que ocurre dentro de la cuña es la corrosión por picaduras (Pitting), como se observa en la figura 3.3

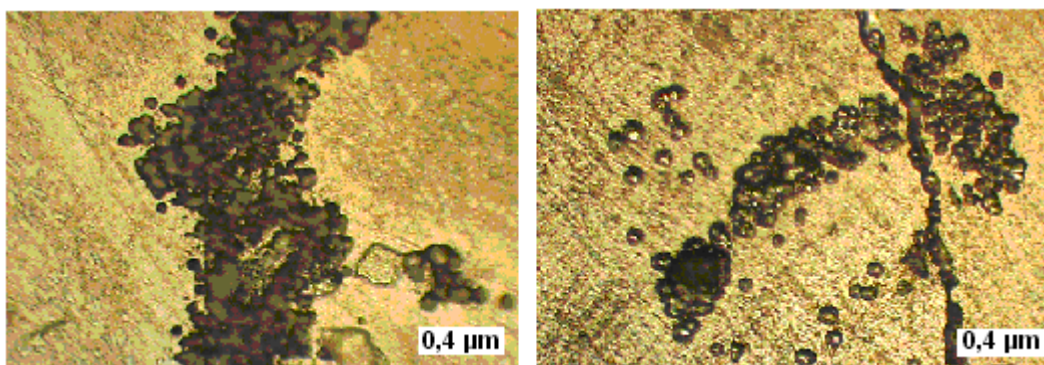


Figura 3.3. Corrosión por picaduras (Plitting)

La corrosión por picaduras aparece en el momento que la capa pasivadora se rompe localmente. Los responsables de esta rotura son los iones de cloruro que, al estar acompañados por un electrolito, le retiran al acero inoxidable los átomos de cromo necesarios para la creación de la capa pasivadora. Entonces aparecen las tan temidas pequeñas picaduras. La existencia de residuos, óxido ajeno, escoria o azulamiento del acero refuerzan la creación de la corrosión por picaduras.

En la figura 3.4 se puede observar que esta cuña es afectada por el defecto transgranular debido a la sensibilización.

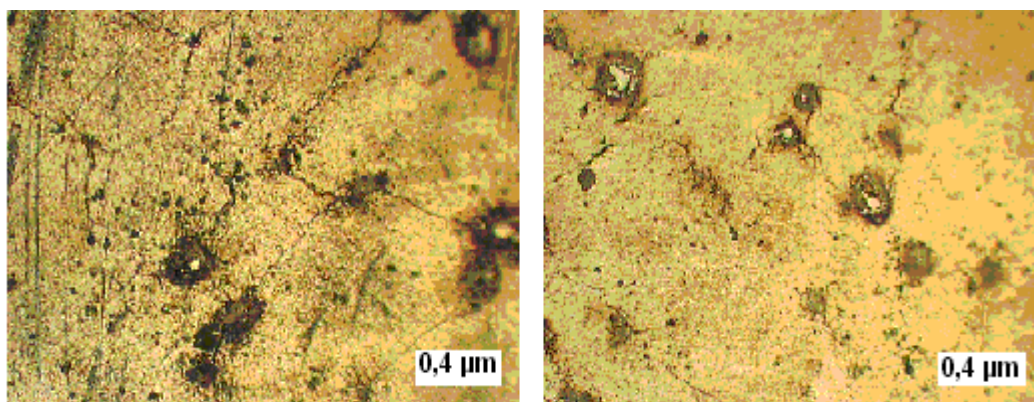


Figura 3.4. Defecto transgranular debido a la sensibilización.

Debe tenerse presente que 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, la fractura ocurre en forma transgranular con

escasa o nula deformación plástica y a menudo con efectos catastróficos. Este tipo de fractura 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 y eliminar iones cloruro.

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 resistente en las capas superficiales del cuerpo menos duro o resistente. 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 la misma se propagan en toda la superficie, pueden ser macroscópica o microscópica como la que aparecen en la figura 3.5 y que se encuentran presentes entre otros de los defectos del material.

