



**MINISTERIO DE EDUCACIÓN SUPERIOR
INSTITUTO SUPERIOR MINERO METALÚRGICO
“Dr. ANTONIO NÚÑEZ JIMÉNEZ”
FACULTAD DE METALURGIA Y ELECTROMECAÁNICA**

Trabajo de Diploma

En Opción al Título de Ingeniero Mecánico

**Rotura en las tuberías del sobrecalentador de la
caldera 5 de la planta termoeléctrica**

Autor: Williams Matos Machado

Tutores: M. Sc. Ing Geovany Ruiz Martínez
Ing. Vicheider Montero Romero

Moa-2011

“Año 53 de la Revolución”



Declaración de autoridad.

Yo: Williams Matos Machado

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

Autor.

Firma: _____

Williams Matos Machado

Tutores.

Firma: _____

MSc. Geovany Ruiz Martínez

Firma: _____

Ing. Vicheider Montero Romero



DEDICATORIA

La realización de este trabajo ha sido mi sueño durante la trayectoria de la carrera. Con mucho amor, trabajo y perseverancia hoy veo el fruto de mis esfuerzos, expresados en este trabajo, el cual va dedicado a todos aquellos que lo merecen en mayor magnitud:

A las personas que más amo en el mundo:

A mi padre Pedro Matos Gonzales por su dedicación.

A mi madre Irian Machado Tamayo.

A mi hermano Wilmer Matos Machado

A mi novia Claudia Ventura Blanco.

A una persona muy especial, alguien que siempre me guió para lograr esta meta, mi tutor Geovanis Ruiz Martinez.

A Ing. Vicheider Montero Romero.

A todos mis amigos:

Ibrahim Oquendo Leyva

Edgar Añel Torres

Maiquel Olivero Montero

Fidel Pérez Vargas

Fidielquis Terrero Peña

Jose Ernesto Savedra



Gilberto Matos

A todos los profesores de la Facultad, que en los momentos más difíciles me dieron su apoyo.

A todos muchas gracias

RESUMEN

En el presente trabajo se realizó el estudio sobre las causas que originan la rotura en el sobrecalentador de vapor de la caldera cinco de la planta termoeléctrica en la empresa Comandante "Ernesto Che Guevara", para ello se prepararon ocho probetas, siete de ellas del material del tubo, las mismas fueron cortadas de forma longitudinal con dimensiones de 50 X 50, las cuales correspondían a las distintas zonas del tubo y una como muestra patrón, se le realizó análisis químico y microestructural, además el cálculo de resistencia mecánica del proceso de sobrecalentamiento por el método de (Craig, 2002) y estos resultados se corroboraron a través de la simulación empleando el MEF, con ayuda de software profesional ANSY (versión 11.0), para evaluar el comportamiento del sobrecalentador frente a la rotura. Se evaluó la soldabilidad de las muestras considerando la microestructura de las zonas soldadas. Se tuvo en cuenta la incidencia del procesos sobre el hombre y el medio ambiente. Por último se analizó la valoración económica.

ABSTRACT

We analyze the break in the steam super heater of the boiler five thermoelectric plant at the company commander "Ernesto Che Guevara", for this prepared eight samples, including seven of the tube material, which were cut longitudinally with dimensions 50 X 50, which corresponded to different parts of the tube and as a standard sample, was conducted: chemical analysis, metallography, identified the stress produced by the acting loads and the simulation of the process of overheating, to evaluate behavior of the super heater against breakage. Weld ability was evaluated considering macrostructure samples welds. It took into account the impact of processes on humans and the environment. Finally, we analyzed the economic assessment.

TABLA DE CONTENIDOS

SÍNTESIS	Pág
INTRODUCCIÓN.	1
CAPITULO I. MARCO TEÓRICO DE LA INVESTIGACIÓN	
1.1. Introducción.	5
1.2. Descripción del flujo tecnológico de la Central Termoeléctrica.	5
1.3. Sobrecalentadores de vapor.	6
1.4. Materiales para la fabricación de sobrecalentadores.	6
1.5. Influencia del contenido de cromo en tuberías de vapor.	7
1.6. Degradación de materiales.	9
1.6.1. Teoría de degradación por resistencia residual.	12
1.7. Rotura en materiales dúctiles.	13
1.8. Influencia de los elementos de aleación en el proceso de soldadura	14
1.9. Generalidades y naturaleza de la corrosión bajo tensión	16
1.9.1. Corrosión producida por la quema del petróleo	17
1.9.2. Agrietamiento en tubos de sobrecalentadores	19
1.10. Agrietamiento por soldadura en tubos..	21
1.11. Modelos basados en la mecánica del daño.	22
1.12. Conclusiones del capítulo I.	23
CAPITULO II. MATERIALES Y MÉTODOS	
2.1. Introducción.	23
2.2. Fundamentación de las propiedades a investigar	23
2.3. Selección y preparación de muestras para el análisis microestructural.	24
2.3.1. Selección de las muestras.	24
2.3.2. Corte de las probetas.	25
2.3.3. Montaje de la probeta.	25
2.3.4. Desbaste de las muestras..	25
2.3.5. Pulido de las muestras.	26
2.3.6. Limpieza, lavado y secado de las probetas antes del ataque químico.	26
2.4. Ataque químico de las muestras seleccionadas	26



2.5. Análisis microestructural por el método de examen microscópico.	26
2.6. Propiedades del acero AISI 1020	27
2.7. Cálculo de resistencia mecánica	28
2.8. Modelación y simulación por el Método de Elementos Finitos	31
2.8.1. Simulación por el Método de Elementos Finitos del proceso de soldadura.	31
2.8.2. Condiciones y parámetros establecidos.	32
2.8.3. Algoritmo para la simulación (ANSYS versión 12.0)	32
2.9. Conclusiones del capítulo II.	33
CAPITULO III. ANALISIS DE LOS RESULTADOS	
3.1. Introducción.	34
3.2. Resultado del análisis químico.	34
3.3. Resultado del análisis metalográfico.	34
3.4. Resultados del cálculo de resistencia mecánica	37
3.5. Análisis de los resultados de la simulación por Elementos Finitos	38
3.6. Valoración económica	41
3.7. Análisis medio ambiental	42
3.8. Conclusiones parciales del capítulo III	44
Conclusiones Generales	45
Recomendaciones	46
Bibliografía	47
Anexos	

INTRODUCCIÓN

La Industria Cubana del Níquel con más 60 años de creada, a partir del año 2000 constituye la primera fuente de exportación del país y se encuentra enfrascada en un proceso de ampliación de sus capacidades y modernización de su tecnología y con ello equipos y aparatos para su desarrollo, lo que permitirá ir incrementando su papel en la economía nacional.

La Empresa “Comandante Ernesto Che Guevara” fue construida entre los años 1973 y 1985 como fruto de la colaboración bilateral entre los gobiernos de Cuba y la antigua Unión Soviética. Con la finalidad de producir concentrado de níquel y cobalto. Actualmente la producción de níquel y cobalto constituye unas de las mayores posibilidades para el desarrollo de la economía cubana, ya que su precio cobra gran auge en el mercado internacional.

Para cumplir estos lineamientos a mediano y largo plazo, se requiere que paralelamente al crecimiento progresivo de la producción se perfeccionen los parámetros y regímenes de trabajo de las instalaciones y el equipamiento tecnológico, para explotar de una forma más racional y eficiente las grandes reservas de recursos minerales existentes en los yacimientos niquelíferos de la región oriental de Cuba y se perfeccione el sistema de extracción minera; lo que garantizará la existencia de un proceso productivo continuo.

La empresa Comandante Ernesto Che Guevara, (en lo adelante ECG), juega un papel fundamental dentro de la economía nacional, es por ello que el incremento de la eficiencia de los diferentes equipos e instalaciones que la componen incide considerablemente en la reducción del consumo de portadores energéticos. El vapor de agua desde la revolución industrial hasta la actualidad ha jugado un papel esencial en el transporte de energía para diferentes aplicaciones industriales y de servicio, debido al impetuoso desarrollo tecnológico e industrial que ha alcanzado la sociedad moderna, se hace difícil predecir cuan importante será en lo adelante el vapor de agua, pero se vislumbra un futuro que inevitablemente estará estrechamente ligado a este agente de transporte de energía, de ahí que se haga necesario obtenerlo con la mayor eficiencia posible, si se trata de Cuba que es un país bloqueado económicamente donde los recursos energéticos son limitados. Incrementar la eficiencia de los equipos e instalaciones que componen las fábricas productoras de níquel es una prioridad de los dirigentes de dichas entidades y del

estado cubano, debido entre otros factores a que en los últimos años la industria del níquel ha tenido un rol importante en la economía del país constituyendo uno de los renglones que más divisas aporta a la economía cubana.

Aunque existen dos fábricas en funcionamiento para la obtención del concentrado de níquel más cobalto, con tecnología carbonato amoniacal a este trabajo le ofrece particular interés la empresa “Comandante Ernesto Che Guevara”, la cual se ha desarrollado fundamentalmente a partir de la década anterior, lo que ha hecho posible elevar los ingresos al país por concepto de exportación del producto que en ella se obtiene.

