



República de Cuba
Ministerio de Educación Superior
Departamento de Metalurgia Electromecánica

**DETERMINACIÓN DEL EFECTO DEL DESGASTE EN UNA
SUPERALEACIÓN BASE NÍQUEL EMPLEADA EN PULPA LIXIVIADA
CALIENTE**

En opción al título de Máster en Electromecánica

Autor: Ing. Wilfredo Durán Martínez

Moa /2018



República de Cuba
Ministerio de Educación Superior
Departamento de Metalurgia Electromecánica

**DETERMINACIÓN DEL EFECTO DEL DESGASTE EN UNA
SUPERALEACIÓN BASE NÍQUEL EMPLEADA EN PULPA LIXIVIADA
CALIENTE**

En opción al título de Máster en Electromecánica

Autor: Ing. Wilfredo Durán Martínez

Tutores: Prof. Tit. Isnel Rodríguez González, Dr. C.

Prof. Tit. Tomás Fernández Columbié, Dr. C.

Moa /2018

Declaración de autoridad

Yo: Wilfredo Durán Martínez

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

Wilfredo Durán Martínez

Dr. C. Isnel Rodriguez Gonzalez.

Dr. C. Tomás Fernández Columbié.

Agradecimientos

A mis tutores por confiar en mí y la entrega incondicional en la realización de este trabajo,

MSc. Isnel Rodríguez González,

MSc. Tomás Fernández Columbié.

Al Ing. Julio Vázquez Concepción por apollarme de manera incondicional en la realización de este trabajo,

A mis familiares que me han apoyaron en los momentos de mi vida en que mas lo henecesitado.

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

Por último no por que sea menos importante, al Señor por Amarme primero y así yo poder amar al projimo.

A todos

Muchas Gracias.

Dedicatoria:

Quiero dedicar este trabajo a mis familiares.

***A mis padres; Wilfredo Durán Abella
y Luz del Alba Martínez Fuentes.***

A mis hermanas; Bastý y Suny.

A mí querida y amada esposa,

Yuleydis Neyra Matos.

A mis hermosos hijos, Cristian Emanuel y Talía.

A mis suegros, cuñados, tíos, sobrinos y primos.

RESUMEN

El trabajo tiene como objetivo analizar el comportamiento del desgaste de la cuña de la válvula topflow, fabricada por forjado de la superaleación hastelloy C-276. Para el desarrollo del trabajo se realizó el análisis macroscópico, así como microscópico del cuerpo de la cuña, determinando los defectos superficiales e internos. Las muestras preparadas fueron de 15 X 15 para los ensayos microscópico y de microdureza. Los defectos determinados por el efecto del desgaste son el desgaste por corrosión por picaduras y por corrosión intergranular. Los microconstituyentes es la austenita con un 80,15 %, con la presencia de un 19,65 % de sulfuro y un 0,2 % de la fase ferrítica sobre la matriz, lo cual contribuye a la disminución de la dureza desde 227 HV hasta 154 HV, condiciones que hacen susceptible a la cuña al desgaste por corrosión. Al emplear el método de los elementos finitos (MEF) se obtuvo desplazamientos en el desgaste con un valor de 0,1308 mm, así como la generación de tensiones, que van desde 0,1 Mpa en la zona no desgastada hasta 0,9 Mpa hasta la zona desgastada, obteniendo que el fenómeno de desgaste genera un proceso de abrasión por arranque, el cual provoca pérdida de material en la superficie interna de la cuña. Se realiza la valoración económica en la que incurre este defecto, así como la incidencia del proceso en el medio ambiente.

ABSTRACT

The present paperwork is intended to investigate the wearing behavior of the wedge from the Top Flow valve, which manufactured by forging the C-276 Hastelloy super alloy. As part of the testwork, both macroscopic and microscopic analysis of the wedge body was carried out to determine the superficial and internal imperfections. Samples of 15 x 15 were prepared for the microscopic and micro-hardness tests. The defects resulting from the effect of wear are wear-out by pitting corrosion and intergranular corrosion. The microconstituent is austenite represented by 80.15%, 19.65% of sulphur and 0.2% of the ferritic phase on the medium, which contributes to the decrease in hardness from 227 HV to 154 HV. These are conditions contributing to wearing of the wedge due to corrosion wear. When using the method of finite elements (MFE), wear displacements of 0.1308 mm were reached, as well as the stress generation ranging from 0.1 Mpa in the non worn-out area to 0.9 Mpa in the worn-out area. This is indicative that the phenomenon of wear generates a process of abrasion by starting up, which causes loss of material on the internal surface of the wedge. The economics in which this defect impacts on is carried out, as well as the incidence of the process in the environment.

TABLA DE CONTENIDOS	Pág.
Introducción.....	1
1. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS.....	4
1.1. Introducción.....	4
1.2. Generalidades sobre el desgaste.....	4
1.2.1. Erosión por impacto de partículas sólidas de los materiales.....	6
1.3. Resistencia a la corrosión de los aceros inoxidable.....	8
1.3.1. Desarrollo de las superaleaciones base níquel.....	10
1.4. Capa pasiva de los aceros inoxidable.....	12
1.5. Corrosión por picadura.....	15
1.5.1. Corrosión intercrystalina.....	17
1.6. Generalidades de las aleaciones de cromo.....	18
1.6.1. Fundición con alto contenido en cromo.....	20
1.7. Proceso de obtención de la válvula “top flow”.....	22
1.7.1. Procesos de conformado por forja.....	23
1.8. Influencia de la pulpa lixiviada caliente en las válvulas “top flow”.....	25
1.9. Conclusiones del capítulo I.....	27
2. MATERIALES Y MÉTODOS.....	28
2.1. Introducción.....	28
2.2. Composición química del material empleado en la cuña.....	28
2.3. Función de la válvula top flow.....	29
2.4. Preparación de las muestras metalográficas.....	31
2.5. Comportamiento microestructural de las muestras.....	33
2.6. Microscopio óptico empleado.....	34
2.6.1. Ensayos de dureza aplicada a las muestras.....	35
2.6.2. Microscopio óptico para el análisis de imágenes.....	35
2.7. Metodología para la verificación del diseño de la válvula.....	36

2.8.	Análisis por el método de los elementos finitos.....	40
2.8.1.	Requisitos y parámetros establecidos en la simulación.....	40
2.8.2.	Condiciones de fronteras.....	40
2.8.3.	Mallado de la geometría.....	40
2.9	Diseño de experimentos.....	42
2.10	Conclusiones del capítulo 2.....	44
3.	ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS.....	45
3.1	Introducción.....	45
3.2	Análisis de la composición química.....	45
3.3	Resultados de la verificación del diseño de la cuña.....	46
3.4.	Análisis microestructural.....	49
3.4.1.	Resultados de los defectos microscópicos de la cuña.....	50
3.4.2.	Análisis del porcentaje de microconstituyentes en las muestras.....	53
3.5.	Análisis de la dureza de la superaleación.....	54
3.6.	Condiciones para determinar el desplazamiento por el MEF.....	55
3.7.1.	Análisis de varianza.....	59
3.8.	Valoración económica.....	60
3.9.	Valoración del impacto medio ambiental.....	61
3.10.	Conclusiones del capítulo III.....	63

CONCLUSIONES GENERALES

RECOMENDACIONES

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

INTRODUCCIÓN

En una era de aceleradas mejoras tecnológicas y de elevada competencia, eficiencia y ahorro de costos son las palabras en auge. Las exigencias que deben cumplir los materiales son múltiples: resistencia elevada a cargas cíclicas, a presiones extremas, a ambientes corrosivos, a elevadas temperaturas. Con frecuencia, estos requerimientos son contradictorios. Un material no puede ser muy dúctil y a su vez, poseer una resistencia al desgaste elevada. Asimismo, se pretende que éste sea económico, fácil de fabricar y de rápida disponibilidad.

El desgaste junto con la corrosión y fatiga, son los tres principales procesos que limitan o degradan la vida útil de los productos de ingeniería. Es posible observar piezas dañadas que pertenecen a un mecanismo complejo. La cantidad de desgaste tolerable dependerá del daño causado más la pérdida de material de la superficie. Algunas veces, una pequeña cantidad de desgaste produce una pérdida considerable de actuación de la pieza o de los sistemas mecánicos.

El desgaste es contemplado normalmente como pérdida de material, aparece por medio de la creación de partículas en lugar de la disminución de átomos individuales. Por esta razón, los mecanismos de desgaste pueden ser considerados como un indicativo del mecanismo de falla del material, que sucede muy cerca de la superficie. Burwell (1957) registra cuatro mecanismos principales: desgaste adhesivo, desgaste abrasivo, desgaste por fatiga y desgaste corrosivo. Además, la erosión y cavitación en los tipos menores de desgaste (Arnell, 1991; Burwell, 1957). Estos mecanismos principales todavía son seleccionados y empleados por la mayoría de los tribologistas; aunque algunos los han clasificado un poco diferente, coinciden en lo fundamental (Bayer, 1994).

Cuando la resistencia al desgaste abrasivo se combina con circunstancias corrosivas, donde se encuentran situaciones ácidas severas confrontadas, deben considerarse aleaciones no ferrosas como las existentes a partir de níquel. Éstas son endurecidas por micro constituyentes tales como boruros de cromo, carburos de cromo o silicatos de níquel. Los primeros, aumentan la resistencia al desgaste, mientras que los silicatos presentan mayor dureza, cuando se presentan junto con boruros contenidos en la misma aleación (Wu y Redman, 1994).

Estas aleaciones se pueden utilizar en elementos de maquinaria sometidos a un alto ritmo de desgaste, como en el caso de equipo minero y agrícola, que mueve tierra o en la industria alimenticia y en general en condiciones de trabajo con calor, ambiente corrosivo y desgastes combinados. La selección de un material que vaya a ser utilizado para un componente mecánico expuesto al desgaste es muy importante, ya que, debido a su estructura metalográfica y propiedades mecánicas se podrá conocer la resistencia que este pueda poseer frente a este fenómeno, de esta manera, se podría determinar la vida útil para que preste un buen servicio para el que fue diseñado.

En la industria los materiales que están siendo sometidos a trabajar en ambientes altamente de desgaste, son materiales que en el proceso de mantenimiento ocupan un gran factor, por la necesidad de remplazarlos es mucho más frecuente por las cargas que tienen que soportar. Por ende, la importancia de determinar específicamente las propiedades de los materiales, así poder estimar cual va a sufrir un desgaste prematuro y establecer cuáles de estos materiales son susceptibles a remplazarlos más a menudo.

Prácticamente todo material que es sometido a un trabajo por más mínimo que sea, presenta un tipo de desgaste que varía por las condiciones de trabajo a las cuales está sometido, por ende, tiende a perder sus características ya sean mecánicas o físicas (reducción de material, tolerancias) y que a la larga aumentan la frecuencia de mantenimiento de los componentes.

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

Las válvulas top flow de la línea de pulpa lixiviada en la Planta de Lixiviación, han presentado averías durante su funcionamiento, por efecto del desgaste y las perforaciones en cuerpos y cuñas, en ocasiones se han observado algunas zonas afectadas por la corrosión, las guías exteriores que son recubiertas con material polimérico, también presenta estos defectos, para alargarles el tiempo de explotación, se les somete a un maquinado en la 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 aparecen nuevamente las dificultades con mayor agudeza lo que ha provocado la salida de funcionamiento a varias válvulas por ser ya irre recuperables, lo que conduce a erogaciones monetarias de un valor elevado, afectaciones a la producción y al medio ambiente.

El **problema** a investigar lo constituye: aún son insuficientes los estudios relacionados con el fenómeno de desgastes, originados en la superaleación base níquel del tipo hastelloy C-276, empleada en el material de la cuña de la válvula top flow de la línea de pulpa lixiviada.

Como **objeto de la investigación** se establece: cuña de la válvula top flow fabricada de la superaleación base níquel hastelloy C-276.

El **campo de acción** es: microestructura y dureza de la cuña antes y después del fenómeno del desgaste por efecto de la pulpa lixiviada caliente.

Sobre la base del problema a resolver se establece la siguiente **hipótesis**: para una velocidad del fluido en la pulpa lixiviada, la presión interna en el cuerpo de la válvula, donde tiene influencia las variaciones microestructurales, la tensiones y la dureza, se puede determinar el efecto del desgaste en la superaleación hastelloy C-276, material de la cuña de la válvula top flow.

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

Determinar el efecto del fenómeno del desgaste en la cuña de la válvula top flow fabricada de la superaleación hastelloy C-276, originadas por la velocidad del fluido, las variaciones microestructurales, la tensión y la dureza, luego de retiradas de servicio.

Y se definen los siguientes **objetivos específicos**:

1. Caracterizar las condiciones de trabajo de las superaleaciones base níquel para ser empleadas en ambientes severos corrosivos, así como su comportamiento a la resistencia a elevada carga cíclica y presiones extremas.
2. Establecer el procedimiento metodológico relacionado con la caracterización del medio en que trabaja la superaleación base níquel hastelloy C-276, así como las condiciones del empleo del método de los elementos finitos para la determinación de las tensiones que surgen durante el funcionamiento de la cuña.
3. Definir a partir de las regularidades obtenidas del comportamiento microestructural, la tensión y la dureza en la superaleación hastelloy C-276, el desgaste que se origina en la superficie de la cuña por efecto de la pulpa lixiviada caliente.

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

1. Establecimiento del estado del arte relacionada con el objeto de estudio.
2. Planificación, diseño y realización de experimentos.
3. Ejecución experimental relacionada con el método de los elementos finitos para la determinación del desgaste de la cuña de la válvula top flow.
4. Análisis de los resultados relacionados con el comportamiento microestructural, las tensiones y la dureza que originan el efecto del desgaste en la cuña de la válvula top flow, fabricadas de una superaleación base níquel.
5. Planteamiento de los efectos económicos, sociales y ambientales del proceso de desgaste y la corrosión en las industrias minera.

Capítulo 1

Marco teórico. Antecedentes investigativos

1. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS

1.1 Introducción

La selección de materiales para el manejo de ácido sulfúrico exige una comprensión clara del comportamiento de este 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 relacionado el fenómeno del desgaste en las superaleaciones base níquel.

1.2. Generalidades sobre el desgaste

Es la pérdida de material la que evidencia el fenómeno del desgaste y en la industria minera es un tópico importante que precisa estudio, debido a que las partes de estas máquinas se encuentran en constantemente contacto y movimiento con otros elementos. Por tal motivo, la selección de los materiales para la fabricación de este tipo de elementos debe ser muy precisa.

Según Hawk (1999), hay cuatro mecanismos de desgaste: por adherencia, abrasión, corrosión y triboquímica de la reacción (la combinación de corrosión con otro mecanismo de desgaste). El mismo autor también menciona otros tipos de pérdida, como la cavitación y la fatiga por contacto, los cuales son también causantes del deterioro de los materiales. Respecto a los tipos de mecanismos de desgaste, diferentes autores aprecian el estudio de los fenómenos de desgaste en dependencia de criterios propios y se presentan generalmente distintos esquemas de clasificación, siendo muy común encontrar la que los divide entre abrasión, adhesión, corrosivo-mecánico, fatiga superficial, cavitación y erosión (Ochoa y Macías, 2006).

Debido a las distintas variables implicadas en los diferentes mecanismos de desgastes, este trabajo hizo apenas un acercamiento a la abrasión, erosión, la adherencia y la cavitación, con

énfasis en las particularidades del desgaste por erosión. En la figura 1.1 muestra en forma de esquema, los cuatro tipos de desgaste.

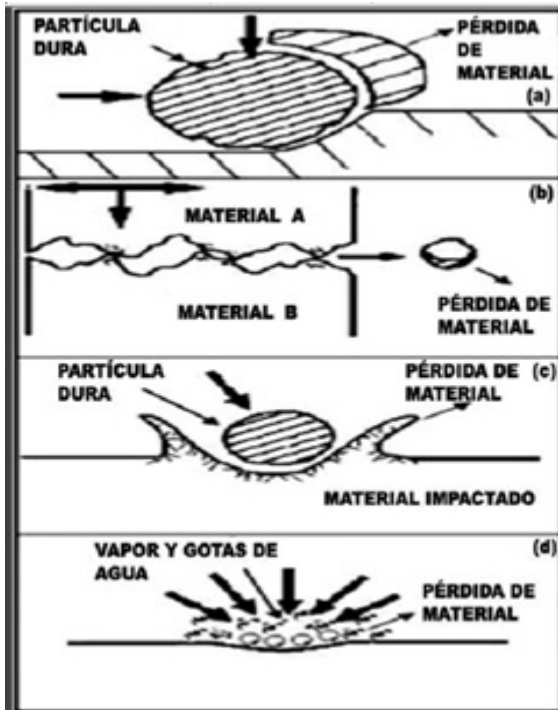


Figura 1.1. Tipos de desgaste: (a) abrasivo; (b) adhesivo; (c) erosivo d) cavitación.

Fuente: Marques (2006).

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

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

1.2.1. Erosión por impacto de partículas sólidas de los materiales

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

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

La pérdida de material por erosión depende de muchos factores interrelacionados que incluyen las estructuras y las propiedades de los materiales que actúan como blanco, las condiciones de micro y macroexposición y las características físicas y químicas de las partículas erosivas (Hutchings 2000; Hussainova y Schade 2008).

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

Hoppert (1989) ha referido que el choque de partículas duras y agudas a distintos ángulos cortará materiales dúctiles o blandos. La pérdida de material en el corte empieza cuando la partícula choca con la superficie. Para los ángulos normales de ataque, las partículas de cualquier forma o dureza provocarán la fatiga superficial del material alcanzado. Los materiales frágiles, como las cerámicas, tienen gran susceptibilidad a grietas y microfisuras, por consiguiente, son removidos preferencialmente por la interconexión de grietas que divergen del punto de choque de la partícula en la superficie. En la figura 1.2 se muestra el mecanismo de desgaste de materiales frágiles, para ángulos próximos a 90° .