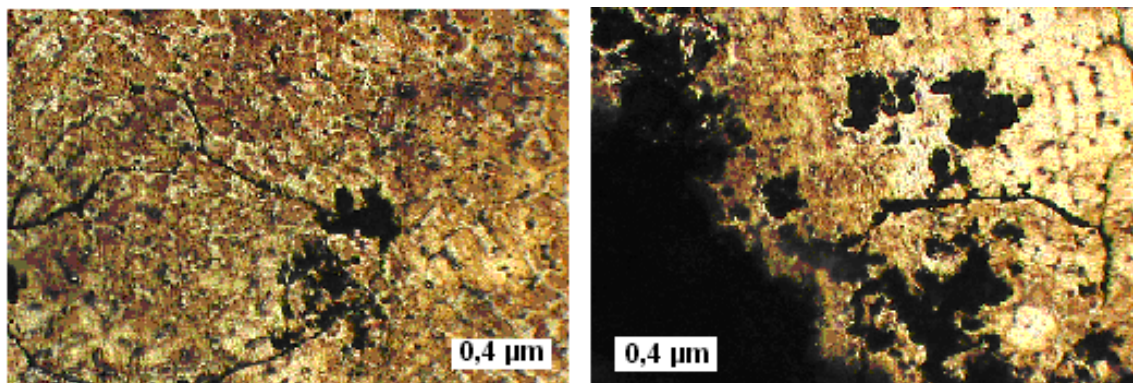


Figura 3.5. Grietas intercristalinas en el cuerpo de la cuña.

Para entender este tipo de ataque es necesario considerar que cuando un metal fundido se cuela en un molde, su solidificación comenzó con la formación de núcleos al azar, cada uno de los cuales crece en un arreglo atómico regular para formar lo que se conoce con el nombre de granos o cristales. Sin embargo, debido a la nucleación al azar, los planos de los átomos en las cercanías de los granos no encajan perfectamente bien y el espacio entre ellos recibe el nombre de límite de grano. Los límites de grano son a veces atacados preferencialmente por un agente corrosivo y el ataque se relaciona con la segregación de elementos específicos o por la formación de un compuesto en el límite.

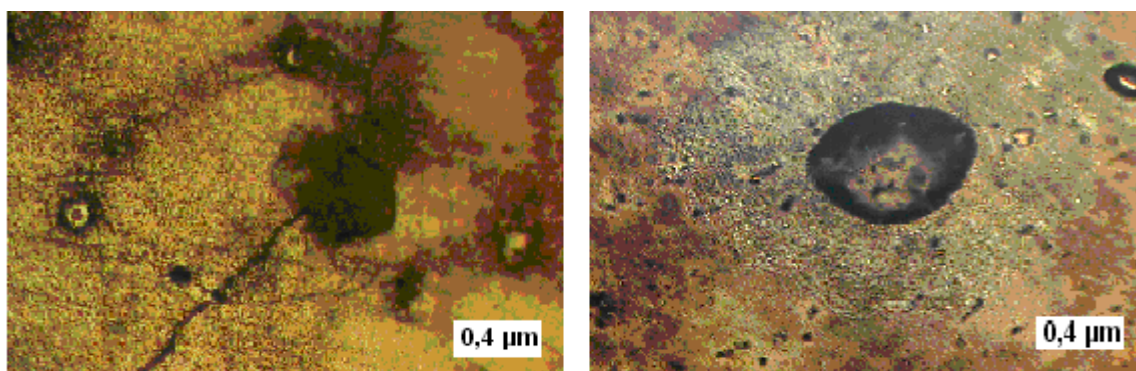


Figura 3.6. Desgaste por erosión.

Los principales factores que ocasionan desgaste por erosión son la velocidad y el bajo impacto cuando el movimiento es paralelo a la superficie. Por lo común este desgaste depende de la dureza de las partículas y en muchas ocasiones también de los filos que éstas 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).