El esquema tecnológico está basado en el proceso de lixiviación carbonato – amoniacal del mineral reducido, donde se evidencian las siguientes plantas de proceso: Mina, Preparación de mineral, Hornos de Reducción, Lixiviación y Lavado, Recuperación de Amoniac, Calcinación y Sínter; y auxiliares: Central Termoeléctrica, Potabilizadora de agua y Planta de Cobalto, entre otras.

En la Central Termoeléctrica (CTE) los generadores de vapor (calderas) y las turbinas son los equipos más importantes, en ellos se genera el vapor y se transforma la energía química primaria del combustible en energía térmica, cinética y mecánica, estos equipos deben tener alta eficiencia térmica, que está determinada en gran medida por la operación y el mantenimiento eficaz.

La planta termoeléctrica cuenta para la generación de vapor con 5 calderas rusas modelo BK (de las cuales solo dos se encuentran en condiciones de explotación) y dos calderas slovacas, las cuales presentan entre sus elementos dos unidades de intercambiadores de calor para el sobrecalentamiento del vapor hasta la temperatura de 440 °C, estos están compuestos por una serie de intercambiadores de tubo que se encuentran en el interior de la caldera y son capaces de resistir las altas temperaturas y transferirlas al vapor eficientemente debido a las características especiales de los aceros con que están fabricados.

A partir de las deficiencias antes expuestas se declara como: **Situación problémica:**

El sobrecalentador de segunda etapa de la caldera 5 en la planta Termoeléctrica; para el sobrecalentamiento del vapor que se usara en la generación de electricidad en los turbo generadores y posteriormente el proceso de destilación de cola y licor

para la recuperación de amoniaco, ha sufrido roturas (averías) que han provocado la interrupción del periodo de servicio y pérdidas económicas a la empresa y el país por concepto de sobreconsumo de electricidad y petróleo, así como reducción de la destilación para la producción de níquel.

El problema a investigar lo constituye: Desconocimiento de las causas que originan la rotura en el sobrecalentador de vapor de segunda etapa de la caldera 5 en la planta Termoeléctrica de la empresa “Comandante Ernesto Ché Guevara”.

Se plantea como **objeto de estudio de la investigación:** Fenómeno de rotura en el sobrecalentador de vapor de segunda etapa de la caldera 5.

Campo de Investigación: sobrecalentadores de vapor.

Sobre la base de este problema a resolver se establece la siguiente **hipótesis:** Si se caracteriza metalográficamente y se determinan los esfuerzos de tensión en el sobrecalentador de vapor de segunda etapa de la caldera 5 sometido a altas temperaturas, entonces se podrán definir los defectos internos que provocan la posterior rotura.

En correspondencia con la hipótesis planteada, se define como **objetivo general del trabajo:** Determinar las causas de rotura en el sobrecalentador de vapor de segunda etapa de la caldera 5 de la planta Termoeléctrica de la ECG.

Objetivos específicos:

1. Realizar el análisis microestructural de las tuberías del sobrecalentador de vapor de segunda etapa.
2. Analizar la influencia de los cambios en la estructura metalográfica en la resistencia mecánica.
3. Analizar los resultados obtenidos con el desarrollo de la investigación.

Tareas de la investigación:

1. Establecimiento del estado del arte y sistematización de los conocimientos y teorías relacionadas con el objeto de estudio.
2. Recopilación de materiales y preparación de probetas.
3. Análisis de la influencia de las variaciones térmicas en la resistencia mecánica.



4. Análisis de la influencia del equipo en el medio ambiente y la valoración económica

CAPÍTULO I. MARCO TEÓRICO DE INVESTIGACIÓN

1.1. Introducción

Los sobrecalentadores de vapor juegan un papel significativo en el buen funcionamiento de los generadores de vapor. Su correcta selección del material para el manejo de fluidos exige una comprensión clara del comportamiento de los mismos, por sus características de estar expuestos a fenómenos corrosivos y elevadas temperaturas. Además es necesario el conocimiento completo del sistema o problema particular y los factores que influyen en su operación como, presencia de altas tensiones y concentración de iones contaminantes entre otros. No existe un método específico para todas las posibles situaciones.

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

Realizar un análisis de la bibliografía existente que permita definir el estado del arte en la temática relacionada con el agrietamiento en tubos de sobrecalentadores.

1.2. Descripción del flujo tecnológico de la Central Termoeléctrica

La planta termoenergética es la encargada de producir y distribuir los portadores energéticos necesarios para el proceso tecnológico, tiene como equipos fundamentales dos generadores de vapor de 150 t/h (en funcionamiento) y cinco calderas de 75 t/h (de reserva) todas de 39 atm y 440 °C, y dos turbogeneradores de 12 MW de potencia. Está formada por siete áreas fundamentales, ellas son:

- ✓ Base de Petróleo,
- ✓ Tratamiento químico de agua,
- ✓ Calderas,
- ✓ Turbinas y generadores,
- ✓ Torres de Enfriamiento,
- ✓ Compresores,
- ✓ Eléctrica.

La descripción del funcionamiento de cada una de estas áreas se detalla en la bibliografía consultada (Manual de operaciones de la CTE, 2001).

1.3. Sobrecalentadores de vapor

Según lo establecido en el manual de operaciones de la CTE, (2001) estos equipos están destinados a aumentar la temperatura del vapor por encima de la temperatura de saturación, con el objetivo de disminuir la humedad, ya que esta es perjudicial para la turbina.

Los distintos paquetes del sobrecalentador se sitúan a distancias determinadas uno del otro para permitir inspecciones y mantenimiento.

El diámetro exterior de los tubos, en la mayoría de los casos, se encuentra entre los límites 28 a 42 mm; el espesor de la pared casi siempre es mayor de 3 mm y rara vez supera los 6 ó 7 mm.

El acero de las superficies del sobrecalentador posee la temperatura más alta del generador de vapor en comparación con las demás superficies de transferencia. Esto se debe a que la sustancia de trabajo, en este caso vapor sobrecalentado, alcanza en ellos temperaturas elevadas y la carga térmica específica también es alta. Es por ello que todo o gran parte del sobrecalentador se construye de aceros aleados.

El acero de los sobrecalentadores trabaja generalmente a temperaturas cercanas a los límites permisibles para ese acero. Entonces cualquier aumento en la temperatura, aun en el caso de que sea pequeño, provoca una disminución seria en la magnitud de la tensión permisible para ese acero.

1.4. Materiales para la fabricación de sobrecalentadores

Dentro de los diferentes materiales que se usan en la manufactura de sobrecalentadores de vapor, el carbono es el que produce la máxima dureza obtenible en la superficie de la sección que se enfría por inmersión, se ha de considerar ciertas aleaciones para lograr propiedades mecánicas diferentes a las de un metal puro, aunque no se conoce con certeza la fecha en que se descubrió la técnica de fundir mineral de hierro para producir el metal. Las primeras aleaciones producidas por los primeros artesanos del hierro se clasifican en la actualidad como hierro forjado el cual se obtenía de calentar una masa de mineral de hierro y carbón vegetal en un horno o

forja con tiro forzado. Este tratamiento reducía el mineral a una masa esponjosa de hierro metálico lleno de una escoria formada por impurezas metálicas y cenizas de carbón vegetal. Esta esponja de hierro se retiraba mientras permanecía incandescente y se golpeaba con pesados martillos para expulsar la escoria y dejar el hierro el cual solía contener un 3% de partículas de escoria y un 0.1% de otras impurezas (aleaciones de hierro en el siglo XIV), Las aleaciones de hierro y carbono son aleaciones metálicas importantes de la civilización actual.

1.5. Influencia del contenido de cromo en tuberías de vapor

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

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

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

Callister (1999); Dogan *et al.*, (1997) plantean que la presencia del cromo en el acero, además, al formar un film superficial de su óxido, modifica la posición del hierro en la

serie electroquímica. Así el hierro, que sin cromo es anódico, pasa a comportarse catódicamente en medios acuosos cuando el porcentaje de cromo es superior al 12 % en peso. Por este motivo los aceros con más de 12 % de cromo reciben el nombre de aceros inoxidable. Esta resistencia a la corrosión resultará tanto peor cuando mayor sea el contenido de carbono, debido a la presencia de carburos de cromo. En las zonas contiguas a estos carburos, disminuye el contenido de cromo (porcentajes inferiores al 12 %) formándose aureolas descromadas que pasan a ser anódica y son atacadas.

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

Tienen gran resistencia al desgaste y buena resistencia al calor y a la oxidación a temperaturas muy elevadas. El contenido en cromo, de las fundiciones ejerce una marcada influencia en su microestructura.

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

Son los carburos eutécticos presentes en su microestructura los responsables de esta buena resistencia que además mejora al aumentar su porcentaje. Sin embargo, estos

carburos influyen críticamente en el comportamiento a fractura y la tenacidad del material disminuye a medida que la fracción de carburos aumenta (Tabrett, 2000). La matriz austenítica, martensítica o mezcla de las dos actúa de soporte de los carburos, previniendo la fractura y el desconche de los mismos.