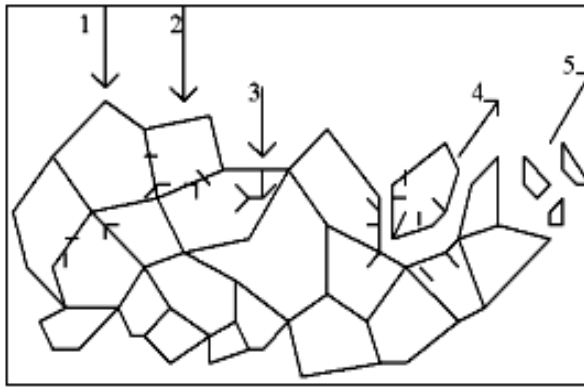


Figura 1.2. Mecanismo de desgaste. 1. Fatiga de la fase intergranular; 2. Microgrietas en el contorno de grano. 3. Inducción de microgrietas en el grano; 4. Desprendimiento del grano. 5. Desprendimiento de fragmentos de granos. Fuente: Hoppert (1989).

Las partículas que causan el desgaste erosivo pueden estar en ambientes secos o húmedos, pudiendo actuar de formas muy variadas, tal como se muestra en la figura 1.2. Cuando el medio de trabajo es húmedo (por ejemplo, un medio con agua y partículas de arena), la erosión y la corrosión son fenómenos que actúan en forma sinérgica, provocando la degradación acelerada de los materiales (Zum Gahr, 1987).

La pérdida de material debido al fenómeno de erosión es dependiente de varios factores interrelacionados, donde influyen las propiedades físico-químicas de la partícula erosiva, las propiedades y las estructuras de los materiales erosionados y las condiciones del medio (Ball, 1986). En relación con lo anterior, según Finnie (1980), las variables que afectan la erosión pura pueden separarse en 3 tipos:

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

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

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

De acuerdo con Mesa y Sinatora (2003), el desgaste no sólo provoca la pérdida de eficiencia de los equipos, sino también grandes pérdidas económicas. Los daños ocasionados en el desgaste de piezas llevan al continuo recambio de partes de la maquinaria que provocan grandes tiempos de parada y por tanto de la producción. Es por esto que el estudio del desgaste, adoptando un adecuado método de trabajo, permite prever fallos en equipos, conservando la productividad, la seguridad industrial y la disminución de costos relacionados con este tema. Incluso reduciendo la contaminación ambiental en algunos

casos. Por ello las industrias, centros de investigación y universidades deberían emprender iniciativas con el fin de enfrentar este importante problema.

1.3. Resistencia a la corrosión de los aceros inoxidables

Los aceros inoxidables austeníticos fueron desarrollados y utilizados a principios de los años 90. Inicialmente, algunas de las aleaciones fueron producidas solo como piezas de fundición y más tarde se desarrollaron las versiones forjadas. Desde entonces ha habido un progreso constante de diferentes o mejores aleaciones base níquel. Muchas de ellas encuentran su uso en la industria química para el servicio a la corrosión acuosa (Kotecki y Ogborn, 1995).

Las composiciones de muchas aleaciones forjadas base níquel pueden ser clasificadas como aleaciones de base de hierro-níquel, en las que el níquel es el elemento principal soluto, o base de níquel, en los que al menos el 50 % de níquel está presente. Las aleaciones de hierro-níquel se consideran complejas porque incorporan diferentes tipos de elementos (Costes *et al.*, 2007; Durán-Martínez y Fernández-Columbié, 2018).

Todos los aceros inoxidables contienen el cromo suficiente para darles sus características de inoxidables. Muchas aleaciones de este tipo contienen además níquel para reforzar aún más su resistencia a la corrosión. Estas aleaciones son añadidas al acero en estado de fusión para hacerlo "inoxidable en toda su masa". Por este motivo, estos aceros no necesitan recibir tratamiento superficial para mejorar su resistencia a la corrosión. Al analizar los resultados, se puede plantear que el material más resistente al medio corrosivo utilizado es el Hastelloy C-276, seguido del Inconel 625 y del AISI 316 como el de menor resistencia, este último es seriamente afectado por el ácido en las condiciones del ensayo, si se toma en cuenta la alta velocidad de corrosión (Hogmark, 1978).

También los aceros inoxidables se oxidan, pero en vez de óxido común, lo que se forma en la superficie es una tenue película de óxido de cromo muy densa que constituye una coraza contra los ataques de la corrosión. Si se elimina esta película de óxido de cromo que recubre los aceros inoxidables, se vuelve a formar inmediatamente al combinarse el cromo con el oxígeno de la atmósfera ambiente.

El empleo de acero inoxidable estará bajo la dependencia de las características oxidantes del ambiente. Si imperan condiciones fuertemente oxidantes, los aceros inoxidables resultan superiores a los metales y aleaciones más nobles (Matos, 1987). Sin embargo, en la

misma familia de los aceros inoxidable la resistencia a la corrosión varía considerablemente de un tipo al otro.

Un grupo importante de aleaciones para el servicio de corrosión y alta temperatura está basado en el elemento níquel. Uno de los atributos más importantes del níquel, con respecto a la formación de aleaciones resistentes a la corrosión, es su compatibilidad metalúrgica con otros metales tales como cobre, cromo, molibdeno y hierro. Las aleaciones de níquel son, en general, austeníticas; sin embargo, pueden estar sujetas a la precipitación intermetálica y a la formación de fases de carburo al someterse al envejecimiento.

De acuerdo con Vázquez (1994) y Kato (2003), una buena resistencia a la abrasión está determinada por una fase dura muy compacta. Si se requiere una matriz tenaz para condiciones de impacto y abrasión, es recomendable una estructura austenítica con elementos de aleación que formen carburos de mayor dureza. Aunque según Wu y Redman (1994), la actuación de una aleación de níquel se puede acercar a un comportamiento martensítico.

Xu Xiaolei *et al.* (2005) estudiaron el efecto del cromo molibdeno y wolframio en el endurecimiento del níquel a altas temperaturas y establecieron la dependencia que sigue el cambio de las propiedades mecánicas (termoresistencia y dureza en caliente) de las aleaciones al alear el níquel con elementos del grupo VIA. La sustitución del cromo en las soluciones de níquel por molibdeno (para iguales concentraciones atómicas) conlleva a un significativo aumento de la temoresistencia de las aleaciones y durante la sustitución del molibdeno por wolframio esta disminuye.

Hernández y Castellanos (2009) determinaron un conjunto de propiedades de las aleaciones de níquel que contenían 10 - 25 % de Cr; 0 - 35 % de W; 0,07 % de C; 0,004 % de B; 0,03 % de Zr luego de revenirlas a 900 y 1 000 °C durante 500 horas. El aumento del cromo hasta 25 % influye favorablemente sobre la resistencia prolongada. El valor máximo corresponde a 5 % atómico de Mo + W. A diferencia de emplear un solo componente, ya sea molibdeno o wolframio, en las aleaciones del sistema Ni-Cr-Mo-W, la aleación conjunta con estos elementos influye enormemente en la sensibilidad a la aparición de grietas en caliente.

Refiere Esmailian (2010) que las aleaciones de níquel son, en general, todas aleaciones austeníticas, sin embargo, pueden estar sujetas a la precipitación de intermetálicos y fases

de carburo cuando envejecen. Para aplicaciones de corrosión la precipitación de las segundas fases, por lo general, promueve ataque de corrosión. El problema difícilmente se encuentra porque las aleaciones se suministran en condición de recocidas y las temperaturas de servicio rara vez se acercan al nivel requerido para la sensibilización e inicio de la corrosión.

En general, la resistencia a la corrosión localizada de aleaciones se mejora por la adición de molibdeno. Sin embargo, el contenido de molibdeno por sí solo no resuelve el problema. Muchas superaleaciones, quizás entre el 15-20 %, han sido desarrolladas específicamente para aplicaciones resistentes a la corrosión (Hernández y Castellanos, 2009).

El hastelloy C-276 es una superaleación de níquel-molibdeno-cromo con adición de tungsteno, diseñado para tener una excelente resistencia a la corrosión en un rango amplio de ambientes severos. El alto contenido de níquel y de molibdeno hace que este acero de aleación de níquel sea especialmente resistente a la picadura y a la corrosión de rendija en ambientes de reducción, mientras que el cromo lo hace resistente a medios oxidantes. El bajo contenido de carbón minimiza la precipitación de carburo durante el soldamiento para mantener la resistencia a la corrosión en las estructuras de ensamble (Rebak *et al.*, 2001).

1.3.1. Desarrollo de las superaleaciones base níquel

El desarrollo de la tecnología moderna no habría sido posible sin el perfeccionamiento paralelo de nuevas aleaciones dotadas de propiedades especiales. Tal es el caso de las llamadas superaleaciones, las cuales exhiben una combinación de fuerza mecánica y resistencia a la degradación superficial (Floreen y Davidson, 1983).

Refieren Zadorozne *et al.* (2011) que los cambios en el abastecimiento y la demanda de una economía impulsada por los avances tecnológicos, han resultado en el desarrollo de un gran número de aleaciones comerciales de base níquel, este tipo de aleaciones es de vital importancia para la industria moderna, por su habilidad para resistir una extensa variedad de severas de operación, que involucran: ambientes corrosivos, altas temperaturas, propiedades mecánicas y la combinación de estos factores.

El níquel puro es dúctil y tenaz debido a su estructura cristalina cubica centrada en las caras (FCC), que lo hace tener una mayor solubilidad en el estado sólido para los elementos aleantes, lo que permite el diseño de una amplia variedad de aleaciones, de tal

forma que pueden capitalizarse adecuadamente las propiedades de los elementos aleantes (Zadorozne *et al.*, 2011).

Ha sido planteado por Agarwal (2000) y Carranza *et al.* (2007) que estas aleaciones se desarrollaron a partir de los aceros inoxidable austeníticos, pero con contenidos de Ni mayores. Son aleaciones base Ni (tipo INCONEL serie 600 y 700), base Fe-Ni (tipo INCOLOY serie 800) y base Co (tipo STELLITE) que se usan generalmente a temperaturas mayores de 540 °C ya que poseen una excelente resistencia mecánica a elevadas temperaturas. Las superaleaciones consisten en una matriz austenítica γ fcc más una variedad de fases secundarias.

Las condiciones de operación, método usado en la soldadura, tratamientos térmicos inapropiados y temperaturas de operación en el intervalo de 482-816 °C promueven la precipitación de carburos de cromo y el consecuente empobrecimiento de cromo en los bordes de grano, promoviendo, de esta manera la sensibilización de la estructura metálica.

Refiere Rebak *et al.* (2001) y Esmailian (2010), que la fase austenítica les brinda excelente solubilidad para algunos aleantes, excelente ductilidad y características favorables para la precipitación de fases endurecedoras (aleaciones base Fe-Ni y base Ni). Las fases secundarias de valor en el control de las propiedades son los carburos MC, $M_{23}C_6$, M_6C y M_7C_3 (raro) en todos los tipos de superaleaciones y en las aleaciones base Ni y Fe-Ni, los compuestos intermetálicos γ fcc Ni_3 (Al, Ti), γ bct (body centered tetragonal) Ni_3Nb , η hexagonal Ni_3Ti , δ ortorrómbica Ni_3Nb .

Ha sido expuesto por Rebak (2001) que todas las superaleaciones tienen agregados variables de Al, Cu, Mo, Nb, Ti y V que promueven endurecimiento por precipitación de carburos y de intermetálicos submicroscópicos. Su resistencia mecánica se debe a endurecedores por solución sólida y fases precipitadas. Las principales fases precipitadas endurecedoras son γ y γ' . Los carburos proveen un aumento de la resistencia mecánica limitado de forma directa (a través de endurecimiento por dispersión) o más comúnmente indirecta (estabilizando bordes de grano frente a esfuerzos excesivos). Las fases δ y η son útiles (junto con γ) en el control de la estructura en superaleaciones trabajadas durante el procesado. El grado en el cual contribuirán al aumento de la resistencia mecánica dependerá de la aleación y del tipo de procesado.

Estas aleaciones se emplean, al igual que los aceros inoxidable endurecibles por precipitación, cuando los requerimientos de resistencia a la termofluencia y a la oxidación/corrosión son los más exigentes: industria aeroespacial, turbinas de gas, reactores nucleares (Mishra y Frankel, 2008).

Plantean Mishra y Frankel (2008) que una superaleación de níquel, normalmente se fabrica fundiendo níquel y agregando cromo, y pequeñas cantidades de otros elementos, como el aluminio o el titanio, para formar la fase gamma prima. El cromo protege el producto final de la corrosión, mientras que otros metales como titanio y wolframio, incrementan la dureza. Después la mezcla líquida se enfría, apareciendo una masa de fase gamma de níquel-aluminio.

1.4. Capa pasiva de los aceros inoxidables

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

Zhang (2001) plantea que esta capa superficial es de espesor nanométrico (entre 10 y 50 nanómetros), su composición todavía no está muy clara, pero se sabe que está basada en mezclas de óxido de hierro y cromo, poseyendo una excelente plasticidad así como una gran capacidad de regeneración (figura 1.3). 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.

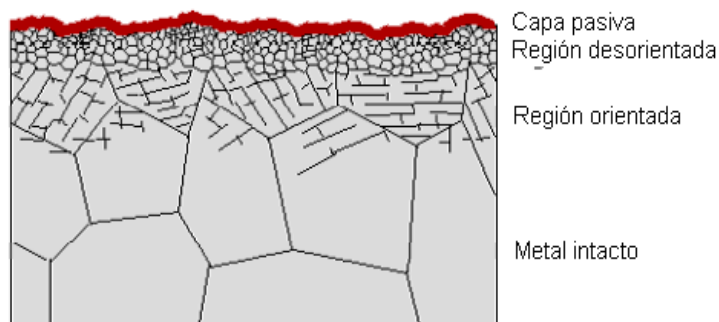


Figura 1.3. Corte transversal de un acero inoxidable.

Fuente: Di Caprio (1999).

Menthe y Rie (1999) exponen que esto ocurre automática e instantáneamente, siempre que haya suficiente oxígeno disponible en la superficie del acero. No obstante la capa pasiva aumenta de grosor durante algún tiempo después de su formación inicial. Ciertas condiciones naturales, como el contacto con el aire o con agua aireada, crearán y mantendrán la condición pasiva de la superficie frente a la corrosión, de este modo los aceros inoxidable pueden mantener su resistencia a la corrosión, incluso si se hubiesen producido daños mecánicos (rasguños o mecanización) y contar así con un sistema propio auto reparador de protección a la corrosión.

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

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

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

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

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

Son del criterio Smith *et al.* (1970) que los materiales sometidos a tensiones repetidas o fluctuantes fallan a una tensión mucho más baja que la necesaria para producir la misma falla bajo una carga constante. Por ende, esta falla suele ocurrir a un menor nivel de tensiones que el límite elástico del material. El deterioro se manifiesta a través de la formación de grietas en la superficie del componente que se propagan a través de este hasta que la sección remanente intacta es incapaz de sostener los esfuerzos impuestos y se produce la fractura súbita.

Según Aráujo y Nowell (2002), el daño que se sufre durante el proceso de fatiga es acumulativo y generalmente irrecuperable, debido a que los períodos de descanso no producen ninguna recuperación medible. La velocidad de la grieta depende del material y de las condiciones ambientales. El último objetivo de las teorías y modelos de degradación de los materiales sometidos a cargas cíclicas, es obtener una aproximación racional de la vida de un elemento estructural. Es decir, un valor esperado del tiempo, durante el cual este elemento, cumplirá con la función para el que ha sido concebido.

Plantean Dinda y Kujawski (2004) que cuando, a lo largo del servicio del componente, cualquiera de ellas disminuya colocándose por debajo de unos valores admisibles se habrá llegado al fin de su vida útil. De todas formas, el estudio de la degradación de un material podría generalizarse al seguimiento de la evolución de cualquier otra característica, sea o no estructural, aunque ésta no es una práctica demasiado habitual.

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

Refieren Chungén (1999); Hussainova y Schade (2008) que los recubrimientos de carburos de cromo (cromo-hierro), generalmente poseen una menor capacidad de resistir la acción de diferentes medios agresivos que los carburos formados por otros elementos químicos (titanio, vanadio). Esta situación ha motivado que, como alternativa, se haya desarrollado una tendencia a la aleación de las capas de carburos de cromo con elementos tales como boro, vanadio, titanio, circonio y silicio.

1.5. Corrosión por picadura

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 (Aperador *et al.*, 2012). La 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 (Durán-Martínez y Fernández-Columbié, 2018).

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

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

Gardner y Nethercot (2002), definen que a partir del 5 % de cromo, se nota determinada resistencia a la corrosión, para contenidos superiores al 12 %, se considera un acero inoxidable y termoestable, es el elemento fundamental en los aceros inoxidables y refractarios, causante de la resistencia a la corrosión debido a la formación de una película de óxidos de cromo 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.

La superaleación hastelloy C-276 tiene una excelente resistencia a la corrosión de muchos medios. Esta resistencia, que es similar a la de otras aleaciones de níquel-cromo, está en

función de su composición. El níquel contribuye a la resistencia a la corrosión en muchos medios inorgánicos y orgánicos, otros fuertemente oxidantes, amplios rangos de compuestos ácidos y alcalinos. También es útil en combatir el agrietamiento por corrosión bajo tensión por cloruro iónico. El cromo imparte una capacidad de resistir el ataque por oxidación de los medios y compuestos de azufre. El molibdeno contribuye a la resistencia a la picadura en muchos medios (Alcántara *et al.*, 2016).

Según Agarwal (2000) la versión forjada de la aleación hastelloy C, denominada C-276, fue desarrollada en el año 1960, utilizando nuevas técnicas de fundición como el proceso de decarburación argón-oxígeno, que se utiliza para reducir la cantidad de carbono y otras impurezas, tales como el silicio (Si) en la masa fundida.

1.5.1. Corrosión intercrystalina

La corrosión intercrystalina es realmente el desmenuzamiento o desmoronamiento de los granos del metal. Las formas de evitar o disminuir su aparición son: la adición de estabilizadores que pueden ser Nb (niobio) o Ti, bajo carbono < 0,08 % y tratamiento térmico de austenización completa. Este procedimiento consiste en calentar las piezas hasta 1 100 – 1 150 °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 (Johansson y Olsson, 2000).