A diferencia de la abrasión, en la erosión el elemento abrasivo, en este caso la gravilla de la pulpa, es proyectado por la pulpa contra la superficie de la cuña, 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.

3.4.2 Desgaste del vitón de la válvula

En el asiento o vitón de la válvula se emplea goma la cual se deteriora al igual que los demás elementos, sin embargo, para materiales como la goma la mayor resistencia al desgaste erosivo se logra para bajas velocidades del flujo de partículas abrasivas ya que en estas condiciones una gran parte de la energía del impacto se consume en la deformación elástica del material. Durante el aumento de la velocidad de impacto el efecto de disipación de la energía paulatinamente disminuye llegando el material a comportarse como un material frágil y casi toda la energía de impacto se gasta en la destrucción de las capas superficiales.

3.5 Análisis por el diagrama de Schaeffler

El diagrama de Schaeffler interrelaciona la composición química del metal base. Para su empleo se parte del cromo y níquel equivalente. 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, el resultado final resume todo en solo una curva cuyos puntos determinan el porcentaje de ferrita presente en una aleación en función de la relación del equivalente de Cromo y Níquel (E_{Cr}/E_{Ni}). Es una aproximación muy aceptable dado que se consideren 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 cuña el $[Cr]$ tiene un valor de 26,5 y el $[Ni]$ 37,5, 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. Este tipo de agrietamiento 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 y eliminar iones cloruro.

La ferrita no es obtenible en todas las aleaciones inoxidables con níquel, para el alloy 20 que es el material de la cuña 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.

La ferrita es una estructura cúbica centrada en el cuerpo (BCC). Es magnética, tiene un buen límite elástico, pero es relativamente frágil. Esta fase es rica en

cromo, pero tiene una solubilidad muy baja para los elementos intersticiales de aleación tal como el carbono y el nitrógeno.

Las cantidades de austenita y de ferrita presentes después de la fabricación dependen de la composición y de la historia térmica del acero. Pequeños cambios en la composición pueden dar lugar a grandes cambios en la fracción de volumen de estas dos fases.

3.6 Determinación de perfiles de microdurezas

Los perfiles de microdurezas se realizaron con al menos tres mediciones a cada muestras con cargas de 50 g y 70 g. Se seleccionó la muestra de la cuña que estaba expuesta al medio y desgastada, partiendo de las cercanías de las zonas desgastadas hacia el material base la dureza promedio obtenida fue de 217 HVN. Se graficó el comportamiento de la dureza para carga de 70 g, el cual aparece en la figura 3.7.

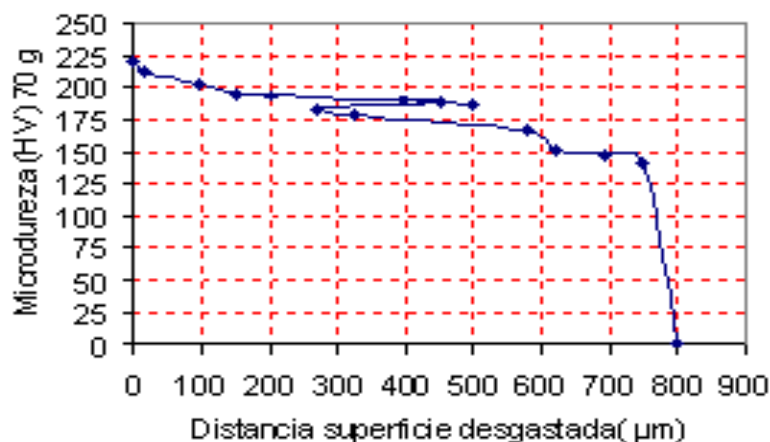


Figura 3.7. Perfiles de microdureza en las zonas desgastadas.