Sare (1995) indicó que la matriz juega un papel fundamental en la tenacidad a fractura del material de las fundiciones blancas ya que dificulta la propagación de las grietas de unos carburos a otros. Varios investigadores han constatado que las fundiciones de matriz austenítica poseen mayor tenacidad a fractura que las fundiciones de matriz martensítica (Zhang, 2001).

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

Diferentes investigadores afirman que las aleaciones con matriz austenítica poseen mayor tenacidad a la fractura que las de matriz martensítica (Radulovic, 1994; Zum Gahr, 1980; Kootsookos, 1995) y además, cuanto mayor es la cantidad de austenita en la matriz, mayor es la tenacidad a la fractura (Sare, 1995; Yan, 1983). 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).

1.6. Degradación de material

Históricamente el caso más estudiado de degradación del material bajo cargas cíclicas ha sido el de los metales. En ellos la evolución de la fatiga consiste en la generación localizada de micro grietas (nucleación de grietas) que pueden crecer (etapa de crecimiento) hasta producir el fallo de la pieza (ruptura catastrófica *estática* final). Existen modelos aplicados de predicción de vida para los materiales metálicos que

tratan de medir el tiempo de vida de las dos primeras etapas, que normalmente son tratadas de manera independiente. Los modelos usados en la fase de nucleación se basan esencialmente en la teoría de las deformaciones plásticas locales, mientras que los aplicados durante la fase de propagación lo hacen mediante conceptos de mecánica de la fractura.

En cambio, el mecanismo de degradación a la fatiga de los materiales compuestos se muestra más complicado y no suele coincidir casi nunca con el de nucleación y posterior progresión de una grieta dominante. La complejidad de los sucesos de fatiga en laminados ha llevado al desarrollo de innumerables modelos de degradación, aunque desafortunadamente no existe ninguno que sea universalmente aceptado. Por lo tanto, debido a la complejidad del problema, no existe un modelo que englobe a todos los materiales y factores que intervienen en la fatiga; como por ejemplo la dependencia del nivel de la carga, los múltiples estados de degradación, la evolución no lineal del daño, de los efectos de la secuencia de carga, de los ciclos de pequeña amplitud inferiores al límite de fatiga y de los efectos de la tensión media. Muchos modelos de degradación tan sólo consideran unos pocos factores fenomenológicos y su aplicabilidad varía caso a caso.

El objetivo último 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, obtener un valor esperado del tiempo durante el cual este elemento cumplirá con la función para el que ha sido concebido. Habitualmente para estimar la vida útil de un componente estructural es suficiente con la predicción de la disminución de su resistencia o bien de su rigidez (Reifsnider, 1991). Por lo tanto, la vida estructural puede ser definida 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.

Tal y como se muestra en la figura 3.1, el objetivo de una teoría de degradación a la fatiga puede ser prever a lo largo de la aplicación de los ciclos de carga la reducción de

la resistencia en cada punto del material desde el estado inicial del material (A) hasta donde la resistencia se iguala al nivel de carga aplicado (C). Llegar al punto C del diagrama significaría haber llegado al momento de la rotura y en consecuencia, al final de su vida útil.

Para obtener la evolución de la resistencia del material (curva ABC en la figura 3.1) es necesario conocer el modelo de degradación del material en función del estado de tensiones que ha seguido el material durante toda la historia anterior de cargas cíclicas. Si esta historia de cargas cíclicas ha mantenido unas características constantes, el punto C coincide con un punto de la curva de tensión – vida del material, denominada curva S – N.

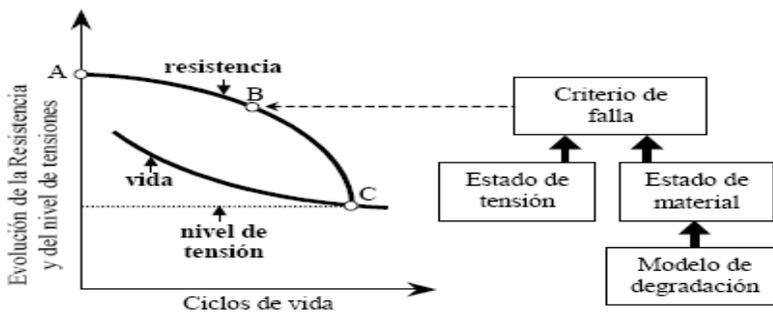


Figura 3.1. Visión esquematizada de la previsión a la fatiga de un material (Reifsnider, 1991).

El material rompe cuando la curva de resistencia residual se encuentra con el nivel de carga actual. Si el nivel de carga actual se ha mantenido constante, esto ocurre en un punto de la curva tensión – vida del material (curva S – N).

En general se podría afirmar que todo método de predicción de vida para un material engloba:

1. Observación experimental del proceso de acumulación de la degradación y la definición de una métrica del daño.
2. Formulación de un modelo de acumulación de daño en términos de la métrica de daño y la caracterización experimental de los parámetros del modelo utilizando experimentos simples.

3. Desarrollo de un procedimiento de adición de degradación basado en la métrica de daño para predecir la vida bajo cargas de fatiga generales.
4. Verificación experimental de las predicciones de vida.

El tamaño de la grieta que produce la fatiga es una apropiada métrica de daño para un metal. Utilizando una teoría de crecimiento de grieta adecuada y su parametrización mediante experimentos puede elaborarse el modelo de degradación. Estas ecuaciones integradas ciclo a ciclo permiten predecir la vida del material. En contraste, para un polímero reforzado con fibras no es posible obtener el mismo tipo de métrica, ya que el proceso de acumulación de daño sea mucho más complejo siendo una combinación de agrietamiento de la matriz, deslizamiento fibra-matriz, deslaminación y rotura de fibras.

1.6.1. Teoría de degradación por resistencia residual

La primera teoría de degradación por resistencia residual en laminados fue propuesta por Halpin *et al.*, (1972) y por Wolff *et al.*, (1972). Estos autores utilizaron los métodos de predicción desarrollados para metales como patrón. Asumieron que el proceso de acumulación de daño podía modelarse como el crecimiento de una grieta dominante, como es el caso de los metales. Mediante la integración de una ecuación de crecimiento de grieta definieron la expresión de la función de decrecimiento de la resistencia residual. El fallo se asume en el momento en que la resistencia residual decrece por debajo de la tensión cíclica.

Esta teoría de fatiga fue completada mediante el uso de una distribución estadística de la resistencia estática representada por una distribución de Weibul de dos parámetros. A causa de las objeciones a la aceptación de una única grieta dominante esta teoría ha sido reformulada por numerosos autores Yang *et al.*, (1983), Sendekyj, (1990) de estos trabajos se ha deducido que las teorías de fatiga basadas en la degradación de la resistencia residual requieren de una gran cantidad de datos experimentales para cada laminado bajo consideración lo que limita su aplicación.

Sin embargo, los modelos a fatiga basados en la degradación de resistencia residual pueden ser generalizados para poder predecir la vida a fatiga del laminado de una forma teórica.

Esto es posible mediante el uso de conceptos introducidos por Whitney, (1983) a través de las teorías de fatiga empíricas para laminados multidireccionales partiendo de los datos experimentales de laminados a 90° , 45° y 0° . Estos modelos de degradación de la resistencia residual pueden extenderse para que incluyan la predicción de vida de piezas sometidas a distintos niveles de carga, ya que permiten una fácil incorporación de una teoría de acumulación de daño.

El efecto sobre la degradación de los distintos niveles de tensiones se caracteriza mediante el concepto de acumulación de daño o de degradación. El concepto subyacente a los modelos de daño acumulado consiste en que cuando el esfuerzo cambia de un nivel a otro, el estado del daño permanece momentáneamente constante, dado que el estado del daño define la situación del material en un momento de su vida a la fatiga. De esta forma, la degradación por fatiga sólo se va incrementando con la aplicación de nuevas cargas cíclicas hasta llevar el material a su fractura final.

1.7. Rotura en materiales dúctiles

Cada vez son más los procesos de ingeniería avanzada cuyo estudio requiere el conocimiento y modelización de los procesos de deformación y rotura de materiales dúctiles en condiciones dinámicas. Ejemplos de estos problemas son los procesos de fabricación por conformado y corte (Molinari, 2002); (Rojek, 2001), (Bäaker, 2002), el análisis del comportamiento frente a choque de estructuras de vehículos ligeros (Reyes, 2002), automóviles, helicópteros), la predicción de la propagación de fisuras en paneles de pequeño espesor (Chabanet, 2003), típicos en la industria aeronáutica, el diseño de protecciones contra impacto balístico.

Los aceros constituidos por ferrita/martensita combinan alta resistencia y excelente conformabilidad (Molinari, 2002; Bäaker, 2002). Se obtienen por una transformación intercrítica y enfriamiento rápido desde la región bifásica ferrita/austenita.

El control de la estructura de partida, del recocido intercrítico y del enfriamiento posterior permite conseguir una gama amplísima de proporciones de los dos constituyentes y de su topología.

La predicción del comportamiento mecánico de tales aceros, conocido el comportamiento individual de las fases componentes, es una tarea que involucra

estudios teóricos, experimentales y numéricos. Actualmente, el problema continúa sin resolverse en su totalidad; esto se debe principalmente al reparto irregular de tensiones y deformaciones que se producen en materiales bifásicos policristalinos, ocasionado por las complejas relaciones geométricas (número de granos, morfología) y diferente distribución espacial de las fases.