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

La importancia práctica que presenta la corrosión bajo tensión, este tipo de corrosión 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 (Rebak *et al.*, 2001).

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 (Veinthal *et al.*, 2013).

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

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

Tabla 1.1 Velocidad de corrosión

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

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

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

1.6. Generalidades de las aleaciones de cromo

El cromo es uno de los elementos especiales más empleados para la fabricación de aceros aleados. Se suele emplear en cantidades diversas desde 0,3 a 30 %, según los casos, aumenta la dureza y la resistencia de los aceros, mejora la templeabilidad, disminuye las

deformaciones en el temple, aumenta la resistencia al desgaste y la inoxidableidad según ha sido planteado por Smith (1998).

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

El cromo, desde un 5 % en peso, aumenta la resistencia a la oxidación del hierro en atmósfera seca, por eso para un satisfactorio comportamiento en atmósferas oxidantes, a temperaturas de hasta 750 °C, los aceros utilizados suelen ser de alto contenido en cromo. Simultáneamente, contenidos crecientes de cromo en solución sólida en el hierro, disminuyen la conductividad térmica de él y por tanto le confieren refractariedad (Belzunce, 2001; Bedolla-Jacuinde *et al.*, 2003)

Callister (1999); Dogan *et al.*, (1997) plantean que la presencia del cromo en el acero, además al formar un film superficial de su óxido, modifica la posición del hierro en la serie electroquímica, así el hierro, que sin cromo es anódico, pasa a comportarse catódicamente en medios acuosos cuando el porcentaje de cromo es superior al 12 % en peso. Los aceros con más de 12 % de cromo reciben el nombre de aceros inoxidables, la 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, amplía la estabilidad del hierro delta y también incrementa la temperatura de transformación del hierro γ en hierro α , es decir, tiene un carácter alfégeno (Khanna, 2002).

Según Pero-Sanz (1994), el cromo tiene cierta incidencia en la templabilidad de la austenita, la hace más estable a las transformaciones durante el enfriamiento continuo, disminuyendo

su temperatura de inicio de formación en martensita Ms. Los aceros con altas proporciones de cromo, a pesar de ser enfriados lentamente, 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.

1.6.1. Fundición con alto contenido en cromo

En las fundiciones blancas con alto contenido en cromo, todo el carbono se encuentra combinado bajo la forma de cementita. Son normalmente aleaciones hipoeutécticas y se caracterizan por su dureza y resistencia al desgaste, siendo sumamente quebradizas y difíciles de mecanizar. Esta fragilidad y falta de maquinabilidad limita la utilización industrial de las fundiciones totalmente blancas, quedando reducido su empleo a aquellos casos en los que no se precise ductilidad (Real *et al.*, 2002).

Plantean Davies y Griffith (2002) que para mejorar las propiedades mecánicas de este tipo de fundiciones, es necesario añadir algún elemento a la composición de las mismas, dando lugar a un tipo de fundiciones que reciben el nombre de fundiciones aleadas, una de estas fundiciones es la fundición blanca con alto contenido en cromo. Estas pueden clasificarse en dos familias:

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

Fukaura *et al.* (2004), plantea que 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.

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 (Fewell, 2000).

Según Tabrett (2000), son los carburos eutécticos presentes en su microestructura los responsables de esta buena resistencia que además mejora al aumentar su porcentaje, sin

embargo, estos carburos influyen críticamente en el comportamiento a fractura y la tenacidad del material disminuye a medida que la fracción de carburos aumenta. La matriz austenítica, martensítica o mezcla de las dos actúa de soporte de los carburos, previniendo la fractura y el desconche de los mismos.

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

También la matriz influye en la resistencia al desgaste abrasivo. Las matrices austeníticas son las más resistentes a este tipo de desgaste ya que la austenita, inestable, se transforma en martensita a consecuencia de la fricción. Lo que no parece estar tan claro es la cantidad de austenita retenida que optimiza esa resistencia puesto que algunos autores estiman esa cantidad en torno a un 25 - 30 % de austenita (Avery, 1974) y otros mantienen que el óptimo estaría entre un 30 y un 50 % (Sare, 1997).

Diferentes investigadores afirman (Radulovic, 1994; Zum Gahr, 1980; Kootsookos, 1995), que las aleaciones con matriz austenítica poseen mayor tenacidad a fractura que las de matriz martensítica y además, cuanto mayor es la cantidad de austenita en la matriz, mayor es la tenacidad a fractura (Sare, 1995). 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).

Según Hann (1997) estas y algunas otras propiedades de las fundiciones pueden modificarse mediante tratamientos térmicos, ajustándolas así a las características requeridas en su servicio. Reduciendo el contenido en carbono y realizando un tratamiento térmico a muy alta temperatura, a unos 1 130 °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.

1.7. Proceso de obtención de la válvula “top flow”

En consideración con la geometría de diseño de estas válvulas, las mismas se fabrican a través de los procesos tecnológicos de fundición y forja siendo éste último el menos difundido debido a la complejidad de diseño. En las válvulas obtenidas a través del proceso metalúrgico de fundición es posible la aparición de defectos internos en el retículo cristalino los cuales convierten al substrato en una superficie fragilizada, aumenta la concentración de tensiones y acelera la velocidad de propagación de la microgrieta, la cual es función de la microestructura, lo que se corrobora con estudios realizados por Fernández (2016) en cuerpos de volutas de la aleación Hastelloy C-276 y plantea que las cavidades originadas en el interior del cuerpo se deben a la variación de tensiones en las capas superficiales, lo que trae como consecuencia la aparición de fatiga superficial, similar a la rotura por fatiga volumétrica de los cuerpos sólidos.

Producto de la carga normal y en dependencia de las propiedades mecánicas de los cuerpos sólidos en contacto, ocurre la penetración de las asperezas del cuerpo más duro o resistente en las capas superficiales del cuerpo menos duro o menos resistente. Al producirse el movimiento relativo y debido a que las tensiones, como resultado de la carga normal, sobrepasan el límite de resistencia del material menos resistente, tiene lugar el microcorte de la superficie.

Las grietas al propagarse en toda la superficie, interrumpen el funcionamiento de la válvula. Este mecanismo básico de fatiga superficial, es el resultado de fisuras iniciadas 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 del proceso de elaboración mecánica o de montaje. La fatiga que se origina desde una grieta subsuperficial ocurre debido a una alta concentración de tensiones en puntos o planos defectuosos; esta grieta se propaga paralela a la superficie hasta brotar en la misma (Hogmark y Vingsbo, 1978).

Almaguer (2010) plantea que en las fundiciones de aleaciones de base níquel como es el Alloy 20 producto al sistema de alimentación, aparecen defectos metalúrgicos conocidos como inclusiones endógenas, que son el resultado de reacciones dentro del metal líquido, las cuales tienen pequeñas dimensiones y se encuentran suspendidas durante el tiempo de vaciado, y luego durante el proceso de solidificación, se precipitan a consecuencia de los cambios en la solubilidad producidos 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 caliente al entrar en contacto con el material y estar presente éstas 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.

1.7.1. Procesos de conformado por forja

Consideran Monsalve y Gutiérrez (2000); Polmear (2006), Chirino (2015), que es un proceso de conformado mecánico de compresión directa, como se muestra en la figura 1.4, mediante este proceso se puede dar formas útiles a los metales, el trabajo manual de forja se ha sustituido por el forjado mecánico, que es más rápido, más cómodo y más económico, este se realiza en martinets, prensas y máquinas forjadoras o estampadoras. La fuerza principal es de compresión.

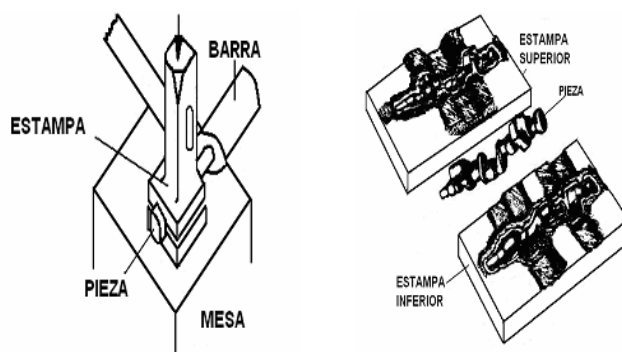


Figura 1.4. Proceso de conformado mediante forja.

En los procesos de conformado plástico de metales como son los de forja, un elemento simple es deformado plásticamente entre dos matrices hasta obtener la configuración final deseada. Este tipo de conformado es clasificado usualmente en dos categorías: por un lado aquellas operaciones que deforman piezas masivas y por otro las que se denominan como

conformado de chapa para formas de espesor reducido. En ambos tipos de procesos, las superficies del metal y las herramientas están en contacto, teniendo el rozamiento existente entre ellos una influencia capital en la fluencia del material (Semiatin, 1988).

El método, ya iniciado en su estudio por trabajos clásicos (Kudo, 1960; Johnson, 1970), se extiende a configuraciones geométricas no limitadas por superficies de las matrices paralelas entre sí, sino que es aplicable a superficies de la estampa que representen un perfil de mayor complejidad.

Otros métodos que contemplan de una forma más precisa el fenómeno de la deformación plástica son el del campo de líneas de deslizamiento, abordable, con una complejidad moderada, sólo para casos de deformación plana. En los años cincuenta y sesenta se han desarrollado diferentes campos de líneas de deslizamiento para casos de compresión sin rozamiento (Green, 1951, de extrusión Green, 1954), de compresión con rozamiento por deslizamiento (Alexander, 1955), así como de un elevado número de procesos de conformado por deformación, recogidos por Johnson (Johnson, 1970).

Según Ruiz-Navas *et al.* (2006), en los procesos de conformado por deformación plástica, tanto la deformación interna del material como el rozamiento entre pieza y herramienta contribuyen a una generación de calor que se traduce en un aumento de la temperatura del proceso. Plantea Birkholz (2006) que cuando en las aleaciones se les aplica fuerza externa, como es el proceso de deformación, provoca alta densidad de dislocaciones, lo cual favorece el aumento del límite elástico, además las dislocaciones lograrán endurecerlo y aumentar su resistencia a la deformación plástica.

Ha sido reportado por Pitler (1965) que el tamaño de grano final de las superaleaciones forjadas y tratadas térmicamente, tienen una influencia importante sobre las propiedades mecánicas. Incrementando el tamaño de grano, la resistencia a la tensión, el esfuerzo de ruptura y la ductilidad, generalmente decrecen y los valores de la deformación son más erráticos. Un material que tiene un grano fino tiene, a temperatura ambiente, una dureza superior, así como mayor resistencia a la fatiga y resistencia al impacto, comparado con un material de grano grueso.

Por otro lado es del criterio este mismo autor (Pitler, 1965) a elevada temperatura, las propiedades de fluencia son generalmente mejores para materiales de grano grueso, pero esta ventaja se puede equiparar con otras propiedades inferiores bajo otras condiciones de

carga. La forma y aspecto del tamaño de grano, así como la orientación y dirección que tienen, resultado del tratamiento termomecánico (forja, laminación), afectan las propiedades bajo tensión y el esfuerzo inicial de fluencia.

Un problema frecuentemente encontrado en materiales forjados, particularmente en grandes discos de forja, los cuales no son uniformemente trabajados, es un crecimiento anormal de grano, en donde algunos granos crecen a un tamaño extremo. La estructura resultante llamada dúplex no es deseable, porque el material posee una fragilidad con ambas condiciones de grano grueso y fino (Sullivan y Donachie, 1967). Las propiedades mecánicas de aleaciones de forja son alteradas por trabajo en caliente, así como por deformación en frío (Robert, 1972).

1.8. Influencia de la pulpa lixiviada caliente en las válvulas “top flow”

Almaguer (2010) y Alcántara *et al.* (2016) exponen que la pulpa lixiviada caliente es la fuente que origina tensiones en las capas superficiales de los elementos mecánicos diseñados y manufacturados de la aleación Alloy 20, lo cual trae como consecuencia la aparición del fenómeno de la fatiga superficial; el cual es similar a la rotura por fatiga volumétrica de los cuerpos sólidos. 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.

Correa-Suárez (2012) plantea que la pulpa lixiviada caliente al pasar por el cambio de sección de la válvula sufre una diferencia de potencial, la cual origina una turbulencia acompañada de un proceso electrolítico, en donde la serpentina que se introdujo en el proceso con 9,32 % de sílice en forma de cristales con múltiples aristas cortantes y el cromo con 2,06 %, presenta según (Pérez, 2004) una dureza Mosh 9, ángulos críticos de 20 - 30° y granulometría de 0,01 - 1,5 mm, las mismas al transportarse por el fluido ocasionan ralladuras y microporos en la capa protectora de dióxido de titanio (TiO₂), dando lugar a que el ácido sulfúrico que se inyecta en mayores proporciones por el alto contenido de magnesio de la serpentina se inocule y ataque la matriz y produzca una corrosión por picadura y con ello perforaciones en un corto período de incubación, además los iones cloruros presentes de 7,8 mg/l, valor que coincide con Webber y Thurman (1991).

De acuerdo con Fernández (2016), la existencia de tensiones provoca la aparición de grietas superficiales que crecen, desde el interior, en virtud de mecanismos de fatiga promovidos por

las tensiones mecánicas; al mismo tiempo inducen el desgaste acelerado de la superficie en el cuerpo de la válvula “top flow”, fundamentalmente en la cuña. Además genera el fenómeno de fatiga térmica por acumulación de deformación plástica como consecuencia de los cambios de temperatura en la aleación de hastelloy C-276.

También provoca un ataque generalizado como consecuencia del efecto de la pulpa. La corrosión provoca una amplia zona atacada por las picaduras en la zona de contacto e incluso, en aquellas en las que no existe contacto entre los cuerpos. En la zona donde tiene lugar el contacto entre la pulpa y la voluta la afectación es más severa, como resultado de los procesos de desgaste, de cavidades y surcos producto de una adhesión profunda. Fernández (2016) plantea que en la aleación hastelloy C-276 la microdureza aumenta en las zonas donde incide la pulpa lixiviada caliente, aunque se desgasta producto del deslizamiento de las partículas abrasivas, a la vez se endurece por el fenómeno de la acritud.

Esta variación, presumiblemente, puede estar asociada a la resistencia que ofrece la capa pasivadora del cromo durante la fricción deslizante en las deformaciones en esta zona de contacto. Vale decir que el deslizamiento de la pulpa lixiviada caliente sobre el material provoca el efecto de la deformación plástica, manifestándose el mecanismo de endurecimiento por deformación.

Como consecuencia de las características del fluido que circula por la línea de tubería ocurre la erosión del material debido a la existencia de partículas abrasivas. 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 general este desgaste depende de la dureza de las partículas y en muchas ocasiones también de los filos que estas presentan. Las partículas abrasivas pueden estar suspendidas o conducidas por un fluido (agua o aire) o pueden fluir por su propio peso (canal de arena) (Durán-Martínez y Fernández-Columbié, 2018).

A diferencia de la abrasión, en la erosión el elemento abrasivo (en este caso la gravilla) es proyectado por la pulpa contra la superficie del material y de esa manera parte de la energía cinética es absorbida por la pieza, causando deformación elástica o remanente de esta en función del grado de tenacidad del metal y la otra es absorbida por el abrasivo, ya sea como velocidad de rebote o energía que lleva a la partícula a fracturarse (Alcantara *et al.*, 2016).

1.9. Conclusiones del capítulo 1

- ✚ En los aceros inoxidable de encontrarse presente un agente reductor fuerte, estos pierden su pasividad y sufren corrosión, la cual puede ser por picadura, por erosión o intercrystalina.
- ✚ Las superaleaciones al estar expuestas a ambientes severos, pueden presentar un único tipo de daño, pero en general, la estructura es una combinación de dos o más tipos, donde el examen y la interpretación pueden ser bastante complejos, que va desde la deformación plástica hasta el daño superficial con pérdida de material, el desgaste.
- ✚ Se pudo determinar que el diseño de las superaleaciones base níquel están basadas en su buena resistencia a la corrosión tanto en medios ácidos y alcalinos, como oxidantes y reductores, su buena resistencia mecánica, su buen comportamiento a elevada temperatura y su resistencia al creep, sin embargo al dañarse la capa pasiva del cromo, pueden estar expuestas al efecto de la corrosión.

Capítulo 2

Materiales y métodos

2. MATERIALES Y MÉTODOS

2.1. Introducción

Una de las características peculiares de los aceros inoxidable y uno de los motivos de la continua generalización de su empleo es, su resistencia a la corrosión. 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.

El objetivo del capítulo es establecer el procedimiento metodológico para la determinación del proceso de desgaste de la cuña de la válvula top flow, así como los métodos, procedimientos y condiciones en la que se realizarán los experimentos.

2.2. Composición química del material empleado en la cuña

La composición química estándar de esta aleación según Databook 1988, editada por la American Society for Metals y 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 muestra en la tabla 2.1.

Tabla 2.1. Composición química del hastelloy C-276

	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

A partir de los elementos relacionados anteriormente, la composición química está en correspondencia con la establecida para una superaleación del tipo Hastelloy C. El Hastelloy C-276 es una superaleación de níquel–molibdeno–cromo con adición de tungsteno diseñado para tener una excelente resistencia a la corrosión en un rango amplio de ambientes severos.

Un tratamiento térmico inadecuado del acero inoxidable puede producir una red de carburos en los aceros con más del 0,03 % de carbono o sin adición de titanio o de

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

2.3. Función de la válvula top flow

La válvula es la encargada de controlar el flujo de fluido en la línea de tubería. 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. La figura 2.1 se corresponde con la válvula “top flow”.