Como muestra la figura existe incremento de la dureza en la medida que ejerce influencia la pulpa encima de la superficie de la cuña, para una distancia de medición de superficie desgastada de 800 μm hay una microdureza aproximada de 220 HV, se puede observar que en el rango de 300 a 400 μm hay una tendencia estacionaria de la microdureza, esto puede estar atribuido a la resistencia que ofrece la capa pasivadora de cromo durante la fricción deslizante como resultado de las deformaciones en esta zona de contacto. Se ha de significar que producto al deslizamiento de la pulpa sobre la cuña provoca el

efecto de la deformación plástica, presentándose, el mecanismo de endurecimiento de deformación (acritud).

3.7 Análisis de la velocidad del fluido

Cuando se transportan fluidos no newtonianos, y hay presentes partículas sólidas, donde si 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 desde el punto de vista de la ingeniería, la velocidad del fluido incide en el comportamiento del sistema, un fluido al estar compuesto por partículas provocan desgaste acelerado sobre la línea de tubería u otro elemento como es el caso de la cuña, ya que se comporta como un material abrasivo de mayor dureza sobre uno de menor dureza, la Velocidad del flujo que presenta actualmente el sistema es de 2,72 m/seg, la velocidad critica recomendada para este tipo de fluido es de 1,94 – 2,07 m/seg, es decir existe una alteración en el sistema que también provoca que el desgaste en la cuña sea acelerado.

Se ha encontrado que cuando se incrementa la velocidad, se aumenta el coeficiente de desgaste, esto se atribuye al calentamiento por fricción. Esto debido a que en los metales la dureza y la resistencia a la fluencia disminuyen

3.8 Análisis del desgaste gravimétrico

El desgaste y la corrosión como fenómenos complejos de degradación de los materiales, están directamente relacionados con factores hidrodinámicos, mecánicos, metalúrgicos y químicos. Al actuar de manera combinada, son responsables de los enormes gastos de materias primas, materiales, consumo de energía, baja productividad y la contaminación del medio ambiente. Los resultados de los cálculos de desgaste se recogen en la tabla 3.2

Tabla 3.2. Comportamiento de la corrosión en las cuñas

Velocidad de corrosión g /m ² .h	26,7
Velocidad de corrosión mm/año	4,03

Como se observa en la tabla 3.2 existe un acelerado desgaste en la cuña producto del medio en que trabaja, si se compara este valor con lo que se representan en la figura 1.1 del epígrafe 1.3.4, curvas de isocorrosión en el capítulo I, se encuentra por encima de los parámetros establecidos (0,1 mm/año) cuando los aceros

inoxidables trabajan en medio de ácido sulfúrico, y el material se caracteriza por una estabilidad de III a V grados debe considerarse de ordinario como inestable e inapropiado para servir en el medio en cuestión, así como una acrecentado pérdida por hora de 26,7 g /m².h, esto está motivado por que a pesar de que la pulpa presenta elevado % de ácido, también influye el tamaño de su granulometría y los sulfatos disueltos.

Esto también se ve reflejado en el tiempo de duración de las cuñas las cuales tienen un tiempo de duración de aproximadamente 39,06 días, es decir antes del ciclo de parada que está establecido que sea de 90 días.

La forma del abrasivo es de mucha importancia, debido a que este genera el surco, transmite la carga y los esfuerzos; por lo que los abrasivos con ángulos agudos causan mayor desgaste que los de forma redondeada.

3.9 Valoración económica

Al abordar el aspecto económico considerando el retiro de las válvulas de la línea de pulpa lixiviada, se tuvo en cuenta las incidencias económicas que generaban las mismas por fallos que provocan las mismas, 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 estas válvulas.

Gasto material			
Denominación	Códigos	Costo USD	Importe USD
Válvulas	10500059064	22 034,36	264 412,32
Cuerpo	10500059085	9 974,31	119 691,72
Paleta	10500059066	1 038,49	120 464,84
Asiento	10500059065	891,88	300 563,56
Total gasto material en 365 días: 805 132,44 USD			

A esto se le añade los gastos realizados por concepto de reparaciones en la Empresa “Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche”, en el año actual se le entregaron 18 cuñas que importó 3327,66 USD.