Desde el año 1850, se ha reconocido que un metal sometido a esfuerzos repetidos o fluctuantes fallará a un esfuerzo mucho más bajo que el necesario para producir la fractura en una sola aplicación de carga. Este tipo de fallas ocurridas bajo condiciones dinámicas y durante largos períodos de servicio se conocieron con el nombre de fallas por fatiga. Posteriormente se ha ido desarrollando con gran intensidad el estudio del mecanismo de fractura por fatiga y en la actualidad se ha llegado a afirmar que el 90 % de todas las fracturas en servicios se deben al mecanismo de fatiga (Molinari, 2002). Es importante considerar que las entallas en las piezas reducen notablemente la resistencia a la fatiga de los aceros, pudiendo llegar a veces a reducirse la resistencia a la fatiga a la mitad o a un cuarto de la resistencia del acero. Las fundiciones, en cambio, no son sensibles al efecto del entalle. Las roturas por fatiga se acentúan cuando las piezas están descarburadas superficialmente y suelen, en cambio, disminuir las roturas cuando las piezas de aceros están cementadas o nitruradas y también, cuando han sido sometidas a un trabajo en frío de la superficie que endurece la zona periférica.

La fatiga ha sido extensamente investigada en estudios previos (Rojek, 2001 y Chabanet, 2003).

Querales (1975), estudió la influencia de un tipo de tratamiento termomecánico sobre el comportamiento mecánico, estático y dinámico de un acero AISI 4340, encontrando una mejora en el comportamiento mecánico del acero, tal mejora se puede explicar por la formación de subgranos en coincidencia con una redistribución de microestructura del material.

1.8 Influencia de los elementos de aleación en el proceso de soldadura

Según Rodríguez (1983); González (1978); García (1983), La soldabilidad de un material está dada por tres factores, de ellos el factor material es el que se refiere a la influencia de la composición química, método de fusión, existencia de impurezas,

grado de desoxidación y las operaciones precedentes (laminado, forja y tratamiento térmico), también depende de la relación de las impurezas, elementos de aleación y el carbono.

El grado de soldabilidad representa una característica cualitativa o cuantitativa, la cual muestra cuanto varían las propiedades del metal al soldar bajo determinadas condiciones. Es posible establecer cuanto varían la resistencia, plasticidad, resiliencia y otras debido a la soldadura. Una de las características más sustanciales de la soldabilidad en aceros es la ausencia de grietas (Beckert, 1985).

Carbono: Este elemento, como en los aceros al carbono, sigue siendo el fundamental para la determinación de las propiedades mecánicas tecnológicas. La temperatura de fusión y el peso específico, disminuyen con el aumento de este. Con su aumento, disminuye la soldabilidad, debido a que crece la templabilidad, por lo tanto la tendencia a la aparición de estructuras de mayor volumen específico en las uniones soldadas que ocasionan el surgimiento de tensiones internas y la disminución de las propiedades mecánicas.

Silicio: Es un elemento reductor (desoxidante), al igual que el manganeso. Para desoxidar determinados aceros para piezas fundidas se añade hasta 0,8 %. En las uniones soldadas, la cantidad de este elemento debe limitarse por el aumento de la fragilidad (debido a que los cristales mixtos de hierro y siliciuro de hierro FeSi son de poca plasticidad); no influyendo negativamente si no sobrepasa el 0,3. .

Manganeso: Es un elemento que actúa como desulfurante y desoxidante en la obtención del acero. Este no empeora la soldabilidad si su contenido no sobrepasa el rango de 0,3 a 0,8 (%). En los aceros de mediano contenido de manganeso (1,8 a 2,5 %), aumenta la templabilidad y la tendencia a la formación de grietas.

Cromo: Dificulta la soldadura porque acelera la oxidación del metal, forma uniones químicas con el carbono, aumenta la dureza del metal en las zonas de transición. Cuando existe una correcta selección del régimen de soldadura, de los materiales de aporte y también con la observación del proceso tecnológico, no influye en la soldabilidad.

Molibdeno: Este elemento aumenta la templabilidad del acero durante los procesos de soldadura, generalmente su contenido está limitado a pequeños valores. En caso de los aceros de mediana aleación, la adición de una pequeña cantidad eleva la temperatura de recristalización de la ferrita por lo cual aumenta la resistencia a elevadas temperaturas.

Níquel: En contenidos de 3 a 5 %, aumenta la resistencia sin aumentar la fragilidad de la unión soldada, sin embargo al superar estos valores, tiene tendencia al aumento de la templabilidad de la misma. Afina el grano, aumenta la plasticidad y no empeora la soldabilidad.

1.9. Generalidades y naturaleza de la corrosión bajo tensión

En los últimos años han sido numerosos los trabajos específicos y obras generales publicados sobre este tema, ello se debe, sin duda, a la importancia práctica que presenta este tipo de corrosión que da lugar a la fisuración y rotura del material y que viene provocada por la acción combinada de esfuerzos mecánicos estáticos y de un agente químico corrosivo.

Mejía y Maldonado (2004) plantean que los esfuerzos pueden ser internos o superficiales o de ambos tipos conjuntamente, se ha comprobado que, para que se produzca este tipo de corrosión es preciso que el acero o material soporte esfuerzos de tracción, pues los de compresión no sólo no provocan el fenómeno, sino que, en ocasiones, puede ejercer una acción protectora.

Las tensiones causantes de la corrosión pueden ser de origen externo, es decir, aplicadas al material por cualquier medio, o bien inherentes al mismo, por ejemplo: residuales de operaciones de trabajado en frío o de tratamientos térmicos u operaciones de soldadura e incluso originadas en proceso de precipitación o de transformación estructural (Hochmann, 1968).

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.

Laufgang (2003) considera que con respecto a los aceros inoxidables, se puede afirmar que de modo general, en presencia de determinados agentes corrosivos resultan susceptibles a la rotura de carácter intergranular, cualquiera que sea su estructura:

austenítica, ferrítica o martensítica. Las roturas de este tipo están relacionadas con los procesos, que convierten a los aceros en susceptibles a la corrosión intergranular. En cambio, las roturas de carácter transgranular se observa solamente en los aceros inoxidables con estructura austenítica.

1.9.1. Corrosión producida por la quema del petróleo

El fenómeno de la corrosión puede definirse como el ataque químico o electroquímico que experimentan los materiales metálicos al interactuar con un medio agresivo, siempre y cuando conlleve al deterioro de dicho material. Es importante aclarar el hecho de que el fenómeno de la corrosión conduce inevitablemente al deterioro o destrucción del equipo o material, produciendo una disminución de su valor de uso y acortando, por tanto, la vida útil del mismo, ya que no siempre un ataque químico produce deterioro.

El fenómeno de la corrosión está directamente vinculado a la exposición de los metales a los agentes ambientales, de forma que aquellos metales que carecen de protección quedan sometidos a los procesos químicos de oxidación y reducción, esto es la corrosión, perdiendo sus características físicas y sus propiedades mecánicas.

En el caso del crudo nacional con 40 % de fuel se obtienen valores de corrosión más elevados que en el caso que se consume fuel solamente, y esto se debe a la alta concentración de azufre, vanadio y otros componentes que viene en el crudo nacional, los cuales hacen mucho más agresivo el fenómeno de corrosión. Para el caso de la mezcla se obtuvo que la ley de crecimiento de la capa que rige es una ley compleja debido a que los gases presentes en dicha mezcla no son puros, aparte de la complejidad de los productos de la combustión, por lo que es de esperarse un comportamiento cinético complejo para la formación de las películas de productos de corrosión. También se observa que a medida que aumenta el tiempo de exposición las velocidades de corrosión tienden a aumentar, y con un tiempo de exposición de 4 h las muestras se destruyeron totalmente (Matos *et al.*, 2003).

El contenido en azufre de los fuelóleos puede variar desde menos de un 1% en los fuelóleos ligeros, hasta un 3,5 % en los fuelóleos residuales y pesados. Durante el proceso de combustión, todo el azufre contenido en el combustible se convierte en SO₂ o en SO₃ que, en conjunto, producen las emisiones contaminantes SO_x y cuyo control

es objeto de preocupación medioambiental, aparte de que los compuestos sulfurosos presentes en los humos pueden provocar problemas de corrosión en la caldera y en los equipos ubicados dentro del circuito de humo.

Existen dos elementos de gran importancia a tener en cuenta que son el contenido de asfaltenos y de sales totales, sin dejar de prestar especial atención al contenido de azufre. Dados los contenidos de vanadio y sodio de estos combustibles pueden llegar a provocar una velocidad de corrosión que va desde moderada a significativa en dependencia de cómo se encuentre presente la concentración de dichos elementos. Por otra parte dada la alta concentración de sales que generan un volumen de cenizas importante, que puede estar entre 43 y 100 kg/día por caldera, las que si no son tratadas convenientemente producen una alta velocidad de ensuciamiento de las superficies de transferencia.