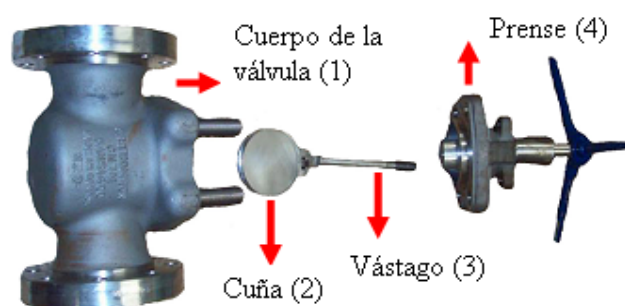


Figura 2.1. Componentes de la válvula “Top flow”

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 preñe (4), donde se fija al cuerpo de la válvula por medios de tornillos.

El análisis de averías permitió establecer la frecuencia de rotura de la cuña de la válvula “top flow” de la Planta de Lixiviación, observándose que la cuña incide de manera negativa en la disponibilidad de dicha válvula con durabilidades mínimas que van desde los 0 hasta unos 1,25 meses, es decir antes del ciclo de parada para el mantenimiento preventivo planificado establecido a los 3 meses. Las estadísticas revelan que no hay relación entre las roturas y el plazo de servicio especificado en el pasaporte del equipo por el fabricante de la válvula, referido a que la válvula está diseñada para operar por un período de 2 años ininterrumpidamente con escaso mantenimiento.

Las cuñas de las válvulas empleadas en la línea de pulpa lixiviada, como se puede observar en la figura 2.2 tienen forma cilíndrica, se obtienen por el proceso de fundición y luego son maquinadas. Las dimensiones son de diámetro 203 mm y espesor 32 mm.



Figura 2.2. Cuña de la válvula en estado forjada.

Las válvulas trabajan en medio agresivo el cual provoca que las mismas presenten severos daños en la superficie, las características del fluido donde trabajan estas válvulas son: pulpa ácida y abrasiva de sólidos lixiviados con ácido sulfúrico. La concentración del medio en su fase sólida está compuesta por sulfato de hierro y cromo, hematina, alunita y en la fase líquida, sulfatos disueltos de Ni, Co, Mg, Al, Fe, Cu, Zn, ácido sulfúrico libre.

En la tabla 2.2 se muestran los elementos que más afectan la concentración del medio en que trabaja la válvula.

Tabla 2.2. Concentración de elementos en el medio.

Elementos	Elementos	Elementos
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%

El medio en que trabaja la aleación se considera, según los elementos del fluido, con características ácidas por el pH que contiene dentro de sus elementos, la presencia de partículas abrasivas, los iones cloruros y la velocidad del fluido; todos ellos en su conjunto afectan la integridad estructural del hastelloy C-276, provocando afectaciones y la degradación del elemento.

A partir de ese momento comienza a incrementar los fallos de las válvulas, aparece corrosión intercrystalina que se vuelve más severa después de la primera reparación, que esta viene después de su uso en un tiempo de tres meses, provocando que la válvula sea desechada luego de dos reparaciones. En la figura 2.3 se muestra los defectos más comunes que aparecen en las cuñas.



Figura 2.3. Defectos presentes en las cuñas después de una campaña.

La pulpa lixiviada caliente al pasar por el cambio de sección de la válvula sufre una diferencia de potencial, la cual origina una turbulencia acompañada de un proceso electrolítico, en donde la serpentina que se introdujo en el proceso con 9,32 % de sílice en forma de cristales con múltiples aristas cortantes y el cromo con 2,06 %, presenta una dureza Mosh 9, ángulos críticos de 20 – 30 ° y granulometría de 0,01 – 1,5 mm; las mismas al transportarse por el fluido ocasionan ralladuras y microporos en la capa protectora del cromo, dando lugar a que el ácido sulfúrico que se inyecta en mayores proporciones por el alto contenido de magnesio de la serpentina se inocule y ataque la matriz constituida por fases γ β y produzca una corrosión por picadura y con ello perforaciones en un corto período de incubación, además los iones cloruros presentes de 7,8 mg/l, ataquen la zona dañada y se conviertan en la otra fuente de afectación.

2.4. Preparación de las muestras metalográficas

Se utilizó las 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.

Las superficies preparadas para observar las fases microscópicas fueron plana y debidamente pulida, teniendo en cuenta que 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 debidamente pulida para que sólo aparecieran en ellas detalles propios de su estructura y no de circunstancias ajenas a ella que pudieran enmascararla. Para conseguir ambos objetivos, se realizó una secuencia de pasos los cuales fueron: corte, desbaste, pulido y ataque.

Se realizó la operación de corte, teniendo en cuenta que las muestras utilizadas eran excesivamente grandes, fue necesario reducirlas a un tamaño con dimensiones de 15 x 15 x 32 (mm) (Norma ASTM E 92). Para ello se utilizó una fresadora vertical, en la que, tras sujetar la muestra con las mordazas, se procedió a seccionar las mismas, se empleó abundante refrigerante para evitar el calentamiento excesivo de la pieza y no provocara transformaciones de fase por efecto de la acritud. Las superaleaciones base níquel requieren estas condiciones de maquinado, las mismas se consideran como materiales de baja maquinabilidad (Outeiro *et al.*, 2006). Los regímenes de corte seleccionados fueron $n = 150$ r/min y $S = 25$ mm/rev.

La superficie a pulir, primero se desbastó, deslizándola sucesivamente por papeles con abrasivos de granos cada vez más fino. Se comenzó con lijas de grano 60, pasando sucesivamente por las de 320, 400, 600 y 800. Los papeles de lija se apoyaron sobre una superficie plana (en este caso se utilizó una desbastadora de bandas) y las probetas se apoyaron sobre ellos por la cara a desbastar, frotándola en una dirección hasta que se observó en su superficie sólo marcas de desbaste correspondientes al papel que se había utilizado. La dirección de desbaste se giró 90° al pasar de un papel al siguiente, habiendo previamente lavado la probeta con un chorro de agua con el que se eliminó las posibles virutas y los restos de granos de la última lija utilizada.

Después del lijado y del lavado de las probetas, se procedió a la etapa de pulido. La superficie de la muestra, desbastada hasta el grano más fino y limpia, se pasó por paños impregnados en abrasivo. El tipo de abrasivo y el paño se seleccionó en dependencia del material, el utilizado como abrasivo fue la pasta GOI para el pulido grueso y en el caso del segundo pulido, como paño, se utilizó el fieltro.

Los paños, siempre se mantuvieron húmedos y con suficiente abrasivo, se sujetaron a unos discos giratorios, para realizar el pulido se empleó una pulidora marca MONTASUPAL.

Antes del ataque químico se procedió al desengrasado y limpieza de las muestras. Para atacar las mismas, con alto contenido en cromo y níquel se seleccionó el reactivo ácido acético. Preparado el reactivo, se vertió una porción en una cápsula en la que se introdujo la probeta unos instantes, mojando la superficie pulida. Se detuvo el ataque con agua y se observó la superficie. La operación se repitió hasta que la superficie a examinar estuvo atacada. El tiempo de ataque fue de 30 segundos. Después del ataque se lavó la probeta de nuevo con abundante agua, se secó con alcohol absoluto y luego al aire.

2.5. Comportamiento microestructural de las muestras

Para establecer las variaciones microestructurales en la superaleación hastelloy C-276 se procedió a determinar la microestructura de una muestra patrón de esta aleación, como se muestra en la figura 2.4 y de esta manera compararla con las muestras obtenidas de la cuña.

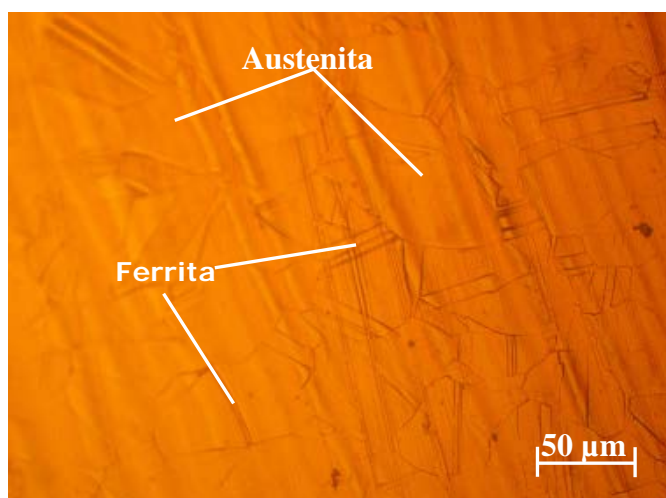


Figura 2.4. Estructura metalográfica de la superaleación hastelloy C-276.

La microestructura se corresponde con la aleación hastelloy C-276, está compuesta por una estructura de austenita y ferrita en bordes de grano. El contorno de los granos en la estructura es rectilíneo. La austenita es estable por encima de la temperatura crítica A_{c1} . Está formada por cristales cúbicos centrados en las caras (FCC). Su resistencia varía de 590 a 885 MPa. La austenita aparece como granos poligonales frecuentemente cuando sufre deformación plástica.

Para analizar las posibles variaciones microestructurales que pudieran existir en la cuña, luego de retirada de servicio, se procedió al análisis en dos secciones, como se muestra en la figura 2.5.

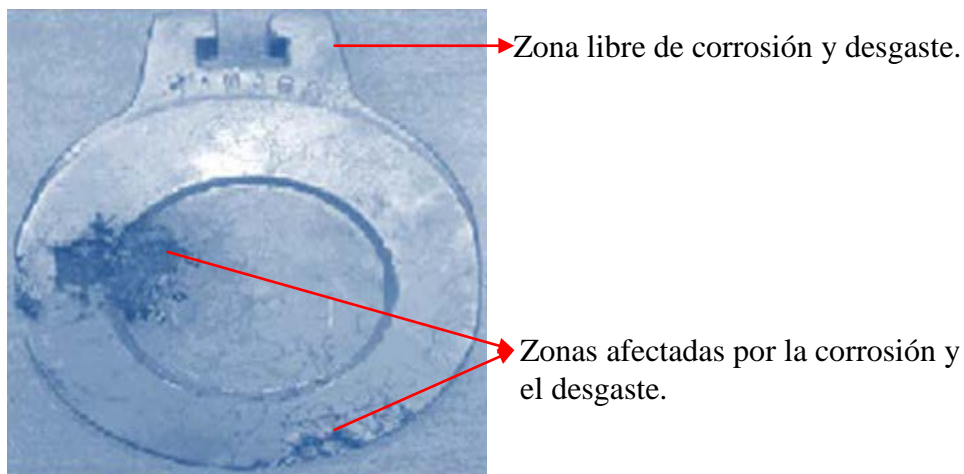


Figura 2.5. Cuña retirada de servicio por afectaciones de la pulpa lixiviada.

Se puede observar que, en la cuña seleccionada, la parte superior, correspondiente con la parte donde se realiza la sujeción con el vástago (ver figura 2.1), la pulpa lixiviada, en esta área, no ejerce influencia que afecta el material, sin embargo, se puede apreciar que, en los bordes, tanto superior como inferior existe afectación por efecto del fluido.

2.6. Microscopio óptico empleado

Para la observación de las microestructuras 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 y evitar una observación distorsionada de las imágenes, se montaron en un dispositivo con plastilina que permitió la nivelación adecuada de estas.

El análisis microestructural consistió en la observación de una muestra patrón de la superaleación, la magnificación empleada fue de 50 μm , esta selección se consideró para la identificación de las fases y la revelación de la estructura del grano a pesar de que los aceros inoxidables son de difícil grabado en comparación con otros materiales. Las muestras se examinan empleando normalmente iluminación normal (campo claro).

2.6.1. Ensayos de dureza aplicado a las muestras

En la medición de la microdureza se siguieron los procedimientos de la norma NC 10 – 56: 86. Se utilizó un microdurómetro modelo PMT – 3 No 168, que tiene acoplado un objetivo acromático, con compensación libre trinocular de tubo inclinado a 30°. En la figura 2.6 se muestran las zonas donde se realizó el barrido de dureza en la cuña retirada de servicio.



Figura 2.6. Barrido de dureza en la superficie de la cuña.

Las superficies de las probetas se prepararon en la misma condición que el análisis microestructural, desbaste y pulido, se efectuaron nueve mediciones en la superficie de la cuña en diferentes lugares, las que se promediaron, la carga aplicada fue de 0,49 N, en un tiempo de 15 s. El indentador empleado fue el de pirámide de diamante, con un ángulo de 136° según la ASTM E 92 – 82.

2.6.2. Microscopio óptico para el análisis de imágenes

Para determinar los microconstituyentes en las muestras metalográficas, se empleó un microscopio óptico binocular reflexivo marca echoLAB. Está ubicado en el laboratorio de Materiales de la empresa “Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche”, de Moa, dotado de una cámara instalada mediante el hardware que refleja la fotografía en el computador.

Se realiza la reflexión de la luz de una probeta ya pulida con el objetivo de evaluar los microconstituyentes, presenta una cámara digital acoplada, la cual va desde el microscopio hacia una laptop marca LENOVO, donde se encuentra un programa analizador de imágenes tomadas desde la misma, aquí se evalúan las fases, tamaño del grano, inclusiones, afectaciones en los granos, se elabora un reporte técnico con estas características. En este

microscopio se determinó el comportamiento microestructural de las muestras de la superaleación, así como el conteo del porcentaje de los microconstituyentes presentes. Funciona básicamente por medio de la combinación entre el sistema óptico y la iluminación. En la tabla 2.3 se muestra el procedimiento para el análisis de los microconstituyentes según la norma ASTM A 247.

Tabla 2.3. Procedimiento para el análisis de los microconstituyentes

Datos de la fase		
Microconstituyentes	Área	Área %
1	Área 1	Área 1 %
2	Área 2	Área 2 %
3	Área 3	Área 3 %

En este ensayo, cuando en la estructura, los granos presentan diferentes colores, indica la existencia de más de un microconstituyente. Adicionalmente los átomos en los límites de grano son más reactivos durante el ataque químico y se disuelven en mayor cantidad que el grano mismo, por ello la reflexividad cambia y se acrecienta su visibilidad.

2.7. Metodología para la verificación del diseño de la válvula

El espesor de pared del cuerpo según clasificación de recipientes a presión puede considerarse al espesor de pared sujeto a presión interna, en consideración Lame determina el espesor de pared del cuerpo de la válvula según Izcarra (2010) como:

$$t_1 = \left(\frac{d_i}{2} \right) \left(\sqrt{\frac{(f_t + P_i)}{(f_t - P_1)}} - 1 \right) \quad (2.1)$$

Donde:

t_1 – espesor de pared del cuerpo, mm

d_i – diámetro interior máximo del cuerpo de la válvula, mm

f_t – tensión permisible a la tracción del material de la válvula, MPa

P_i – presión interna, en N/mm^2 la cual se define como presión hidrostática de ensayo y se determina como:

$$P_i = P_d \cdot \eta \quad (2.2)$$

Donde:

P_d – presión de diseño de la válvula, N/mm^2

η – factor de seguridad

La existencia de la tensión longitudinal o axial influye solamente sobre la magnitud del desplazamiento radial, el esfuerzo de la pared longitudinal se puede determinar como:

$$\sigma_l = \frac{p \cdot d_i}{4 \cdot t} \quad (2.3)$$

Donde:

σ_l – tensión longitudinal en el cuerpo, MPa

t – espesor de la carcasa, incluida la asignación para corrosión, mm

La tensión tangencial es inversamente proporcional al espesor de la pared del cuerpo, por lo que si esta disminuye es debido a un aumento en este espesor, por lo que el recipiente soportará un mayor esfuerzo cuanto mayor sea su espesor, siempre para un mismo material, la cual se determina como:

$$\sigma_t = \frac{p \cdot d_i}{2 \cdot t} \quad (2.4)$$

Donde:

σ_t – tensión tangencial en el cuerpo, MPa

La tensión en la base de la puerta flexible de la cuña depende del diseño de la válvula y las diferencias de presión del fluido en función de los regímenes de explotación y se determina como:

$$\sigma_{base} = \frac{\frac{\pi}{4} \cdot \Delta P \cdot D_i^2}{\frac{\pi}{4} \cdot d^2} \quad (2.5)$$

σ_{base} – tensión en la base de la puerta, MPa

ΔP – pérdidas de presión cuando la cuña está completamente cerrada, MPa

D_i – diámetro de asiento interno, mm

d – diámetro del cuerpo de la válvula, mm

La pérdida de presión parcial relacionada directamente con la energía cinética del fluido, está generalmente dada:

$$\Delta P = \varepsilon \cdot \frac{\rho \cdot v_2^2}{2} \quad (2.6)$$

Donde:

ε – coeficiente de resistencia del flujo

ρ – densidad del fluido, kg/m^3

v_2 – velocidad promedio del fluido, m/s

Para establecer el esfuerzo de corte en la cavidad inferior de la cuña, la cual depende del diseño de la válvula y relacionado con la configuración geométrica, el cierre, las propiedades mecánicas del material de dicha cuña y las diferencias de presión del fluido en función de los regímenes de explotación. En la figura 2.7 se observa las condiciones de cargas asignadas.

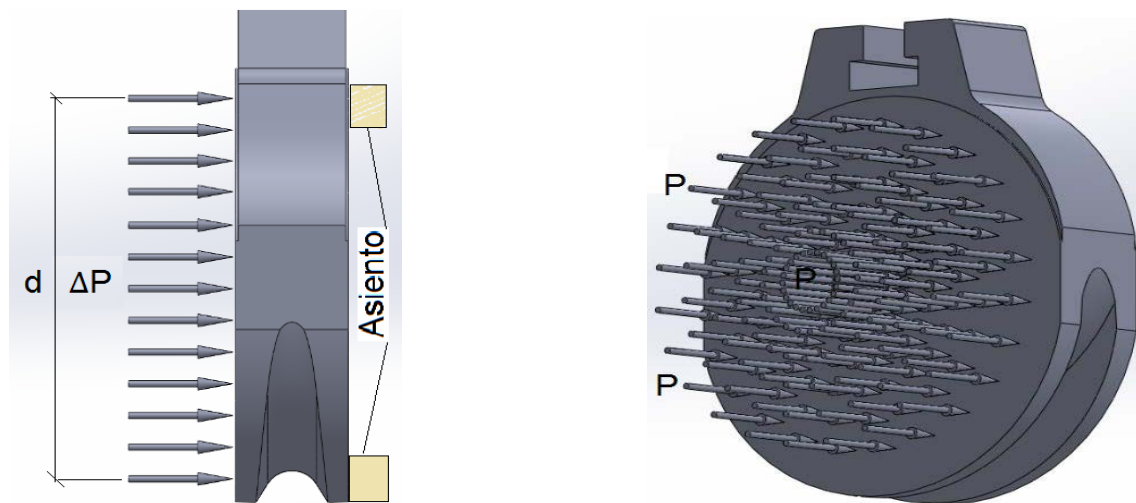


Figura 2.7. Sistema de carga para la cuña de la válvula de compuerta.