Costo total: 808 460,1 USD

Afectaciones a la producción

Horas perdidas: 545,90
Mineral dejado de procesar: 8 395,68 tm.
Ni+Co dejado de producir: 107,18 tm

3.10 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, continua 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 produce 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.

Conclusiones del capítulo III

- ❖ Una de las razones que provocas el desgaste generalizado en la cuña está atribuidos a los defectos de fundición que presenta la misma, ya que estos defectos dejan inactiva la capa pasiva del material antes el régimen de la pulpa.
- ❖ En los diferentes ensayos realizados a cuerpo de las cuñas retiradas de servicios, se pudo observar que son varios los defectos que actúan simultáneamente en la misma, los cuales invalidan su funcionamiento.
- ❖ Las cuñas de las válvulas presentan un desgaste acelerado producto de la acción de la pulpa, ya que el índice determinado, está por encima de los parámetros establecidos para estos tipos de aceros cuando trabajan en ambientes de iones cloruros.
- ❖ Las roturas y reparaciones de la cuña incurren en una afectación económica elevada, ya que asciende a valores de 808 460,1 USD y severas afectaciones a la producción.



Conclusiones Generales

- ❖ En el proceso de lixiviación se emplean válvulas del tipo "top flow", de acero inoxidable marca "Alloy" 20, las cuales están expuestas a severas condiciones de desgaste por las características que presenta la pulpa lixiviada.
- ❖ En las micrografías observadas, se pudo determinar que existe en la cuña 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 incidencia económica en la incurren las cuñas de las válvulas son elevadas, ya que por concepto de materiales estas pérdidas ascienden a 808 460,1 USD, afectando también la producción.
- ❖ Las roturas de la cuña traen consigo serias afectaciones al medio ambiente, las mismas al ser vertidas al medio contaminan el hábitat de diferentes especies, pero además estos desechos dañan también las aguas costeras.

Recomendaciones

- ❖ Analizar en futuras investigaciones el efecto de la granulometría de la pulpa, la cual, por presentar partículas de arenas, actúa sobre el material de la cuña como un abrasivo de mayor dureza desgastándola.
- ❖ Proponer a la Empresa "Comandante Pedro Sotto Alba", se analice el sistema de fundición de las cuñas actuales, ya que las mismas presentan defectos antes de su puesta en funcionamiento.
- ❖ Proponer a la Empresa "Comandante Pedro Sotto Alba", el empleo del material Hastelloy 2000 para la fabricación de la cuña de la válvula Top Flow .



Bibliografía

1. Albert, S., "Characterization of Nickel Based Hardfacing Deposits on Austenitic Stainless Steel", Surface Engineering, vol. XXI, No. 4, 2005, págs. 290-295.
2. Askeland, D. La Ciencia e Ingeniería de los materiales. Grupo Ed. Iberoamérica, México, 1998.
3. Apraiz J. Aceros Especiales, Editorial Dossat S. A., Madrid 1975
4. Avery H.S. Materials for de Mining Industry Climax Molybdenum Co., Vail, CO, 43-77, July 1974.
5. Bedolla-Jacuinde A., Arias L., and Hernandez B. Kinetics of Secondary Carbides Precipitation in a High-Chromium White Iron Journal of Materials Engineering and Performance, Volume 12(4), p.371-382, August 2003.
6. Beeley, P. R. Foundry Technology, Butterworths, 1972.
7. Belzunce F.J. Aceros y Fundiciones: Estructuras, Transformaciones, Tratamientos Térmicos y Aplicaciones Universidad de Oviedo, 2001.
8. Biner S. B. Can. Metall. Q., 24, 155-167, 1985.
9. Burstein, G. T., "Effect of Impact Angle on the Slurry Erosion–Corrosion of 304 L Stainless Steel", Wear 240, 2000, págs. 80-94.
10. Breton, Defectos de las piezas de fundición, Ediciones URMO, 1965
11. Calvo F.A. Metalografía Práctica Ed. Alambra, 1971.
12. Callister W.D. Ciencia e Ingeniería de los Materiales I Ed. Reverté, S.A., 1999.
13. Callister W.D. Materials Science and Engineering. An Introduction. Fifth Edition. Departament of Metallurgical Engineering. University of Utah. John Wiley & Sons, Inc. 8195 pp. ISBN 0-471-32013-7. 2000.
14. Casanovas J., Alemán C. Introducción a la Ciencia de los Materiales, p.313-315 Ed. Cálamo, Barcelona 2002.
15. Davis J.R. Cast Irons, p.107-123 ASM International, United States of America, 1996
16. Di Caprio, G. Notas históricas y de producción sobre los aceros inoxidables. En: Los aceros inoxidables. Grupinox: Barcelona. 1999a.