Las materias sólidas son partículas de hollín o coque, subproductos del proceso de combustión que constituyen el residuo propio de la combustión incompleta. En las unidades que queman fuelóleos, estas partículas sólidas se generan cuando las gotitas de combustible atomizado sufren una destilación fraccionada parcial durante las diversas fases del proceso de combustión, liberando partículas huecas relativamente grandes ricas en carbono (C), llamadas *cenosferas*, que se configuran en la primera fase del proceso de combustión, y no resultan afectadas por la combustión posterior en la atmósfera medioambiental de un hogar convencional; pueden absorber los SO_x en fase gaseosa y, por tanto, contribuyen a la formación del hollín ácido.

La combustión incompleta de las moléculas pesadas que forman parte de los petróleos industriales o residuales, también llamados Combustóleos en México, Crudo de Castilla en Colombia y Fuel Oil en general, resultan exageradamente agresivas para el interior de Hornos y Calderas, pero verdaderamente criminales cuando se liberan en forma de humo al ambiente (partículas o inquemados, sólidos en suspensión) y son respirados por seres vivos, incluyendo seres humanos, animales y vegetales, se impregnan en paredes, equipos, instrumentos o llegan a contaminar el agua de recipientes, ríos o mares. Si la combustión fuese completa, en este caso las partes por millón que representan los metales serían cenizas volantes y el azufre se convertiría en SO_2 ,

minimizando totalmente sus efectos contaminantes de la atmósfera y su daño para la salud. Inclusive compuestos tan tóxicos y peligrosos para la salud como los Tiofenos, al disociarse en sus componentes y combustionar, terminan siendo CO_2 , H_2O y SO_2 que se libera a la atmósfera.

1.9.2. Agrietamiento en tubos de sobrecalentadores

Los productos laminados, tales como chapas y flejes de acero, presentan generalmente diferentes comportamientos frente a los esfuerzos mecánicos entre la dirección normal a su espesor y direcciones paralelas a su superficie. Esta anisotropía de propiedades puede causar dificultades en las construcciones soldadas en lo referido al agrietamiento laminar.

Las fisuras tienen una forma característica de terrazas escalonadas, donde cada escalón puede estar asociado con inclusiones no metálicas (sulfuros, óxidos, silicatos). Estas terrazas se unen entre sí por regiones, donde se produce un corte en el material por modo dúctil. La fractura en la terraza misma también es dúctil, aunque suele haber evidencias de fractura frágil. Las terrazas se originan debido a que las inclusiones no metálicas tienden a separarse de la matriz ante sollicitaciones mecánicas o térmicas. Esta separación, denominada descohesión, produce cavidades que pueden coalescer y generar el defecto.

Las fisuras por agrietamiento laminar pueden aparecer vinculada con la Zona de Influencia Térmica (ZIT) de las soldaduras, pero en contraste con las fisuras inducidas por el hidrogeno, no están confiadas sólo a la ZIT, inclusive en ciertos casos pueden ocurrir lejos de la ZIT, como en el centro de una chapa que tuvo fuerte embriamiento.

En otros casos, las fisuras pueden terminar en la línea de fusión y crear cierta confusión con posibles fisuras originadas con el hidrógeno.

Tenckhoff (1974) y Coleman, (1997) en su trabajo consideran mantener operativas las plantas productoras de energía, implicando el reemplazo de componentes estructurales críticos. Uno de ellos es el canal de combustible compuesto por los tubos de presión y de calandria. Es conocido el efecto de la textura cristalina en las propiedades mecánicas biaxiales de componentes tubulares de aleaciones de circonio.

El grado y el modo de deformación plástica así como también los ciclos de tratamientos térmicos permiten controlar dicha textura, habiéndose propuesto, en este sentido, un mecanismo de endurecimiento por textura cristalina para mejorar el comportamiento del tubo de calandria frente a sollicitaciones mecánicas biaxiales (Coleman, 2000; Ells *et al.*, 2000; Coleman *et al.*, 1997).

Experiencias previas, en la fabricación de tubos de calandria sin costura, fueron llevadas a cabo por el CONGRESO CONAMET/SAM 2004 CNEA utilizando el proceso HPTR (high precisión tube reducing). A través de las mismas, se obtuvieron tubos de calandria sin costura de excelente calidad en cuanto a terminación superficial y propiedades mecánicas uniaxiales. No obstante las rutas de fabricación empleadas dieron como resultado una textura cristalina que no explota al máximo la posibilidad del endurecimiento por textura. En este caso, los cristales del producto, poseían una orientación preferencial de su dirección basal de $\pm 25^\circ/30^\circ$ respecto de la dirección radial del tubo (Theaker, 2002).

1.10. Agrietamiento por soldadura en tubos

Fue Watanabe (1962) en el año 1962, el primero en reportar grietas laminares en estructuras soldadas. Más tarde durante los años de la década de los sesenta aparecieron muchos trabajos al respecto, especialmente en Inglaterra, donde fue creado un comité nacional para atender este problema. Entre otros, se pueden destacar los trabajos de (Nangel, 1969; Meyer, 1968; Wormington, 1967; Nicholls, 1968).

El agrietamiento laminar se presenta en la mayoría de los casos, asociado al acto de la soldadura, en los primeros momentos fue considerado como un defecto de la misma. Sin embargo, en la actualidad está demostrado de que la causa fundamental parte de un defecto del metal base, específicamente relacionado con inclusiones no metálicas alargadas o en cadenas en dirección del laminado.

Según lo planteado anteriormente, es importante conocer si existe el peligro de agrietamiento laminar, en el caso de la reparación por soldadura de componentes de calderas de vapor, que por las condiciones de explotación presentan problemas de degradación estructural. Para medir la susceptibilidad al agrietamiento laminar se han usado diferentes métodos y técnicas. En la literatura se pueden encontrar:

- ✓ Métodos metalográficos.
- ✓ Métodos de medición de propiedades mecánicas en la dirección z.
- ✓ Métodos de soldadura.

1.11. Modelos basados en la mecánica del daño

Como alternativa a estas aproximaciones basadas en modelos micromecánicos, se pueden citar los modelos basados en Mecánica del Daño, donde las variables que describen el daño del material, representan, en un sentido estadístico, la distribución de microdefectos y son consideradas variables de estado, cuya evolución debe ser determinada como parte del modelo. La Mecánica del Daño se construye rigurosamente sobre la base de la Termodinámica de sólidos con variables internas. Se supone que la respuesta del material depende de su estado microestructural y que este se puede describir con un número finito de variables internas. La primera definición de la variable de daño como variable mecánica se debe a (Kachanov, 1996) quien diferenció entre el área nominal y el área efectiva y determinó una variable escalar de daño asociada a una dirección espacial,

La Mecánica del Daño es una teoría de carácter general que se puede aplicar para explicar fenómenos como fractura frágil, dúctil, fatiga y fluencia. La cuestión fundamental es describir correctamente las leyes de evolución del daño, las cuales deben ser definidas a partir del conocimiento de los fenómenos físicos responsables, en cada caso, de los procesos de daño. (Lemaitre, 1985) explica detalladamente la teoría aplicada a los diferentes fenómenos antes mencionados.

Dentro de este tipo de modelos destaca el de Rousselier, (1987), esencialmente, el modelo supone una función de plasticación compuesta por dos términos aditivos, el primero coincide con la función de Von Mises, mientras que el segundo tiene en cuenta la influencia de la variable de daño en el campo tensional. La variable de daño, se asocia a la porosidad del material y su correspondiente ley de evolución se obtiene mediante las hipótesis de conservación de la masa e incompresibilidad del material no dañado (sometido a deformaciones plástica) durante el proceso de deformación. Aunque este modelo está menos extendido que el de Gurson, ha sido utilizado por distintos investigadores para analizar el comportamiento en rotura de distintos tipos de

probetas (Kachanov, 1996) y en la actualidad, sigue recibiendo una considerable atención, habiéndose propuesto extensiones aplicables a problemas y viscoplásticos así como al problema de la propagación de fisuras en materiales dúctiles (Besson, 2001; Bishop, 1945).

1.12. Conclusiones del capítulo 1

- ✓ El estudio de diferentes fuentes reveló que existen gran cantidad de trabajos realizados sobre la corrosión bajo tensiones en aceros AISI 1020, pero muy pocos de los consultados abordan este fenómeno en el proceso de sobrecalentamiento de vapor.
- ✓ El análisis bibliográfico referido al mecanismo de rotura, posibilitó profundizar en los elementos teóricos, para investigar la influencia de los elementos aleantes en proceso de soldadura, así como de los factores que favorecen la rotura de los aceros inoxidables.
- ✓ Se fundamentan las teorías que estudian el comportamiento de la resistencia mecánica de metales sometidos a medios agresivos.

CAPÍTULO II. MATERIALES Y MÉTODOS

2.1. Introducción

La metalografía es el estudio de las características estructurales o de constitución de un metal o una aleación, para relacionar ésta con las propiedades físicas y mecánicas. Sin duda la parte más importante de la metalografía es el examen microscópico de una probeta adecuadamente preparada. Tales estudios proporcionan una abundante información sobre la constitución del metal o aleación investigada.

En la proyección, diseño y explotación de los sobrecalentadores de vapor es necesaria, la realización de experimentos metalográficos. Esta técnica ha sido siempre una potente herramienta para el tratamiento, verificación de hipótesis y la solución a los problemas de averías en elementos y equipamientos industriales.