Se determina como:

$$\sigma_{base} = \frac{\frac{\pi}{4} \cdot \Delta P \cdot D_i^2}{\pi \cdot d \cdot t_{gate}} \quad (2.7)$$

Donde:

σ_{base} – tensión en la base de la cavidad inferior de la puerta, MPa

t_{gate} – espesor mínimo de la puerta, mm

La alineación vertical apropiada del disco dentro del cuerpo es determinante para el funcionamiento de la válvula. Al configurar manualmente el collar de empuje para archivar brechas equivalentes en la parte superior e inferior del disco, la alineación vertical concéntrica dentro de 0,07 mm es aceptada.

La razón de erosión, E , se expresa comúnmente en términos de masa o volumen de material removido por unidad de masa de material erosivo que impacta la superficie a analizar. Sin embargo, es más frecuente el manejo de volumen desgastado, ya que permite la comparación de pérdida de espesor para materiales de diferente densidad. Se asume además que las dimensiones del área erosionada y la concentración de partículas son indiferentes, sobre todo para flujos diluidos. Hutchings (1992) y Oka *et al.* (1993) proponen determinarla como:

$$E = k \cdot v^n \quad (2.8)$$

Donde k es una constante y n generalmente depende del material y las condiciones de erosión. El valor de n toma valores de 2 a 2,5 para acero. Para nuestro trabajo se escogerá en valor de 2.

Márquez (2002) encontró que la relación de k en los aceros al níquel es de 0,4. Hasta este valor se observa una dependencia lineal entre el aumento de la dureza del abrasivo y el desgaste, que sufre la superficie del material desgastado.

Otra dependencia importante de la erosión es con respecto al ángulo de incidencia de la partícula. La ecuación 2.9, propuesta por Hutchings (1992) y Oka *et al.* (1993) muestra esta dependencia.

$$E = \frac{k \cdot \rho \cdot \text{sen}\theta \cdot v^2}{2H} \quad (2.9)$$

Dónde:

k – constante de desgaste del material,

ρ – densidad del material, kg/dm^3

θ – ángulo de incidencia de las partículas, grados

v – velocidad de la partícula incidente, m/s

H – dureza del material, kg/mm^2

En el desgaste para cada material existe una cierta relación entre la dureza del material abrasivo y la del material desgastado por encima de la cual, el desgaste alcanza un valor estable y es independiente de un posterior incremento de esta relación.

2.8. Análisis por el método de los elementos finitos de la cuña

Se analizó el comportamiento a nivel estructural, teniendo en cuenta el método de Von Mises-Hencky-Goodman. La simulación se realizó con el empleo de la técnica numérica llamada método de elementos finitos (MEF). Dicha simulación tuvo como objetivo mostrar el comportamiento en un modelo digital de la cuña de la válvula “top flow” bajo las condiciones investigadas, dando como resultado datos gráficos que permiten conocer las características del diseño, con el cual se pudo corroborar cómo se comportará la resistencia mecánica estática y a la fatiga del diseño a nivel estructural (configuración geométrica o diseño constructivo), a través de una animación técnica en la que se utilizaron métodos de visualización científicos que permitieron transmitir información objetiva y estructurada.

2.8.1. Requisitos y parámetros establecidos en la simulación

Se definió el modelo geométrico a partir del diseño más cercano a la cuña (figura 2.8), el que se discretizó con elementos hexaédricos de ocho nodos, logrando comparar la magnitud de los esfuerzos de diseño y los desplazamientos obtenidos con la metodología de cálculo, con los resultados obtenidos del modelo de elementos finitos de sólido tridimensional. Esto permitió cuantificar si existieron diferencias entre la simulación numérica con elementos finitos y procedimiento de cálculo propuesto para la comprobación del diseño.

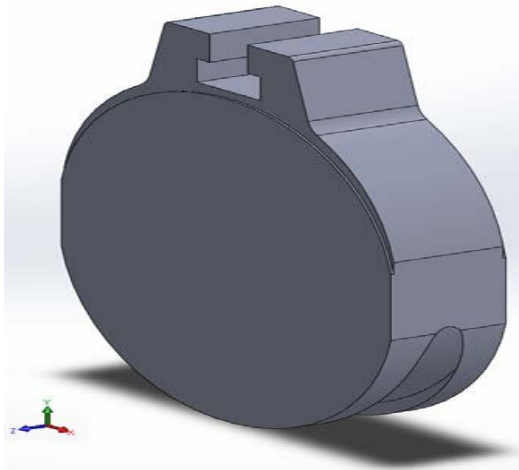


Figura 2.8. Geometría de la cuña.

A la superficie de la válvula se le situó puntos de referencias, los cuales determinarán su comportamiento dentro del modelo, es decir, mediante estos puntos se establecen los grados

de libertad que rigen el movimiento de la cuña, se considera el comportamiento de acoplamiento de cada mecanismo de desgaste mediante el análisis de variación-tiempo real de los parámetros del modelo durante la evolución del proceso de desgaste y con ello lograr, en el módulo de mallado (*mesh*) una mejor malla de elementos finitos.

2.8.2. Condiciones de fronteras

Se consideró que el material es homogéneo, continuo e isotrópico, con un comportamiento elástico no lineal, el sólido está fijo en uno de los extremos en tanto que el otro extremo está libre, con el módulo de elasticidad y el coeficiente de Poisson establecido para temperatura ambiente. En la figura 2.9 se puede observar las condiciones de fronteras establecidas para el objeto analizado. El análisis se realizó teniendo en cuenta las solicitaciones mecánicas relacionadas a continuación:

1. Presión interna en el cuerpo de la válvula: 0,28 MPa.
2. Velocidad de la pulpa lixiviada: $V = 2,73$ m/s.

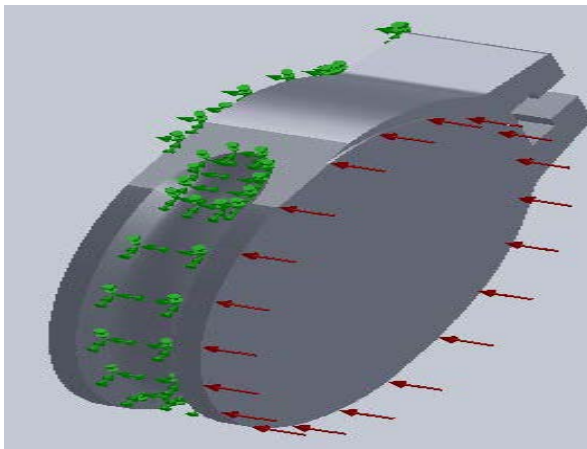


Figura 2.9. Condiciones de frontera de la cuña.

Se consideró que las cargas están concentradas y que el peso del vástago ejerce poca influencia sobre el comportamiento a la torsión. No hay cambios bruscos en la velocidad de rotación por lo que se establece como una constante, el material a trasegar es homogéneo en el tiempo. No existe influencia de la temperatura.

2.8.3. Mallado de la geometría

Para simular el diseño de la cuña que falló por el Método de los Elementos Finitos se procedió a realizar el mallado del elemento mecánico, como se muestra en la figura 2.10. El

estudio de la malla permitió; primeramente, su refinamiento y luego, mejorar la exactitud de la solución. Durante las simulaciones habrá que adoptar decisiones de compromiso entre los errores de los resultados y el consumo de tiempo memoria para la ejecución del código (Saavedra, 2000).

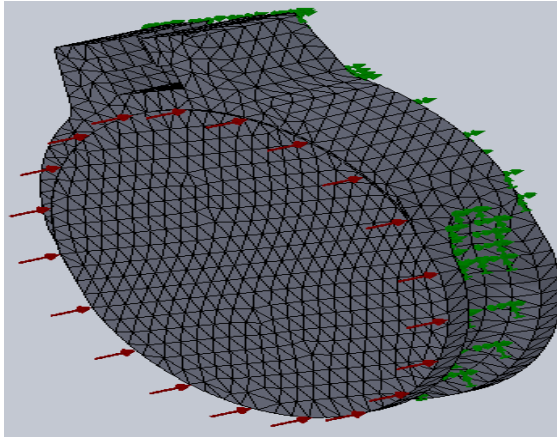


Figura 2.10. Mallado de la cuña.

La solución obtenida mediante MEF se aproximó más a la solución exacta, a partir del incremento del número de elementos que conformó el mallado del modelo. A este estudio previo, como se ha referido anteriormente, se le denomina análisis de la convergencia. En el caso de la modelación de la presión del fluido, se analizó el mismo modelo con varias densidades de malla, hasta encontrar los rangos de presión más exacto y preciso, así como el valor de las deformaciones y tensiones en los nodos deseados.

Después de haber situado las respectivas restricciones y carga, se seleccionó el modelo de que se desea obtener, para este caso, se solicitó los esfuerzos equivalentes (Von-Mises), las deformaciones totales, factor de seguridad y análisis modal (primera velocidad crítica). Se considera la cuña de deslizamiento como un cuerpo flexible y el efecto del comportamiento cíclico de los materiales que la constituyen, es necesario considerar la deformación angular que ocurre entre los nodos.

2.9. Diseño de experimentos

Es importante que el diseño de experimentos sea lo más simple, pero, además, en la investigación, el mismo se debe realizar de forma que sea económico y eficiente, se debe concebir todo el esfuerzo posible por lograr ahorro de tiempo, de dinero, de personal y de

material experimental (Hendry *et al.*, 1973; Hlavacek, 1978; Westerberg, 1980 y Chacín, 2000). En la tabla 2.4 se muestra la matriz de planificación de los experimentos.

Tabla 2.4 Matriz de planificación de los experimentos

No	Distancia (mm)	Tensión (MPa)	Dureza (HV)
1	0,5	Tensión 1	Dureza 1
2	1	Tensión 2	Dureza 2
3	1,25	Tensión 3	Dureza 3
4	1,50	Tensión 4	Dureza 4
5	2	Tensión 5	Dureza 5
6	2,25	Tensión 6	Dureza 6
7	2,50	Tensión 7	Dureza 7
8	3	Tensión 8	Dureza 8
9	3,25	Tensión 9	Dureza 9

Variable distancia: se seleccionó esta variable, teniendo en cuenta que la pulpa lixiviada caliente no ejerce la misma influencia sobre toda la superficie de la cuña, como fluido multicomponente, con partículas abrasivas, daña diferentes regiones en el material. Permitirá determinar las propiedades mecánicas en diferentes partes (dureza), así como el comportamiento microestructural final, por el posible efecto de la acritud.

Variable tensión: variable cuantitativa. Se considera la tensión sobre la superaleación hastelloy C-276 a partir del efecto de la velocidad de la pulpa lixiviada, el fluido ejerce presión en todas las direcciones y la cuña al estar ubicada en un lugar confinado (cuerpo de la válvula) debe resistir esta velocidad, además por la presión interna en el cuerpo de la válvula, ya que la cuña se considera como un elemento empostrado sin restricciones.

Variable dureza: la dureza es uno de los parámetros más importantes de los materiales, se admite también que es el más relevante en cuanto a la influencia en la resistencia al desgaste abrasivo, adhesivo y a la fatiga por contacto superficial. Esta variable define el comportamiento del proceso, se medirá en las superficies de la cuña.

Se consideró que la validación de las normas y procedimientos y el nivel de acreditación de los laboratorios y equipamiento que se utilizaron para desarrollar las mediciones, permiten una alta precisión con muy pocas posibilidades de que se introdujeran errores sistemáticos, lo cual implicaba el número mínimo de réplicas que garantizara la confiabilidad de los resultados.

2.10. Conclusiones del capítulo 2

- ✚ Se estableció que la superaleación hastelloy C-276 que se emplea como material de la cuña de la válvula top flow, independientemente de que está diseñada para resistir la corrosión y un amplio rango de ambientes severos, al estar expuesta a la pulpa lixiviada caliente sufren daños tanto superficiales como externos por las características del fluido.
- ✚ Se determinó que la superaleación hastelloy C-276, en estado de suministro presenta una estructura de austenita y de ferrita en bordes de granos, sin embargo, para trabajar en ambientes agresivos, son sometidas a un posterior proceso de manufactura que presumiblemente sea el forjado.
- ✚ Los procedimientos planteados a través del proceso de simulación por el MEF permiten analizar tanto la evolución de la tensión y los desplazamientos generados durante el proceso, para así conseguir una estimación del desgaste y la presión, así como el hecho de obtener una herramienta útil para la optimización del diseño de fabricación.

Capítulo 3

Análisis de los resultados

3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

3.1. Introducción

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

El objetivo del capítulo es realizar el análisis de los resultados relacionados con el comportamiento microestructural, las tensiones por el MEF y la dureza de la superaleación base níquel hastelloy C-276 empleada en la cuña de la válvula top flow.

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. En la tabla 3.1 se muestra la composición química resultante.

Tabla 3.1. Composición química del material de la cuña, en %

Ni	Mo	Cr	Fe	W	Mn
38	16,0	15,5	4,0	3,5	1,0
V	Si	Co	C	Nb	
0,35	0,08	2,5	0,02	0,15	

Según el análisis realizado y los resultados obtenidos, los elementos se encuentran en los rangos establecidos para establecer que los mismos están en correspondencia con lo de la superaleación base níquel del tipo hastelloy C-276.

La influencia de los componentes en la aleación puede resumirse como sigue: el elemento Ni como base es un austenitizante y proporciona resistencia al desgaste abrasivo y erosivo a la vez y conjuntamente con el Cr y el Mo aporta una gran resistencia a la picadura. El carbono 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 (Hogmark *et al.*, 1978).

Tanto el Ni como el Mo favorecen las propiedades antiagarramiento. Finalmente, el Nb favorece la formación de carburos y un estabilizador de la matriz austenítica, todo lo cual incrementa la resistencia al desgaste del material (Sagaró *et al.*, 2007).

El contenido de carbono en una superaleación base níquel varía de 0,02 a 0,2 % para aleaciones forjadas y hasta cerca de 0,6 para aleaciones de fundición, reportado por Aperador *et al.* (2012). Por lo que se puede considerar que el proceso de obtención de las cuñas de las válvulas top flow empleadas en la línea de pulpa lixiviada caliente, es forjada.

3.3. Resultados de la verificación del diseño de la cuña

El cálculo del espesor de pared del cuerpo de la válvula se realizó a través de la ecuación 2.1, teniendo en cuenta el diámetro del caudal de la válvula (152,4 mm), la tensión límite de resistencia a la tracción mínima del material de la válvula (50 N/mm^2) y la presión hidrostática de ensayo la cual es determinada a través de la ecuación 2.2 y tiene en cuenta la presión de diseño de la válvula (4.13 N/mm^2) y el factor de seguridad (1,5) cuyo valor es (6.2 N/mm^2), se obtiene que este espesor es de 10 mm.

Para un valor de 10 mm obtenido con respecto a 15.8 mm del espesor del cuerpo de la válvula que presenta actualmente, se puede plantear que el mismo está en correspondencia con el diseñado por el fabricante, ya que la principal función de este cuerpo es reforzar la cuña de la misma y que independientemente que la misma suele estar sujeta por medio de las bridas de conexión con los conductos de la instalación, el efecto del fluido y las vibraciones pueden afectar en sistema en su conjunto.

Es importante considerar la decisión de chequear las medidas de espesores en el cuerpo de la válvula, como parte de una zona de afección, si este espesor disminuye severamente, podría existir peligro de deformación permanente e incluso una fractura. En válvulas de discos, el mismo suele ser reemplazable. En los servicios en los que los sólidos o la alta velocidad pueden causar una erosión rápida del asiento o del disco, las válvulas deben tener resistencia sólida para permitir el remplazo de estos discos. Las válvulas que se utilizan en el servicio de corrosión normalmente deben especificarse con asientos reemplazables según lo expuesto por Stewart y Harry (1984).

La tensión longitudinal en el cuerpo de la válvula se determinó a través de la ecuación 2.3, el diámetro interior máximo de la fundición del cuerpo de la misma es de 152,4 mm y el espesor de pared con la tolerancia de corrosión normalizado de 15,8 mm. Cuando se sustituyen los datos se obtiene que esta tensión sea de 7,44 MPa.

Se establece la tensión superficial del cuerpo de la válvula debido a que frecuencias de contacto bajas, como el caso de la pulpa lixiviada, la cual presenta diferentes concentraciones de elementos en el medio, el calentamiento superficial es despreciable. Por lo que el efecto de la fuerza de fricción es deformar la superficie del metal en la dirección del deslizamiento. La adhesión está favorecida y este proceso es el responsable de los elevados coeficientes de fricción que se registran. Conforme aumenta la frecuencia de contacto y para una velocidad de deslizamiento dada, la temperatura local en el contacto aumenta hasta llegar a un punto en el que se produce oxidación criterio reportado por Lim y Sabih (1987).

La tensión tangencial en el cuerpo de la válvula se determina a través de la ecuación 2.4 la cual tiene en cuenta la presión hidrostática de ensayo de la válvula de $3,1 \text{ N/mm}^2$, el diámetro interior máximo de la fundición del cuerpo de la válvula de 152,4 mm y el espesor de pared con la tolerancia de corrosión normalizado de 15,8 mm. Cuando se sustituyen los datos se obtiene que la tensión sea de 14,88 MPa.