17. Dogan Ö.N., Hauk J.A., Laird II G Solidification Structure and Abrasion Resistance of High Chromium White Irons Metallurgical and Materials Transactions A; Vol.28A, June 1997.
18. Durman R. W. PhD thesis, University of Aston, UK, 1970.
19. Hann S.K., Gates K.D A Transformation Toughening White Cast Iron Journal of Material Science, 32, 1249-1259; 1997
20. Hochmann J. Aceros inoxidables / Aceros refractarios. Ediciones URMO, España, 1968
21. Khanna A.S., High Temperature Oxidation and Corrosion ASM International, United States, 2002.
22. Kootsookos A., Gates J. D., Eston R.A. Cast. Met, 7, 239-246, 1995
23. Lankford W. T. The Making, Shaping and Treating of Steel Association of Iron and Steel Engineers; USA, 1985.
24. L. Colombier, J. Hochmann, Aciers inoxydables, aciers refractaires. París 1955.
25. Li Shizhuo & Jiang Xia, "Effect of Environmenta Embrittlement on Wear Resistance of Alloys in Corrosive Wear", Wear 225-229, 1999, págs. 1025-1030.
26. Pearce J.T.H. Trans.AFS, 92, 599-622, 1984.
27. Pero-Sanz J.A.; Verdeja J.I. 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.
28. Radulovic M., Fiset M., Peev K., and Tomovic M. J. Mater.Sci., 29,5085-5094; 1994
29. Sare I.R. Abrasion Resistance and Fracture Toughness of White Cast Irons Metals Technology 412-419; November 1995.
30. Smith W. F. Fundamentos de la Ciencia e Ingeniería de Materiales Mc Graw Hill, Madrid 1998.
31. Tabrett C.P., Sare I.R. Fracture Toughness of High-Chromium White Irons: Influence of Cast Structure Journal of Materials Science, 3, 2069-2077; 2000.



32. Tabrett C.P., Sare I.R., Ghomashchi M.R. Microstructure-Property Relationships in High Chromium White Iron Alloys International Materials Reviews, Vol. 41, N°2.; 1996.
33. Trojan, P. K. Metals Handbook, Vol.15, 9th Edition, 88-97, 1988.
34. Zhang M.X., Kelly P.M., Gates J.D. The Effect of Heat Treatment on the Toughness, Hardness and Microstructure of Low Carbon White Cast Irons Journal of Materials Science, 36, 3865-3875; 2001.
35. Zum Gahr K.H. Metallkd., 71, 103-109; 1980.
36. Sare I.R. Abrasion Resistance and Fracture Toughness of White Cast Irons Metals Technology 412-419; November 1997.
37. Zhang M.X., Kelly P.M., Gates J.D. The Effect of Heat Treatment on the Toughness, Hardness and Microstructure of Low Carbon White Cast Irons Journal of Materials Science, 36, 3865-3875; 2001