Como objetivo de este capítulo.

Fundamentar las propiedades a investigar y explicar los métodos, procedimientos y condiciones experimentales para la solución del problema.

2.2. Fundamentación de las propiedades a investigar

El estudio de fallas de elementos que operan a temperaturas elevadas constituye uno de los principales focos para las industrias del níquel en esencial a la planta termoeléctrica de la ECG, por las incalculables pérdidas económicas y los negativos efectos sociales que implican.

En este caso, se requiere de un análisis más completo, ya que las temperaturas y el tiempo afectan la durabilidad de los mismos bajo la acción de los esfuerzos. Sin embargo, un análisis del tiempo de rotura o falla no está completo sin los consiguientes criterios metalográficos para establecer el mecanismo de la falla inicial, para ello es necesario una apropiada manipulación y selección de las muestras.

Las roturas en los sobrecalentadores de vapor son de constante preocupación debido a las considerables pérdidas económicas y efectos secundarios que implican; por lo que se hace necesario definir las regularidades del comportamiento mecánico de los mismos. Dichas regularidades se caracterizan por rasgos peculiares de la aleación, el

medio corrosivo en el que se encuentra y la variación de dureza producto a elevadas temperaturas.

Lo expuesto trae consigo el empleo de técnicas de ensayos para identificar el carácter de la rotura en los sobrecalentadores de vapor. Para ello se planificaron los experimentos y cálculos siguientes:

2.3. Selección y preparación de muestras para el análisis microestructural

Las operaciones se resumen en el siguiente orden, según la norma NC 10-56:86 y ASTM E3-95.

1. Selección de la muestra.
2. Toma o corte de la muestra.
3. Montaje y preparación de la muestra.
4. Ataque químico de la muestra.
5. Análisis microscópico.
6. Obtención de microfotografías

2.3.1. Selección de las muestras.

La selección de las muestras para realizar el análisis microestructural es de gran importancia, se debe garantizar una probeta representativa del material a examinar en el microscopio. Las probetas seleccionadas deben ser características del metal estudiado y servir para el fin a que se dirige tal estudio; por ejemplo, si se ha roto durante el servicio una pieza y el objeto del estudio metalográfico es determinar las causas de la rotura, la probeta debe seleccionarse y obtenerse de aquella región particular de la fractura que pueda dar el máximo de información.

Según el libro registro de datos y averías de la planta termoeléctrica de la empresa ECG, las zonas de roturas más frecuentes y con menor durabilidad mostradas por los componentes son los tramos cercanos a los codos y en algunos casos a el cordón de soldadura.

2.3.2. Corte de las probetas

El corte de las probetas se realiza con sierra mecánica o cortadora de cinta, con refrigeración para evitar el calentamiento que puede ocasionar alteraciones estructurales.

2.3.3. Montaje de la probeta

El montaje de las muestras se hace en materiales plásticos sintéticos como bakelita, lucite, o acrílico isotérmico que después del moldeo son relativamente duros y resistentes a la corrosión y no causan embotamiento de los papeles abrasivos durante el desbaste y pulido.

El montaje consiste en comprimir un plástico fundido sobre la muestra metálica y dejar enfriar el sistema bajo presión hasta la solidificación del plástico, resina sintética o plastilina.

2.3.4. Desbaste de las muestras

El desbaste de las muestras se efectúa sobre papeles abrasivos de diferentes grados, colocados sobre discos giratorios. Al pasar de un abrasivo a otro, debe girarse la probeta 90 grados y desbastar hasta que se borren por completo las huellas del abrasivo anterior, teniendo siempre el cuidado de lavar la probeta con agua abundante. Se aconseja pasar la probeta por toda la serie de abrasivos: 120, 150, 160, 200, 400, 600, pues eliminar algún abrasivo retarda la operación en vez de acelerarla.

Conviene emplear un papel nuevo para cada probeta, los papeles usados se emplean para finalidades específicas porque sus partículas abrasivas desgastadas tienden a producir distorsión del metal superficial.

También debe tenerse en cuenta que la superficie opuesta de la probeta debe ser paralela para facilitar el soporte en el microscopio.

Al final del desbaste, deben lavarse con agua abundante tanto las probetas como las manos del operador para evitar que las partículas del abrasivo o del metal en la etapa del desbaste pasen a la pulidora lo cual los haría inservibles.

2.3.5. Pulido de las muestras

El pulido de una probeta metalográfica tiene por objeto eliminar de su superficie las rayas finas producidas en la última operación de desbaste y conseguir una superficie sin rayas y con alto pulimento (Kehl, George).

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

2.3.6. Limpieza, lavado y secado de las probetas antes del ataque químico

Después de la adecuada preparación de las superficies, las probetas se lavan con acetona para eliminar restos de grasa, polvo y pasta de pulir cuidando no frotar la superficie pulida. Posteriormente se limpian con etanol absoluto para eliminar cualquier vestigio de humedad (Kehl, George).

2.4. Ataque químico de las muestras seleccionadas

Inmediatamente después de la limpieza de las superficies a investigar, se procedió a realizar el ataque químico con 10 ml ácido nítrico (HNO_3) diluido en 100 ml de alcohol, (según normas cubanas de ensayo de materiales 04 – 61 / 1984). Después de atacadas, las superficies de las muestras se lavan con agua destilada y posteriormente con alcohol, para finalmente secarlas en aire caliente.

2.5. Análisis microestructural por el método de examen microscópico

El análisis metalográfico se realizó según los procedimientos establecidos en las normas NC 10-56:86 y ASTM E3-95. Se procedió a la selección y preparación de muestras y ataque químico de las superficies a investigar. Se aplicaron técnicas de microscopía óptica (MO) con un microscopio óptico NOVEL modelo NIM - 100 de magnificación hasta 800X y cámara de video acoplada y tensión de aceleración entre 10 y 20 kv.



Figura 2.1. Microscopio Óptico NOVEL modelo Njf-120A.

La observación de la superficie a analizar es necesario fotografiarla para procesar la información. La observación microscópica permite reconocer la presencia de inclusiones no metálicas como sulfuros, silicatos, aluminatos, óxidos, microporosidades, microgrietas y grafito.

2.6. Propiedades del acero AISI 1020

Tabla 2.1. Propiedades físicas del acero AISI 1020.

Denominación	Unidad	Valor
Densidad	[kg/dm ³]	7,87
Módulo de Dilatación	[10 ⁻⁵ °C ⁻¹]	16,0
Módulo de Elasticidad	[N/mm ²]	205
Capacidad de Calor Específico a 20°C	[J/(kg.°C)]	500-500
Punto de Fusión	°C	1371 – 1398
Coefficiente de Poisson	NA	0,3
Conductividad Térmica	W/m°K	[100 °C] → 16
		[500 °C] → 21
Coeficiente de Expansión Térmica	[10 ⁻⁶ °C ⁻¹]	[0/100°C] → 16,02
		[0/300°C] → 16,20
		[0/500°C] → 17,46
		[0/700°C] → 18,54

Desde el punto de vista estructural, la propiedad física más importante es el coeficiente de dilatación térmica lineal que, para los grados ferríticos, difiere considerablemente del correspondiente al acero al carbono ($12 \times 10^{-6} \text{°C}^{-1}$). En los casos en los que se utilice conjuntamente acero al carbono, deberá considerarse en su dimensionamiento el efecto de dicha dilatación térmica diferencial. Cuando las propiedades no magnéticas de los grados ferríticos sean de importancia para su aplicación, deberá tenerse cuidado al

seleccionar los consumibles de soldadura adecuados para minimizar el contenido de ferrita en la soldadura. Un trabajo en frío considerable, en especial el del acero AISI 1020, puede aumentar también la permeabilidad magnética; un posterior recocido restablecería las propiedades no magnéticas. Para aplicaciones no magnéticas, se recomienda seguir los informes y consejos del fabricante del acero.

Se puede observar en la tabla 2.2 que las propiedades mecánicas a elevadas temperaturas del acero AISI 1020 difieren de las mecánicas a temperatura ambiente.

Tabla 2.2. Propiedades mecánicas del acero al carbono AISI 1020.

Propiedades	Tratamiento	Unidad	Valor
Dureza (Brinell)	Recocido	[HB]	111-115
	Trabajo en frío		
Resistencia a la tracción	Recocido	$R_m(N/mm^2)$	449.1 – 491.3
	Trabajo en frío		
Límite elástico	Recocido	$R_p(N/mm^2)$	331.5
	Trabajo en frío		
Elongación en 50 mm	Recocido	[%]	36
	Trabajo en frío		

2.7. Cálculo de resistencia mecánica.

Se tiene un contorno cilíndrico cerrado, con una relación $\frac{a}{b} \geq 0,75$, en el que actúan elevadas temperaturas. El mismo posee un radio interior $a= 12$ mm y exterior $b= 16$ mm.

En el caso de sección circular constante con una configuración anular las tensiones se determinan por la ecuación (2.1). (Craig, 2002).

$$\sigma_r = \frac{\alpha E (T_a - T_b)}{2(1 - \mu) \left(\ln \frac{b}{a} \right)} \left[\left(\frac{a^2}{b^2 - a^2} \right) \left(\frac{b^2}{r_m^2} - 1 \right) \ln \left(\frac{b}{a} \right) - \ln \left(\frac{b}{r_m} \right) \right] \quad (2.1)$$

donde:

μ - Coeficiente de Poisson.