Los valores estimados para establecer la tensión tangencial, el cual está en correspondencia con lo calculado para la válvula topflow, es un aspecto importante a considerar para el diseño, teniendo en cuenta la velocidad que alcanza el fluido por el interior de las conducciones. Dicha velocidad, está determinada por el caudal y el diámetro de la sección interna de la conducción y para cada fluido tiene un valor máximo que no debe ser sobrepasado, ya que de lo contrario puede producirse un deterioro del producto por tratamiento mecánico inadecuado.

Para el caso del fluido que se analiza, la formación de una película de óxido sobre las superficies deslizantes, podría ser la causa de la disminución en el coeficiente de fricción. No obstante, por encima de una frecuencia de contacto crítica, el óxido puede alcanzar una temperatura tan elevada que lo hace fluir plásticamente o incluso lo funde localmente. Esto se produce debido a la elevada energía de fricción que hay que disipar y a una escasa

conducción térmica de los materiales. Este régimen de desgaste suele conocerse como oxidación severa, según criterio de Esmailian (2010).

Por la ecuación 2.5 se determinó la tensión en la base de la puerta flexible de la cuña, para el diámetro de asiento interno de 132 mm, el diámetro del cuerpo de la válvula de 206 mm y la caída de presión, cuando la cuña está completamente cerrada, la cual es determinada a través de la ecuación 2.6 y tiene en cuenta los parámetros: la densidad de la pulpa lixiviada de $1\,700\text{ kg/m}^3$, la velocidad promedio de la misma que es de 2,73 m/s y el coeficiente de resistencia del flujo cuando la válvula está 100 % cerrada ($C= 30$), el cual es de 1,86 MPa. Esta tensión es de 0,76 MPa.

De igual manera para el esfuerzo de corte en la cavidad inferior se determinó a través de la ecuación 2.7, la cual tiene en cuenta el diámetro de asiento interno, el diámetro del cuerpo de la válvula, la caída de presión cuando la cuña está completamente cerrada y se tuvo en cuenta el espesor mínimo de la puerta de 32,5 mm. Al sustituir estos valores se tiene que este esfuerzo en la base es de 1,2 MPa.

Los valores de esfuerzos determinados a través del método analítico revelan que la cuña desde el punto de vista mecánico ofrece una elevada resistencia mecánica y factor de seguridad a la carga distribuida que genera el flujo en el caudal de la válvula, sin embargo desde el punto de vista químico no ofrece resistencia, debido a que los agentes químicos presentes en la pulpa lixiviada de conjunto con la velocidad del flujo, la temperatura, la presión y las características de la misma atacan la capa pasiva de la superaleación hastelloy C-276 y la hacen vulnerable a la fatiga por corrosión, según lo reportado por Alcántara *et al.* (2016) y coincidente con Durán-Martínez y Fernández-Columbié (2018).

La razón de erosión en la cuña se determinó por la ecuación 2.8, para un valor de constante de desgaste del material de 0,4; la velocidad de la pulpa de 2,73 m/s y un valor de n de 2, esta razón de erosión es de 2,98 m/s. La erosión con respecto al ángulo de incidencia de la partícula, calculado por la ecuación 2.9 es de 1,4 m/s.

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, 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 2,73 m/seg, la velocidad crítica 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.

En la erosión el ángulo de impacto se define relativo al plano de la superficie del material a erosionar. La erosión de materiales dúctiles (la mayoría de los metales) depende fuertemente del ángulo de impacto y presenta una razón máxima de desgaste cuando el ángulo de incidencia se encuentra entre 20 y 30°. Mientras que los materiales frágiles presentan un máximo deterioro en ángulos normales, criterio que ha sido expuesto por Salah y Engin (2010).

3.4. Análisis microestructural

Se realizó el análisis microestructural de la superaleación hastelloy C-276, se consideró para ello el material sin estar expuesto a condiciones de trabajo y otro retirado de servicio. En la figura 3.1 se muestra el comportamiento obtenido de las microestructuras.

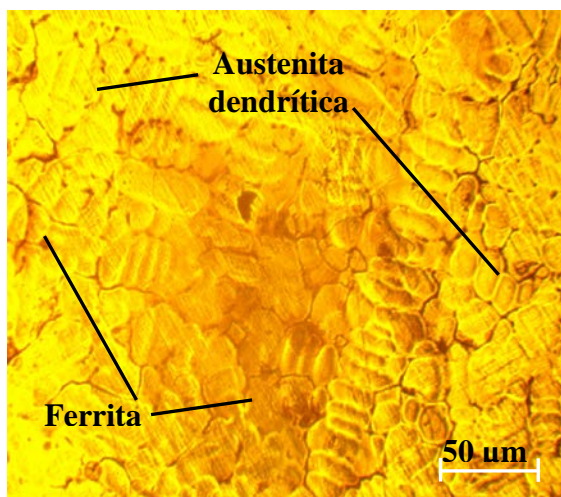


Figura 3.1a. Hastelloy C-276 sin afectación.

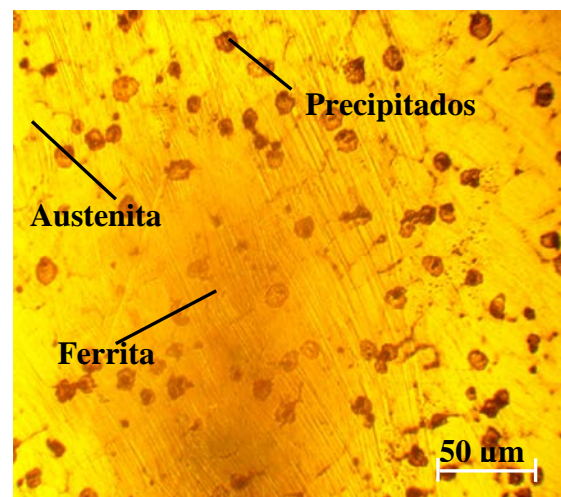


Figura 3.1b. Hastelloy C-276 con afectación.

En la figura 3.1a se observa una estructura de matriz austenita con la ferrita en borde de granos, la austenita es del tipo dendrítico, lo cual es indicativo de un tratamiento previo para su obtención, obtenidas durante el proceso de forja, ya que la estructura dendrita se forma al existir gradientes de temperaturas y la misma se forman en dirección a este gradiente.

Luego de retirada de servicio (figura 3.1b) la estructura que se observa es una matriz de austenita con ferrita dispersa sobre esta matriz, las presencias de las dendritas se manifiestan de formas aisladas, también se han formado precipitados en diferentes zonas de la estructura. El cambio de esta estructura puede ser atribuible a que, a niveles reducidos de tensión, el acero inoxidable sufre deformaciones más significativas, las características del fluido (% de elementos presentes en la concentración), la velocidad del mismo, pueden haber provocado que, por efecto de la fricción, hayan incidido en las variaciones de esta estructura.

En la realización de estas superaleaciones base-níquel de forja, el tamaño de grano final de las superaleaciones forjadas y tratadas térmicamente, tienen una influencia importante sobre las propiedades mecánicas. Incrementando el tamaño de grano, la resistencia a la tensión, el esfuerzo de ruptura y la ductilidad, generalmente decrecen y los valores de la deformación son más erráticos. Un material que presenta un grano fino tiene, a temperatura ambiente, una dureza superior, así como mayor resistencia a la fatiga y resistencia al impacto, comparado con un material de grano grueso.

3.4.1. Resultados de los defectos microscópicos de la cuña

Independientemente que esta superaleación, contienen cromo suficiente para darles sus características de inoxidable ($\approx 16\%$) y contiene además níquel ($\approx 55\%$) para reforzar aún más su resistencia a la corrosión por efecto del fluido, entre los otros elementos ya mencionados, la misma presenta otros tipos de corrosión. En la figura 3.2 se muestra el efecto de la corrosión por picaduras (Pitting).

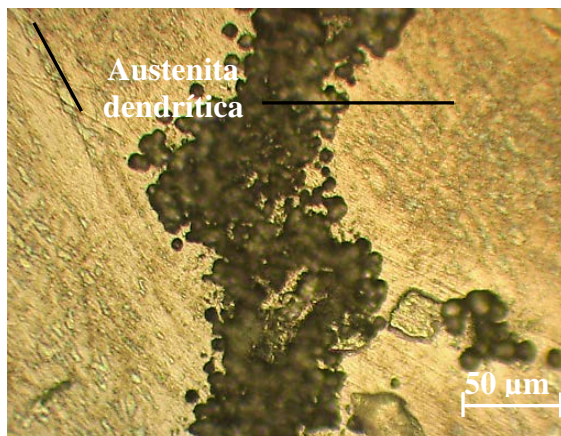


Figura 3.2a. Corrosión por picaduras.

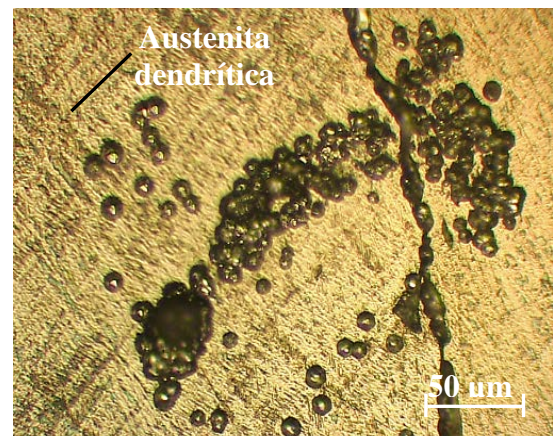


Figura 3.2b. Corrosión por picaduras.

En esta cuña, la corrosión por picadura se ha originado por la formación de orificios en la superficie, que presumiblemente sea relativamente inatacada, sin embargo, se observa que las mismas presentan varios comportamientos. La forma de este defecto es a menudo responsable de su propio avance, con la formación de la corrosión por agrietamiento, es decir, una picadura puede ser considerada como una grieta o hendidura formada por sí misma. También se manifiesta en el momento que la capa pasivadora se rompe localmente. Los responsables de esta rotura son los iones cloruro que, al estar acompañados por un electrolito, le retiran al acero inoxidable, los átomos de cromo necesarios para la creación de esta capa. Entonces aparecen, los tan temidos pequeños orificios. La existencia de residuos, óxido ajeno, escoria o azulamiento del acero refuerzan la creación de la corrosión por este fenómeno según lo reportado por Durán-Martínez y Fernández-Columbié (2018).

En las estructuras analizadas se puede observar que la superaleación mantiene la estructura de austenita dendrítica, pero con la formación de granos más pequeños, presumiblemente asociado al efecto de la fricción sobre la superficie de la superaleación donde ha tenido efecto la acritud. 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. La corrosión generalmente ocurre, porque el agente corrosivo ataca preferencialmente el límite de grano o una zona adyacente a él, que ha perdido un elemento necesario para tener una resistencia a la corrosión adecuada.

Otro defecto determinado como se observa en la figura 3.3 es el de corrosión intergranular, que está caracterizado por la disolución del metal en las zonas próximas al borde de grano, producto de la sensibilización.

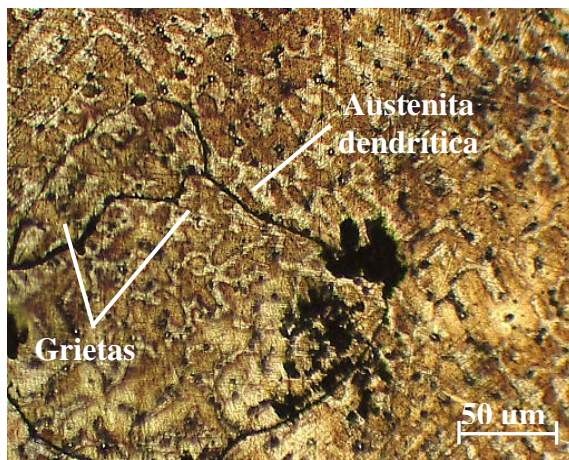


Figura 3.3a. Corrosión intergranular.

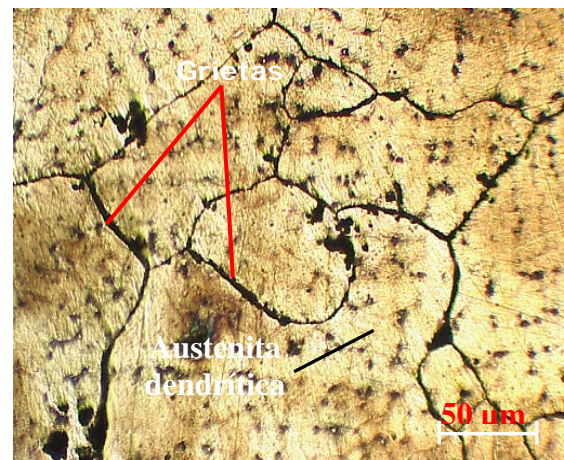


Figura 3.3b. Corrosión intergranular.

En las estructuras se observa que, se ha producido un deterioro por corrosión localizada y adyacente a los límites de grano de la superaleación. El tiempo y la temperatura a la que ha estado expuesta durante su trabajo, han modificado la termodinámica y la cinética de la formación de fases secundarias (carburos y fases intermetálicas), provocando la sensibilización por el posterior empobrecimiento de cromo, dando lugar a la corrosión intergranular.

El ataque por corrosión intergranular se produce, cuando un metal fundido se cuele 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. Las partículas en suspensión que contiene el fluido, el pH, dañan la capa pasiva de la superaleación y la hacen susceptible a este tipo de corrosión.

En los aceros austenítico, es baja la resistencia a la corrosión bajo tensión en ambientes con iones cloruro, aún en 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. Esta fractura ocurre en los aceros que contienen níquel y con el mayor riesgo en aceros con los porcentajes usuales de este elemento. El remedio no es simple, porque consiste 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. Estudios de partículas simples impactando a 30° sobre el material, muestran tres tipos básicos de daño superficial. Surcado, cuando partículas redondeadas desplazan el material hacia los lados y adelante en el sentido de viaje de la partícula. Los otros dos tipos de deformación se presentan cuando las partículas tienen puntas angulares.

El comportamiento de los aceros inoxidable en soluciones de H_2SO_4 presentan problemas, se trata de un medio complejo, ya que en concentraciones por debajo del 85 % a

temperatura ambiente y del 65 % a temperatura más elevada (66 °C) se comporta como ácido reductor, mientras que, por encima de estos niveles, posee un carácter oxidante, criterio que coincide además con Durán-Martínez y Fernández-Columbié (2018).

3.4.2. Análisis del por ciento de microconstituyentes en las muestras

Al microscopio son granos los que se observan como microcomponentes del acero. Estos granos pueden ser de alguna de las fases, o mezcla de fases, que están presentes en todo acero. Los granos, a su vez, están formados por agregados de cristales. Son estos cristales los que van a determinar en gran medida las propiedades del acero. En algunos casos, especialmente en aceros aleados, aparecerán otras fases, como carburos, nitruros, que otorgarán, favorable o desfavorablemente, propiedades diferenciadas a ese tipo de acero.

El por ciento de microconstituyentes presentes en las microestructuras obtenidas de la cuña se muestra en la figura 3.4. Los mismos están en correspondencia con el análisis microestructural realizado en la muestra con defecto de la corrosión.

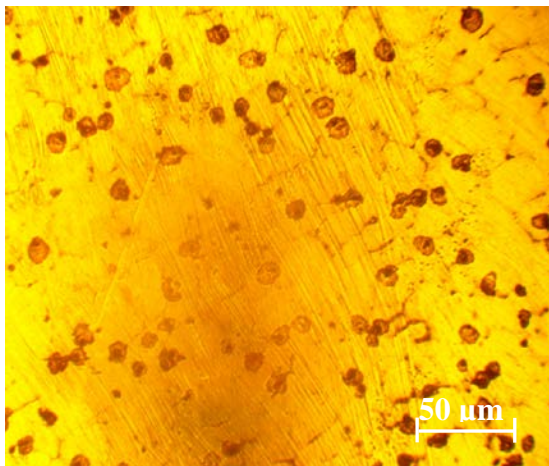


Figura 3.4a. Muestra corroída.



Figura 3.4b. microconstituyentes presentes.

En la figura 3.5 se muestra la distribución de microconstituyentes presentes en la muestra analizada.

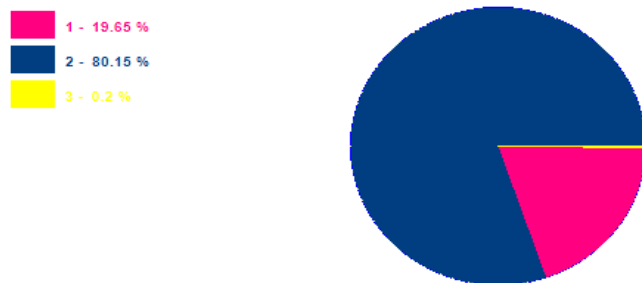


Figura 3.5. Distribución de los microconstituyentes

En la tabla 3.2 se muestran los microconstituyentes con el área que ocupan en la microestructura.

Tabla 3.2. Datos de las fases de los microconstituyentes para la muestra

Datos de la fase		
Microconstituyentes	Área	Área %
Sulfuros	165 422	19,65
Austenita	674 637	80,15
Ferrita	1 669	0,2

Al establecer la relación de las fases presentes en la microestructura de la muestra retirada de servicio por efecto de la corrosión, se pudo determinar que en la misma la mayor porción de la fase presente es la austenita con un 80,15 %, luego la presencia de algunos sulfuros con un 19,65 % y por último la fase ferrítica con un 0,2 % sobre la matriz.

Según el porcentaje de microconstituyentes presentes en la muestra corroída, luego del proceso de corrosión, la incidencia de la velocidad de la pulpa y los elementos concentrados en el medio, la matriz de la aleación hastelloy C-276 sigue siendo austenítica, donde el contenido de níquel es el responsable de la mayor resistencia al ácido sulfúrico reductor.

Cuando los aceros inoxidable 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 acrecentada pérdida por hora de $26,7 \text{ g/m}^2 \cdot \text{h}$, esto está motivado a que independientemente que la pulpa presenta elevado % de ácido, también influye el tamaño de su granulometría y los sulfatos disueltos, criterio que ha sido reportado por Colombier y Hochmann (1955).

3.5. Análisis de la dureza de la superaleación hastelloy C-276

Las propiedades y el comportamiento de las superaleaciones durante su manufactura y el desempeño durante su vida de servicio, dependen de su composición, estructura, historia de procesamiento y del tratamiento térmico al cual han sido sujetas. En la figura 3.6 se muestra el comportamiento de la dureza en la cuña retirada de servicio. Se consideró el extremo superior de la cuña, teniendo en cuenta que esta es el área donde menos afectación presenta la misma por la pulpa lixiviada.

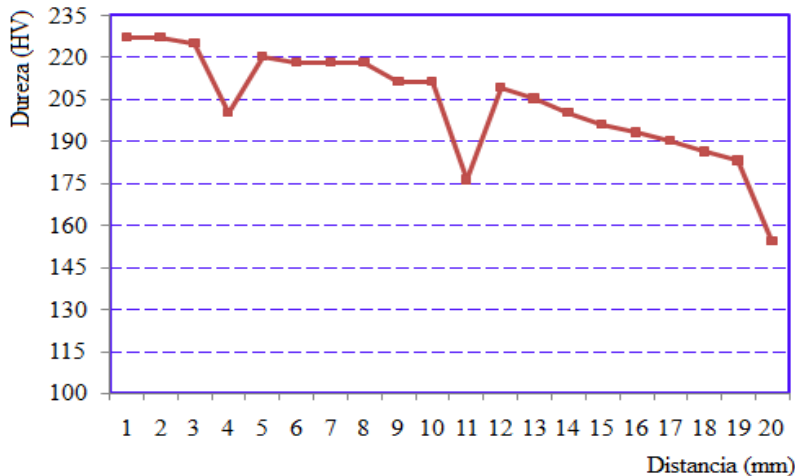


Figura 3.6. Comportamiento de la dureza en la cuña corroída.

En los perfiles de dureza realizados se observa que, en la medida que se acerca a la zona central de la cuña, la dureza disminuye, esto se puede atribuir a la concentración del flujo del fluido en la deformación en la zona central y al desordenamiento caótico que presentan los granos en la estructura, independientemente que existe una uniformidad del refinamiento de grano en estas zonas por efecto de la acritud, al corroerse la capa pasiva, los iones cloruros, además de impedir la formación de capas estables de óxidos, provocan una gran fragilización en los aceros inoxidable y contribuyen de este modo a un incremento de las razones de desgaste, reportado por Shizhuo; Jiang Xia (1999).

Producto del sinergismo es posible que, en caso de los aceros inoxidable, el proceso de desgaste tiende a provocar continuamente la ruptura y remover esta capa, deja al sustrato metálico expuesto a la acción del medio agresivo, provocándose de esta forma un daño de mayor consideración, según lo planteado por López *et al.* (2005).

3.6. Condiciones para determinar el desplazamiento por el MEF

El método de elementos finitos para obtener la información elástico-plástica del material en presencia de grandes deformaciones y grandes desplazamientos, se basó en la formulación del tipo Lagrangiano y la teoría de membrana. Para ello se consideró que la cuña es isotrópica e insensible a la velocidad del fluido, lo que obedece a la teoría del flujo, se incorporan las características de endurecimiento del material y la fricción de Coulomb entre la cuña y el cuerpo de la válvula. En la figura 3.7 se observa el comportamiento de los desplazamientos

Al afrontar el problema de los desplazamientos se tuvo en cuenta las precisiones siguientes:

- ✚ Se aceptó que las propiedades del material son constantes, entre ellas la conductividad térmica, la propiedad termodinámica que varía con la temperatura, para que así, la ecuación diferencial no adoptara otra forma y la integración analítica se hiciera compleja.
- ✚ la geometría del sólido no es regular, para evitar la dificultad de tener una solución analítica y aceptar malas aproximaciones.
- ✚ Se aceptó constante las condiciones no lineales en el contorno para que no representara una complicación en la búsqueda de las soluciones analíticas.

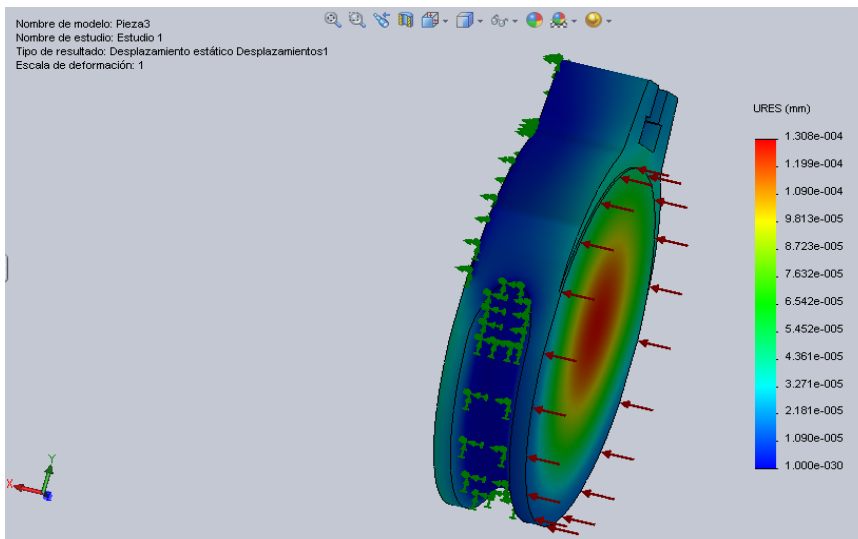


Figura 3.7. Desplazamientos en la cuña.

Se observa que el valor máximo en estos desplazamientos es de $1,308 \times 10^{-4}$ m (0,1308 mm), alcanzándolo en el núcleo, el cual posee un valor numérico de acuerdo a las condiciones de frontera impuestas, existe un momento en que la fricción estática domina el proceso, sin embargo, en el instante en que el metal de la superaleación hastelloy C-276, comienza a desplazarse, la fricción dinámica es la única presente. Los desplazamientos prescritos son en la dirección de Y, son estos los que van a permitir que el elemento se deforme en la dirección impuesta. En este caso lo que se hace es que por medio de los vínculos se obtengan reacciones y estos se traduzcan en acciones en el nodo.

Para el desplazamiento del material 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. Durante el desgaste de superaleaciones base

níquel, la superficie rugosa resultante de la penetración de las asperezas de contracuerpo provee de las oclusiones necesarias para la generación de una grieta de picadura, el efecto es más severo si se trata de surcos y oquedades. La corrosión generalizada afecta más o menos por igual a todos los puntos de la pieza, sugerido por Burstein (2000).

En la figura 3.8 se observa el comportamiento de las tensiones obtenidas mediante el método de los elementos finitos.

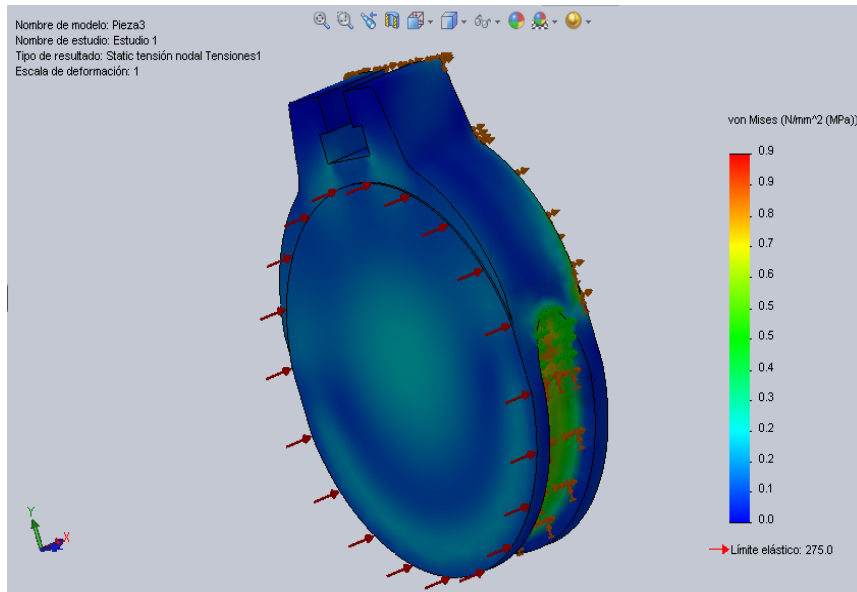


Figura 3.8. Distribución de tensiones en la cuña.

Las tensiones obtenidas se distribuyen en forma radial en toda la cara axial de la cuña sobre la cual acciona el flujo de pulpa lixiviada, observándose de que los mayores valores de tensiones se registran en la ranura de asiento y en el diámetro medio de acción hidráulica del fluido, con valores desde 0,55 y 0,4 MPa; resultados que no implican detrimento de la resistencia mecánica de la pieza, pero si provocan su deformación plástica.

Las tensiones provocan la aparición de grietas superficiales, que crecen hacia el interior en virtud de mecanismos de fatiga, promovidos por la existencia de tensiones mecánicas, al mismo tiempo que inducen al desgaste acelerado de la superficie en el cuerpo de la cuña. En la zona donde tiene lugar el contacto la pulpa lixiviada y el material de la cuña, el ataque es más severo como resultado de los procesos de desgaste, de cavidades y surcos producto de una adhesión profunda.

Las tensiones residuales existentes en el material promueven la corrosión bajo tensión, este efecto es localizado y opera en ausencia de corrosión generalizada, el agrietamiento ocurre en forma transgranular con escasa o nula deformación plástica y a menudo con efectos catastróficos, ocurre en los aceros que contienen Ni y con el mayor riesgo en aceros con los porcentajes usuales de Ni. Los remedios no son simples, porque consisten en reducir tensiones y eliminar iones cloruro, reportado por Gardner y Nethercot (2002) y coincidente con Durán-Martínez y Fernández-Columbié (2018).

3.7. Procesamiento estadístico de los datos

A partir de los datos expuestos en el capítulo 2 para el diseño de experimentos, se determinó la variación de la dureza y las tensiones en relación a las diferentes distancias medidas. En la figura 3.9 se muestran los resultados obtenidos.

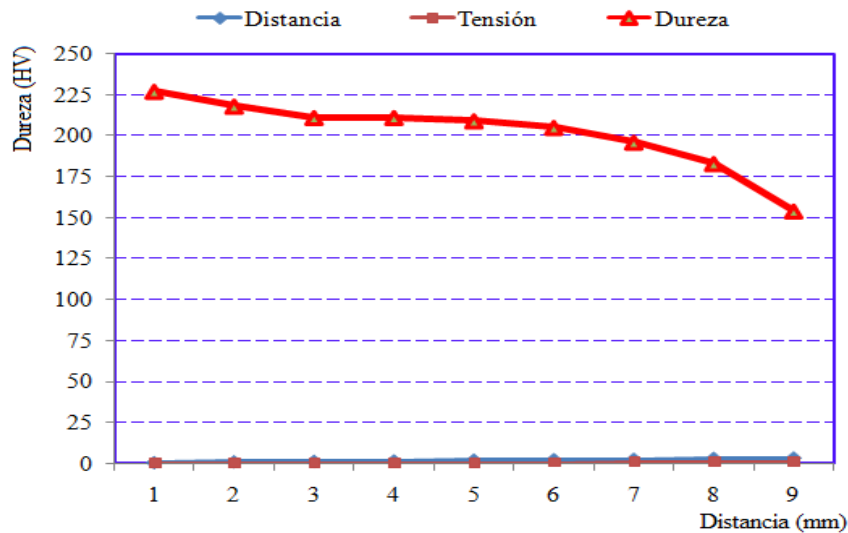


Figura 3.9. Comportamiento de la dureza respecto a la distancia y las tensiones.

Al establecer las variaciones de las durezas respecto a las diferentes distancias y las tensiones que se originan en la superficie de la cuña, se puede observar que por efecto de la fricción que genera la pulpa lixiviada caliente sobre la aleación hastelloy C-276, en la medida que se incrementa la tensión, disminuye la dureza en las diferentes zonas.

Estas variaciones de dureza y de tensiones son atribuidos a la no 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 el material provoca el efecto de la deformación plástica, presentándose, el

mecanismo de endurecimiento de deformación, pero sin resistencia al presentar ruptura de esta capa.

3.7.1. Análisis de varianza

Se modeló estadísticamente a través del análisis de regresión, la influencia de las tensiones durante el proceso y la variación de la longitud en el comportamiento de la dureza que se obtiene en la superficie de la cuña. Se realizó el análisis de varianza, según el método de Fisher, para evaluar el nivel de significación de las variaciones provocadas por los diferentes experimentos. En la tabla 3.3 se muestran los resultados del análisis de regresión.

Tabla 3.3. Análisis de regresión múltiple

Variable dependiente: Dureza					
Error estadístico					
Parámetro	Estimación	estándar	T	P-Valor	
CONSTANTE	234,172	9,24858	25,3197	0,0000	
Distancia	0,79425	15,4788	0,0513122	0,9607	
Tensiones	-73,1536	49,9575	-1,46432	0,1934	
Análisis de Varianza					
Fuente	Suma de cuadrados	GL	Cuadrado medio	Cociente-F	P-Valor
Modelo	3 295,17	2	1 647,59	19,57	0,0023
Residuo	505,049	6	84,1749		
Total (Corr.)	3 800,22	8			
R-cuadrado = 86,71 porcentaje					
R-cuadrado (ajustado para g.l.) = 82,28 porcentaje					
Error estándar de est. = 9,17469					
Error absoluto medio = 5,36408					
Estadístico de Durbin-Watson = 1,91561 (P = 0,1521)					
Autocorrelación residual en Lag 1 = -0,241113					

La salida muestra los resultados del ajuste a un modelo de regresión lineal múltiple para describir la relación entre la Dureza y dos variables independientes. La ecuación del modelo ajustado es:

$$Dureza = 234,17 + 0,794 \cdot Distancia - 73,15 \cdot Tensiones$$

Dado que el p-valor en la tabla ANOVA es inferior a 0,01; existe relación estadística significativa entre las variables para un nivel de confianza del 99 %. El estadístico R-cuadrado indica que el modelo explica un 86,71 % de la variabilidad en Dureza. El estadístico R-cuadrado ajustado, que es más conveniente para comparar modelos con diferentes números de variables independientes, es 82,28%. El error estándar de la

estimación muestra la desviación típica de los residuos que es 9,17469. Este valor puede usarse para construir los límites de predicción de la incidencia de la pulpa sobre la superaleación hastelloy C-276.

El error absoluto medio (MAE) de 5,36408 es el valor medio de los residuos. El estadístico Durbin-Watson (DW) examina los residuos para determinar si hay alguna correlación significativa basada en el orden en el que se han introducido los datos en el fichero. Dado que el p-valor es superior a 0,05; no hay indicio de autocorrelación serial en los residuos.

Al estimar el error del modelo experimental con el calculado existe diferencia estadísticamente significativa entre las medias de las muestras para un nivel de confianza del 95,0 %. Los resultados expuestos demuestran que se mantiene la tendencia a disminuir la dureza en la medida que se aumenta la tensión en la superficie de la cuña.

3.8. 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 3 327,66 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

Las dificultades presentadas en las válvulas han incrementado las frecuencias de fallo en el último año, trayendo como consecuencias que aumente el número de intervenciones en los trenes de lixiviación durante las paradas de mantenimiento (campaña), incrementando los costos, las pérdidas de la producción, así como el número y costos de las reparaciones. 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.

3.9. Valoración del impacto medio ambiental

Actualmente, la correcta selección de los materiales es un factor clave en el éxito de los procesos industriales, por el gran impacto económico de seguridad ambiental que pueden ocasionar las fallas de los componentes metálicos en servicio. En este caso, la aleación hastelloy C-276 cumple con los requerimientos de resistencia al desgaste en medio abrasivo

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.

Los principales problemas de la superaleación hastelloy C-276 al estar en operación se dividen en dos grandes grupos. El primero es la generación de daños superficiales tales como: corrosión, fatiga térmica, erosión, agrietamiento y fractura. El segundo lo conjunta los daños internos: cavidades de termofluencia, crecimiento de carburos y de compuestos intermetálicos, además de la precipitación de fases fragilizadoras. Lo anterior implica la necesidad de un conjunto de procesos con tolerancias en parámetros muy cerradas para su restauración confiable y de esta forma no pasen a formar parte de los desechos.

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.

3.10. Conclusiones del capítulo 3

- ❖ La cuña de la válvula top flow, fabricada de la superaleación hastelloy C-276, está diseñada para garantizar la resistencia al desgaste, sin embargo, la pulpa lixiviada caliente presenta propiedades abrasivas que provoca el efecto de la corrosión en el núcleo y los bordes de la misma.
- ❖ Los efectos de la pulpa lixiviada caliente sobre la superaleación hastelloy C-276 genera efectos negativos como: cavidades en el interior del material, grietas intercristalinas en el cuerpo de la cuña y desgaste en los demás componentes de la bomba.
- ❖ Los efectos del desgaste y la corrosión, según el tiempo de trabajo de las válvulas topflow provocan disminución en el caudal de la misma, convirtiéndose estos en pérdidas hidráulicas.

CONCLUSIONES GENERALES

- ❖ Con el procedimiento metodológico establecido se determinó que, los defectos presentes por el efecto del desgaste en la superaleación base níquel hastelloy C-276, empleada en pulpa lixiviada caliente es el desgaste por corrosión por picaduras y por corrosión intergranular, independientemente de la estructura inicial que se obtiene por el proceso de forja.
- ❖ En la superaleación hastelloy C-276, luego de retirada de servicio, se determinó que la fase presente es la austenita con un 80,15 %, con la presencia de un 19,65 % de sulfuro y un 0,2 % de la fase ferrítica sobre la matriz, lo cual contribuye a la disminución de la dureza desde 227 HV hasta 154 HV, condiciones que hacen susceptible la cuña al desgaste por corrosión.
- ❖ Con el método de los elementos finitos (MEF) se determinó que los desplazamientos, con un valor de 0,1308 mm, así como la generación de tensiones, que van desde 0,1 Mpa en la zona no desgastada hasta 0,9 Mpa en la zona desgastada, el fenómeno de desgaste genera un proceso de abrasión por arranque, el cual provoca pérdida de material en la superficie interna de la cuña.
- ❖ Los aspectos económicos en la que inciden las roturas de la cuña de la válvula topflow, por concepto total en gastos de materiales en 365 días es equivalente a 805 132,44 USD, más los costos por conceptos de afectaciones a la producción.