T_a - Temperatura interior; (440 °C.)

T_b - Temperatura exterior; (800 °C.)

a - Radio interior: (mm).

b –Radio exterior: (mm.)

r_m - Radio medio de la tubería; (mm).

α – Coeficiente de expansión térmica.

E - Coeficiente de elasticidad; (N/mm².)

σ_r - Tensión radial;(N/mm²)

$$r_m = \sqrt{a \times b} \quad (2.2)$$

Las tensiones a lo largo del eje z provocada por la dilatación lineal se calcula por la ecuación 2.3.

$$\sigma_z = \frac{\alpha E (T_a - T_b)}{2(1 - \mu) \left(\ln \frac{b}{a} \right)} \left[1 - \left(\frac{2a^2}{b^2 - a^2} \right) \ln \left(\frac{b}{a} \right) - 2 \ln \left(\frac{b}{r_m} \right) \right] \quad (2.3)$$

donde:

σ_z - Tensión tangencial;(N/mm².)

En tubos sometidos a altas temperaturas se producen grietas en la superficie exterior como resultado de las tensiones térmicas equivalentes que van a ser menores que las tensiones admisibles, las cuales se determinan aplicando la tercera hipótesis de resistencia, (Craig, 2002).

$$\sigma_{eq} = \sigma_r - \nu \sigma_z \leq [\sigma] \quad (2.4)$$

donde:

ν - Coeficiente de relación de tensiones admisibles.

$$\nu = \frac{[\sigma]_t}{[\sigma]_c} \quad (2.5)$$

donde:

$[\sigma]_t$ - Tensión normal admisible a tracción;(N/mm².)

$[\sigma]_c$ - Tensión normal admisible a compresión; (N/mm².)

Como el material tiene el mismo comportamiento a tracción que a compresión las tensiones antes mencionadas tiene el mismo valor por lo que $\nu=1$.

El desplazamiento radial (δ) de un punto cualquiera de la pared del tubo se determina según, (Craig, 2002).

$$\delta = \frac{\rho}{E}(\sigma_r - \mu\sigma_z) \quad (2.6)$$

Siendo ρ la distancia que existe entre el centro del tubo y el punto en el espesor donde se desea determinar el desplazamiento, como los desplazamientos significativos ocurren en el interior del cilindro $\rho=a$.

μ - Coeficiente de Poisson 0.3.

La variación del radio interior del tubo es:

$$\Delta r_1 = \frac{a}{E} \left[p_1 \left(\frac{b^2 + a^2}{b^2 - a^2} + \mu \right) - 2p_2 \frac{b^2}{b^2 - a^2} \right] \quad (2.7)$$

$$\Delta r_2 = \frac{b}{E} \left[2p_1 \frac{a^2}{b^2 - a^2} - p_2 \left(\frac{b^2 + a^2}{b^2 - a^2} - \mu \right) \right] \quad (2.8)$$

donde:

Δr_1 - Variación de radio en el interior del tubo; (mm.)

Δr_2 - Variación de radio en el exterior del tubo; (mm.)

Como por el interior del tubo solamente actúa la presión interna, la exterior se considera cero debido a que es la atmosférica, la tensión equivalente se determina por la ecuación (2.9). (Craig, 2002).

Para obtener los valores de tensiones producidas por la presión de trabajo se aplicó el método de Craig. Jr 2002.

$$\sigma_z = \frac{p_1 a^2 \left(1 + \frac{b^2}{a^2}\right) - p_2 b^2 \left(1 + \frac{a^2}{a^2}\right)}{b^2 - a^2} \quad (2.9)$$

$$\sigma_r = \frac{p_1 a^2 \left(1 - \frac{b^2}{a^2}\right) - p_2 b^2 \left(1 - \frac{a^2}{a^2}\right)}{b^2 - a^2} \quad (2.10)$$

donde:

p₁. Presión en el interior del tubo igual a 0.4 (N/mm².)

p₂. Presión en el exterior del tubo igual a la presión atmosférica la cual es despreciada.

2.8. Modelación y simulación por el Método de Elementos Finitos

La simulación del comportamiento durante el proceso de sobrecalentamiento de vapor se realizó por medio del método de los elementos finitos (MEF) para verificar la conducta de los materiales sometido a las elevadas temperaturas. Dicho método garantiza la reducción de los costos y la cantidad de ensayos a realizar con una precisión aceptable. Las corridas se hicieron con ayuda del software ANSYS (V.11.0) coincidiendo con (Friedel, 2004; García, 2007 y Rodríguez *et al*, 2007).

2.8.1. Simulación por el Método de Elementos Finitos

Durante el sobrecalentamiento hay procesos térmicos transitorios donde se tienen en cuenta los problemas de transferencia de calor: conducción, convección y radiación. Para la simulación se empleará el software ANSYS V.11.0, se trabajará con una sección de la pieza.

Las propiedades del material del tubo son constantes, como la conductividad térmica y el coeficiente de expansión térmica en correspondencia con los valores de temperatura, según ANSYS 11.0.

En dependencia del coeficiente de transferencia de calor y la temperatura ambiente, las variables a tener en cuenta en la simulación del proceso son:

1. Temperatura del vapor (713,15 °K).
2. Temperatura de los gases (1073,15 °K).

3. Conductividad térmica de acero AISI 1020, (42.3 W/m °K.)
4. Coeficiente de expansión térmica, ($16,1 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$.)
5. Coeficiente de Poisson; (0,3.)
6. Densidad, (7870 kg/m³.)
7. Capacidad de calor específico,(442 J/kg °K.)
8. Módulo de dilatación, ($12 \text{ e}^{-6} \text{ m/m } ^\circ\text{K}$.)
9. Módulo de elasticidad,(205 MPa.)

2.8.2. Condiciones y parámetros establecidos.

Se elaboró un modelo geométrico equivalente al objeto investigado, el que se discretizó con elementos tetraédricos de nodos intermedios del tipo “SOLID186”. Se establecieron, además, las condiciones de frontera siguientes: se consideró que el material es homogéneo e isotrópico. El módulo de elasticidad y el coeficiente de Poisson varían en función de la temperatura.

2.8.3. Algoritmo para la simulación (ANSYS versión 11.0)

El algoritmo desarrollado por etapas para el análisis que desarrolla el paquete ANSYS fue:

Primera etapa: Modelado de tubos de pequeñas dimensiones sometidos a temperatura de fusión.

Segunda etapa: Modelado de tubos AISI 1020 empleados en la industria minero-metalúrgica.

Tercera etapa: Generación del mallado y condensación.

Cuarta etapa: Procesamiento de datos y expansión a través de los diferentes pasos.

2.9. Conclusiones del capítulo 2

- ✓ Se han fundamentado las propiedades a investigar a partir de las necesidades de la descripción y caracterización del acero AISI 1020 sometido a temperaturas extremas, para definir sus principales regularidades a través del empleo de métodos científicos de investigación.
- ✓ La realización de los ensayos permite obtener información de la composición química, la dureza del material analizado. Además posibilitan establecer el comportamiento microestructural del acero AISI 1020 a elevadas temperaturas.
- ✓ Los métodos de investigación utilizados se complementan con el empleo de una actualizada base experimental, tecnologías, software y equipamiento que garantizan la precisión y fiabilidad a los resultados.

CAPÍTULO III. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

3.1 Introducción

En este capítulo se exponen los resultados derivados del trabajo experimental y a partir de los mismos, las expresiones matemáticas que describen las regularidades del comportamiento mecánico y funcional del acero, durante el proceso de sobrecalentamiento de vapor. Así mismo se revela a partir del análisis metalográfico y los modelos experimentales obtenidos.

Finalmente, se realiza una evaluación de las causas que originan la rotura en los tubos del sobrecalentador de vapor.

El **objetivo** del capítulo es:

Realizar la valoración crítica de los resultados y a través de ella, explicar los fundamentos científicos que dan solución al problema planteado a partir de la interpretación de las regularidades observadas.

3.2 Resultado del análisis químico

El promedio de las mediciones de la composición se muestra en la tabla 3.1. Como se observa, la composición química del material está dentro del rango establecido para la aleación, el que se corresponde con el acero AISI 1020 con la norma Gost Ac 20 (AISI 1020) Fuente Databook 1988.

Tabla 3.1. Composición química del acero AISI 1020

Material	C	N ₂	Mn	P	Cu	Ni	Cr	Mo	Si	S
Probetas	0.22	-	0.48	0.011	0.16	0.08	0.13	0.02	0.28	0.015
Patrón	0.25	-	0.43	≤0.013	0.05	<0.012	0.05	0.01	<0.30	0.011

3.3 Resultado del análisis metalográfico

En las micrografías, se muestran imágenes de la estructura metalográfica presente en la probeta patrón antes de ser sometida al proceso de explotación, arrojó una estructura típica del acero AISI 1020, como se observa en la figura 3.1. Como resultado se obtuvo una estructura homogénea de granos finos de ferrita y perlita con un tamaño de grano de 6 donde el diámetro medio es del grano es de 45 Micrones, el cual tiene en un

milímetro cuadrado aproximadamente 500 granos según la norma Gost 5639-65 método de comparación visual a 100x.