RECOMENDACIONES

- ❖ Considerar el efecto de la granulometría en la pulpa lixiviada caliente, la cual, al presentar partículas abrasivas, actúa sobre la superaleación hastelloy C-276, como un abrasivo de mayor dureza, desgastándolos.
- ❖ Analizar, considerando la mecánica de los fluidos, la incidencia de la pérdida de material en la cuña de la válvula topflow, así como en los elementos que componen el sistema de trasiego de la pulpa lixiviada para determinar la eficiencia del flujo tecnológico.

Referencias bibliográficas

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. Agarwal, D. Nickel and nickel alloys. In: Uhlig's corrosion Handbook. R. Winston Revie (ed.). John Wiley & Sons, Inc., New York, p. 831-851, 2000.
2. Alcántara, D.; Fernández, T.; Rodríguez, I. Influencia de la pulpa lixiviada sobre el desgaste de una aleación del tipo Hastelloy C 276. *Minería y Geología* 32 (1): 93-105, 2016.
3. Almaguer, R. Efecto de la corrosión en la cuña de la válvula "top flow" fabricada de acero inoxidable. Tesis en opción al título de Ingeniero Mecánico. ISMMM. 2010.
4. Alexander, J. The effect of Coulomb friction in the plane strain compression of a plastic-rigid material, *J. Mech. Phys. Solids.*, 3, 233, 1955.
5. Aperador, W.; Vargas, A.; Betancur, J. Evaluation of passivation of the austenitic FeMnAl alloy. *Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales*. 32 (2): 236-243, 2012.
6. Araújo, J.; Nowell, D. The effect of rapidly varying contact stress fields on fretting fatigue. *International Journal of Fatigue*. 24 (7): 763-775, 2002.
7. Arnell, R. *Tribology Principles and Design Applications*, Macmillan, 1991. 68 p.
8. Apraiz, J. *Aceros Especiales*, Editorial Dossat S. A., Madrid, 1975.
9. Avery, H. *Materials for de Mining Industry Climax Molybdenum Co.* Vail, 43-77, 1974.
10. Ball, A. The mechanisms of wear, and the performance of engineering materials, *J.S. Afr. Inst. Min. Metall.* 86 (1): 1-10, 1986.
11. Bayer, R. *Wear*. 70, 93, 1981.
12. Bedolla-Jacuinde, A.; Arias, L.; Hernandez, B., Kinetics of Secondary Carbides Precipitation in a High-Chromium White Iron *Journal of Materials Engineering and Performance*. 12 (4) 371-382, 2003.
13. Beeley, P. *Foundry technology*, Butterworths, 1972.
14. Belzunce, F. *Aceros y fundiciones. Estructuras, transformaciones, tratamientos térmicos y aplicaciones*. Universidad de Oviedo, 2001.
15. Biner, S.; Can, B., *Metall. Q.*, 24 (7) 155-167, 1985.
16. Birkholz, M. *Thin film analysis by X – Ray scattering*. Wiley VCH, 2006.
17. Burwell, J. *Wear*, 1, 119, 1957.
18. Blau, P. *Lubrication and Wear Technology, Glossary of Terms in ASM Handbook*. Vol. 18. Friction, printed in USA, 1992, p. 942.

19. Bleich, F., Buckling Strength of Metal Structures. McGraw-Hill Book Company, New York. 1952.
20. Callister, W. Ciencia e Ingeniería de los Materiales I. Ed. Reverté, S.A., 1999.
21. Calvo, F., Metalografía Práctica Ed. Alambra, 1971.
22. Carranza, R.; Rodríguez, M.; Rebak, R. Efecto del potencial sobre la corrosión en rendijas de la aleación C-22. Congreso SAM/CONAMET 2007, San Nicolás, 4 al 7 de septiembre de 2007.
23. Casanovas, J.; Alemán, C. Introducción a la Ciencia de los Materiales, pp 313-315 Ed. Cálamo, Barcelona, 2002.
24. Colombier, L.; Hochmann, J., Aciers inoxydables, aciers réfractaires. París 1955.
25. Correa-Suárez. R, Comportamiento de la aleación de titanio Ti-6 Al-4 V empleado en la pulpa lixiviada caliente, 2012.
26. Costes, P.; Guillet, Y. Poulachon, G.; Dessoly, M. Mecanismos de desgaste y vida útil de las herramientas de CBN en el mecanizado de Inconel 718. International Journal of Machine Tools & Manufacture 47: 1081-1087, 2007.
27. Chirino-Rodríguez, A. Aleaciones de aluminio de las series AA 2218, AA 5050 y AA 6082 para la fabricación de casquillos de eslingas, 2015.
28. Chungen, Z. Deposition of aluminium and chromium-modified aluminium coatings on TiAl alloys using the allied activate pack cementation method. Chinese Journal of Aeronautics, 12 (1): 24-32, 1999.
29. Davies, A.; Griffith, D. Shear strength of steel plate girders. Proc Instn. Civ. Engrs. Structs & Bldgs. 134 (111): 147-157, 2002.
30. Di Caprio, G. Notas históricas y de producción sobre los aceros inoxidable. En: Los aceros inoxidable. Grupinox: Barcelona. 1999.
31. Dinda, S.; Kujawski, D. Correlation and prediction of fatigue crack growth for different ratios using parameters. Eng. Fract. Max Mech, 71 (12): 1779-1790, 2004.
32. Dogan, Ö.; Hauk, J., Laird II G. Solidification Structure and Abrasion Resistance of High Chromium White Irons Metallurgical and Materials Transactions A; 28A (12) 25-30, 1997.
33. Durman, R., PhD. Thesis, University of Aston, UK, 1970.

34. Durán-Martínez, W; Fernández-Columbié, T. Efecto del desgaste por corrosión en una superaleación expuesta a alta concentración de elementos en el fluido. *Ciencia & Futuro*. 8 (3): 20-31, 2018.
35. Esmailian, M. The effect of cooling rate and austenite grain size on the austenite to ferrite transformation temperature and different ferrite morphologies in microalloyed steels. *Iranian Journal of Materials Science & Engineering* 7 (1): 7-14, 2010.
36. Fewell, M.; Mitchell, D.; Priest, J. The nature of expanded austenite, *Surface and Coatings Technology*. 131 (15): 300-306, 2000.
37. Fukaura, K.; Yokoyama, Y.; Yokol, D.; Tsujii, N.; Ono, K., *Fatigue of Cold-Worked Steels: Effect of Heat Treatment and Carbide Morphology on Fatigue Crack Formation, Life, and Fracture Surface Observations Metallurgical and Materials Transactions A*, 35A (11): 1289-1300, 2004.
38. Fernández-Columbié, T.; Rodríguez-González, I., Correa-Suárez, R.; Alcántara-Borges, D. Junta de soldadura disímil de la aleación HK-40 y del hierro fundido 24. *Ingeniería Mecánica*, 17 (2): 98-107, 2012.
39. Fernández-Columbié, T.; Rodríguez-González, I.; Alcántara-Borges, D. Caracterización microestructural de uniones soldadas de acero AISI 316L en tuberías. *Minería y Geología*, 32 (1): 60-75, 2016.
40. Finnie, I. *The Mechanisms of Erosive Wear in Ductile Metals, Corrosion-Erosion Behavior of Materials*. 1980. 118-126 pag.
41. Flemings. *Temperature profile in solidification of a pure metal*. 1974.
42. Floreen, M.; Davidson, J. The effects of B and Zr on the creep and fatigue crack growth behavior of aNi-base superalloy, *Metallurgical Transactions A*, Vol. 14A 895-901, 1983.
43. Gardner, L.; Nethercot, D. Improved efficiency for stainless steel structures. *Proceedings of the International Iron and Steel Institute World Conference 2002: Steel in Sustainable Constructions*. Edited by Sansom, M. Luxemburg Congrèso Luxemburg. 75-80. 2002.
44. Guitar, M.; Duarte, M.; Montero, D. Comportamiento frente al desgaste y corrosión de un acero inoxidable AISI 304 nitrurado por plasma, In: *Actas de las Jornadas SAM/ Congreso CONAMET/ Simposio Materia 2003*, pp. 722 – 725, Bariloche, Argentina, 2003.

45. Green, K. A theoretical investigation of the compression of a ductile material between smooth flat dies, *phil. Mag.*, 42-900, 1951.
46. Green, K. On symmetrical extrusion in plane strain, *J. Mech. Phys. Solids.*, 3 189, 1954.
47. Hann, S.; Gates, K., Transformation Toughening White Cast Iron *Journal of Material Science*. 32 (11): 1249-1259, 1997.
48. Hawk, J. A. Laboratory abrasive wear tests: investigation of test methods and alloy correlation, *Wear abrasive*. 225 (22): 1031-1042, 1999.
49. Hernández, A.; Castellanos, L. Diseño de una aleación termoresistente. Suplemento de la *Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales S1(2)*: 685-693, 2009.
50. Hochmann, J. *Aceros inoxidable, Aceros refractarios*. Ediciones URMO, España, 1968.
51. Hogmark, S.; Vingsbo, O. Mechanisms of dry wear of some martensitic steels. Source book on wear control technology. ASM Engineering bookshelf. American Society for metals. Metals Park, Ohio 44073, 1978.
52. Hoppert, S. Alumina ceramics: superior materials for protection against wear and corrosion. Alemania, Siegburg. 3-11, 1989.
53. Huang, X.; Chaturvedi, M.; Richards, N. Effect of homogenisation heat treatment on the microstructure and heat affected zone microfissuring in welded cast alloy IN718. *Met. Trans. A*. 27A, 785-790, 1996.
54. Hussainova, I.; Schade, K. Correlation between solid particle erosion of cermets and particle impact dynamics. *Tribology International*, 41 (14): 323-330, 2008.
55. Hutchings, I., Solid particle erosive wear testing, *ASM Handbook. Mechanical Testing and Evaluation*. 8 (5): 728-751, 2000.
56. Hutchings I. *Tribology: Friction and Wear of Engineering Materials*. Oxford: Butterworth-Heinemann. 1992.
57. Johansson, B.; Olsson, A. Current design practice and research on stainless steel structures in Sweden, *Journal of Constructional Research*. 54 (21): 3-29, 2000.
58. Johnson, W. *Plane-Strain slip-line fields: Theory and bibliography*, Edward Arnold, London, 1970.
59. Kato, H. Severe-mild wear transition by supply of oxide particles on sliding surface, *Wear* 255 (125): 426-429, 2003.
60. Kootsookos, A.; Gates, J.; Eston, R., *Cast. Met*, 7, 239-246, 1995.

61. Kotecki, D.; Ogborn, J. Abrasion resistance of iron based hard facing alloys. *Welding Journal* 74 (8): 269-278, 1995.
62. Khanna, A. High temperature oxidation and corrosion ASM International, United States, 2002.
63. Lankford, W., The making, shaping and treating of steel association of iron and steel engineers; USA, 1985.
64. Lim, S.; Sabih, M. *Acta Metall.* 35 (1): 1-24, 1987.
65. López, E.; Mellor, B., Fracture toughness and crack morphologies in eroded WC – Co – Cr thermally sprayed coatings. *Materials Letters*. 37 (23): 201-210, 1998.
66. Marqués, C. Relação entre microestrutura e desgaste erosivo a frio e a quente em materiais cerâmicos à base de alumina. 2006. 170 f. Tese (Doutorado em Engenharia) Escola de Engenharia, UFRGS. 2006.
67. Matos, R. Introducción a la corrosión y protección de metales, La Habana, Ediciones ENPES, Cuba, 1987.
68. Meng, H.; Ludema K., Wear models and predictive equations: their form and content. *Wear*. 181 (183): 443-457, 1995.
69. Menthe, E.; Rie, K. Further investigation of the structure and properties of austenitic stainless steel after plasma nitriding. *Surface and Coatings Technology*. 116 (119): 199-204, 1999.
70. Mesa, D.; Sinatora, A. El desgaste de materiales enfrentarlo o dejarlo de lado y asumir riesgos, *Scientia et Technica* Año IX, No 22, 2003.
71. Mishra, A.; Frankel, G. Crevice corrosion repassivation of Alloy 22 in aggressive environments, *Corrosion*. 64 (11): 869-844, 2008.
72. Monsalve, A.; Gutiérrez I. Application of a modified rigid plastic model to the outplane fracture of “easy open cans”, *Int. Journal of Fracture*. 102 (56): 323-339, 2000.
73. Ochoa, A.; Macías, R. Aspectos teóricos sobre el desgaste abrasivo en los elementos de trabajo de las máquinas agrícolas en Cuba. 2006.
74. Outeiro, J.; Umbrello, D.; M’Saoubi, R. Experimental and numerical modelling of the residual stresses induced in orthogonal cutting of AISI 316L steel, *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, 46, 1786-1794, 2006.
75. Oka, Y.; Matsumara, M.; Kawabata, T. Relationship Between Surface Hardness and Erosion Damage Caused by Solid Particle Impact, *Wear*. 1993.

76. Pearce, J., Trans. AFS, 92, 599 – 622, 1984.
77. Pero-Sanz, J.; Verdeja, J., Solidificación y Transformaciones en el Sistema Fe – C – Cr. Bases para el Diseño por Propiedades de sus Aceros y Fundiciones Ternarias RDM Revista de Minas, 1994.
78. Polmear, I. Light Alloys, From traditional Alloys to Nanocrystals. Ed. Elsevier, 2006.
79. Pitler, R. Precipitation from iron base alloys, Eds. Gilbert R. Sperch and John B. Clark, Gordon and Breach, New York, 1965, p. 129.
80. Radulovic, M.; Fiset, M.; Peev, K.; Tomovic, M., Mater. Sci., 29, 5085-5094, 1994.
81. Rebak, R.; Dillman, J.; Crook, P. & Shawber, C. Corrosion behaviour of nickel alloys in wet hydrofluoric acid. Materials and corrosion 52(4): 289-297, 2001.
82. Rebak, R. Metallurgical effects on the corrosion behavior of nickel alloys, ASM Metals Handbook, Vol. 13A, Corrosion: Fundamental, Testing, and Protection, pp 279-286, ASM International, 2003.
83. Real, E.; Estrada, I.; Mirambell, E. Experimental and numerical investigation on shear response of stainless steel plated girders. Proceedings of the third European Conference on Steel Structures. Coimbra, September 2002.
84. Robert, E.; Reed, H. Principios de Metalurgia Física, Editorial CECSA. Noviembre 1972.
85. Rodríguez, G.; García, I.; Damborenea, J. Aleación superficial de superaleaciones base níquel mediante laser. Rev. Metal, 34 (2): 175-179, 1998.
86. Ruiz-Navas, E.; Delgado, M.; Torralba, J. Based MMCs: properties improvement by (TiCN) p and trace additions, Journal of Materials Science 41 (6): 3735-3741, 2006.
87. Salah, N.; Engin, S. Machining conditions impact on the fatigue life of Waspaloy- Impact of grain size”, 7th International Symposium on superalloy 718 and derivatives, TMS, 2010.
88. Sare, I., Abrasion Resistance and Fracture Toughness of White Cast Irons Metals Technology 412-419; November 1997.
89. Semiatin, S. Introduction to forming and forging processes. ASM Handbook, vol 14 Forming and forging 1988.
90. Sorell, G., The role of chlorine in high temperature corrosion in waste to energy plants, Materials at High Temperatures. 14 (3): 137-150, 1997.

91. Sullivan, C.; Donachie, M Jr. Some effects of microstructure on the mechanical properties of nickel-base superalloys. *Metals Engineering Quarterly*, Feb. 1967.
92. Smith, W. *Fundamentos de la ciencia e ingeniería de materiales* Mc Graw Hill, Madrid, 1998.
93. Smith, K.; Watson, P. & Topper, T. A stress-strain functions for the fatigue of metals. *Journal of Materials*, 5 (4): 767-778, 1970.
94. Tabrett, C.; Sare, I., Fracture Toughness of High-Chromium White Irons: Influence of Cast Structure *Journal of Materials Science*. 3 (2): 2069-2077, 2000.
95. Wu, J.; Redman, J. *Welding J.* 73, 9. 1994.
96. Vázquez, J. *Elementos de control de desgaste*. Universidad Central de Venezuela. 1994.
97. Veinthal, R.; Sergejev, F.; Zikin, A.; Tarbe, R.; Hornung, J. Abrasive impact wear and surface fatigue wear behaviour of Fe–Cr–CPT Aoverlays. *Wear* 301. 102-108, 2013.
98. Zhang, M.; Kelly, P.; Gates, J., The Effect of Heat Treatment on the Toughness, Hardness and Microstructure of Low Carbon White Cast Irons *Journal of Materials Science*. 36 (15): 3865-3875, 2001.
99. Zum-Gahr, K. Formation of Wear Debris by the Abrasion of Ductile Metals, *Wear* 74, págs. 353-373, 1980-1982.
100. Zum-Gahr, K. *Microstructure and wear of materials*. Amsterdam. Elsevier. 1987
101. Xu Xiaolei, Wang Liang, Yu Zhiwei, Hei Zukun: A comparative study on microstructure of the plasma-nitrided layers on austenitic stainless steel and pure Fe; *Surface and Coatings Technology*; 192 (43): 220-224, 2005.
102. Zadorozne, N.; Carranza, R.; Giordano, C.; Ares, A.; Rebak, R. Effect of the Composition of Nickel Alloys on the Anodic Behavior in Aqueous Solutions of Chloride and Bicarbonate, Vol. 1475, XXXV International Symposium. Scientific Basis for Nuclear Waste Management, Materials Research Society, Buenos Aires, Argentina, October 2-7, 2011.