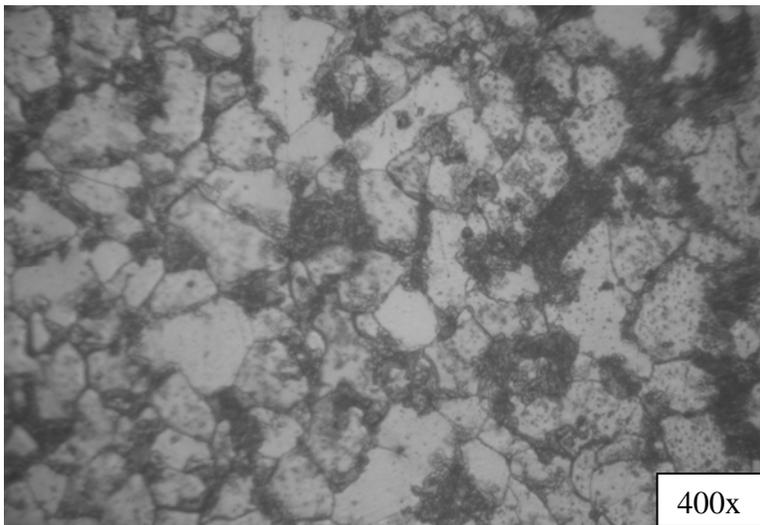


Figura 3.1 Estructura metalográfica de ferrita+ perlita del acero AISI 1020.

La figura 3.2 muestra una estructura transitoria perlita + ferrita donde en la parte superior de la figura se observa la zona afectada térmicamente y la aparición de microgrietas propagadas por el borde de los granos.

Como se puede observar la estructura ferrítica del material base, se ve afectada significativamente por las altas temperaturas que se alcanzan en la zona afectada por el calor (ZAC). La ferrita es de baja resistencia a la tensión, al impacto y al mismo tiempo dúctil al verse afectada por las altas temperaturas.

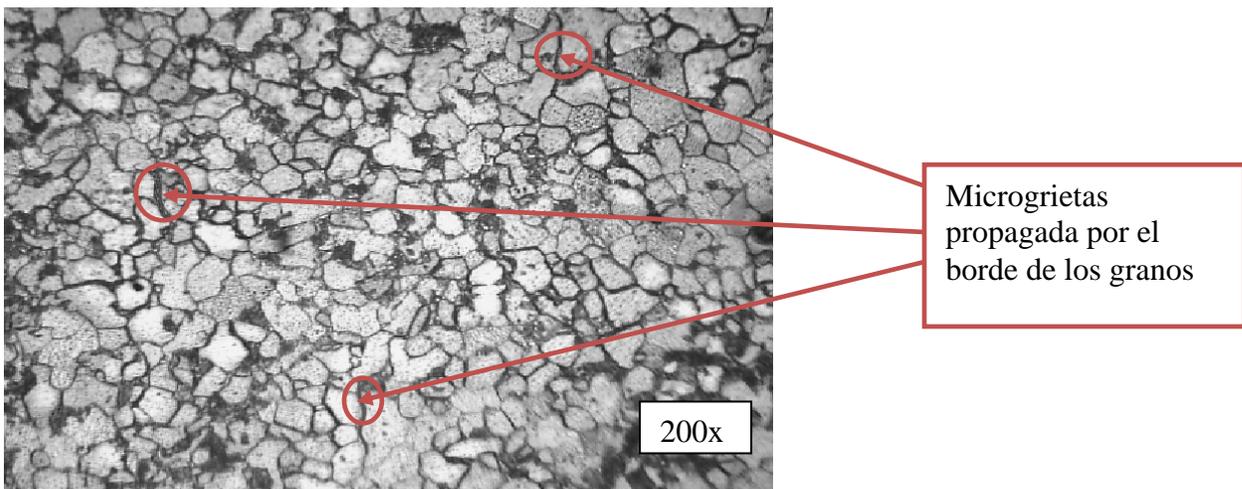


Figura 3.2. Muestra de la zona afectada térmicamente.

Como ya ha sido descrito, las probetas de acero AISI 1020 utilizadas en el trabajo experimental, muestran en su estructura inclusiones no metálicas de forma acircular, y carburos de diferentes tamaños y configuración, generalmente en los bordes del grano ferrítico. Según las referencias (Hale, 2001; Mast Home Page, 2001, Callister, 1999), la frontera del grano es el sitio de mayor acumulación de defectos y donde el valor de la energía libre del sistema se eleva considerablemente. Esta elevación de la energía libre, trae consigo un aumento de las tensiones a nivel cristalino.

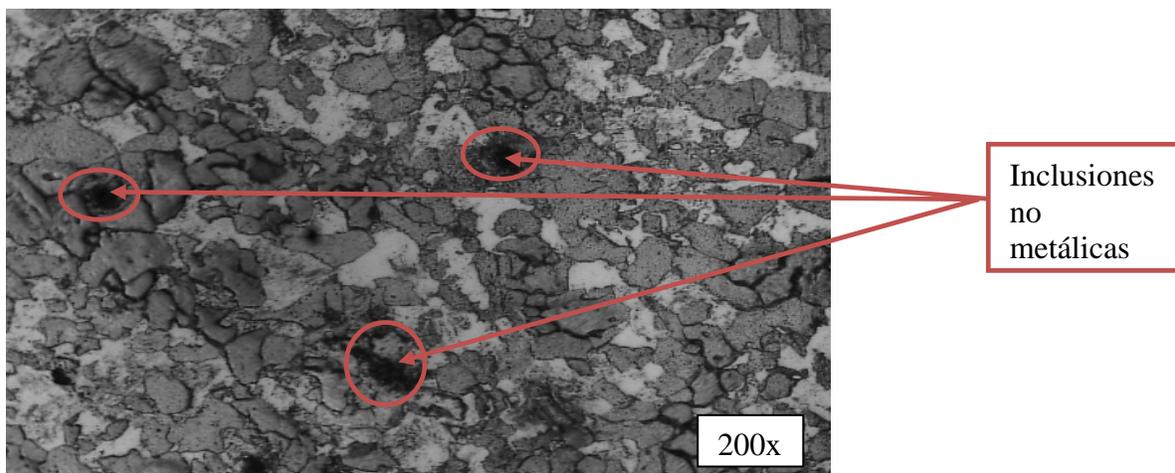


Figura 3.3. Muestra de la estructura afectada térmicamente.

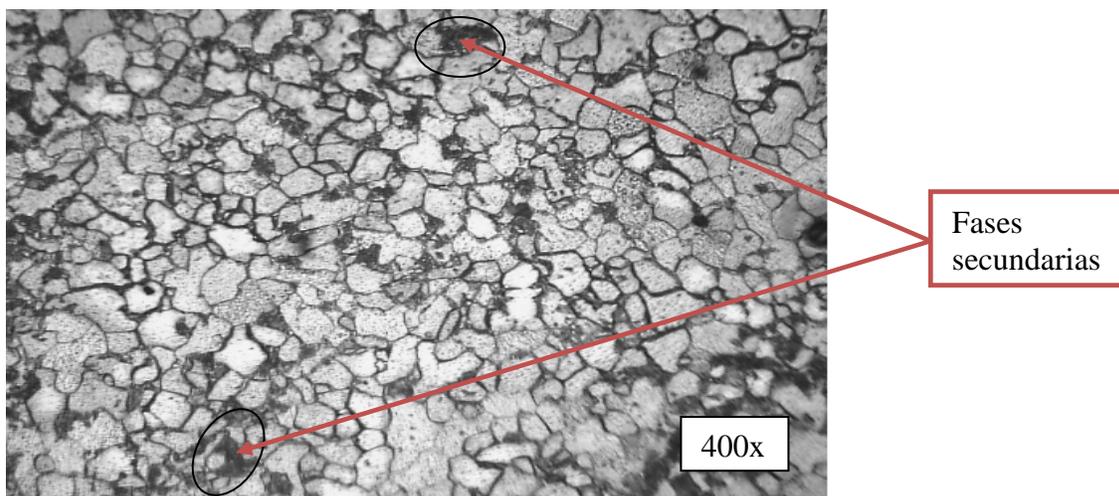


Figura 3.4. . Muestra zona deformada plásticamente.

Según Callister, (1999), la causa por lo que una disminución del tamaño del grano trae como consecuencia un aumento de la dureza de las fases metalográficas, se debe a dos motivos. La primera es que, al disminuir el tamaño del cristal aumentan el número

de fronteras del grano en un mismo volumen (figura 3. 4); esto provoca una elevación de las tensiones a nivel cristalino. La otra causa es que, en los metales y aleaciones policristalinas, los bordes de los cristales constituyen un obstáculo, en el que se acumulan las dislocaciones.

3.4. Resultados del cálculo de resistencia mecánica.

La tensión radial y circunferencial provocada por la temperatura según las ecuaciones (2.1) y (2.3) respectivamente son de $\sigma_r = 10,5 \text{ N/mm}^2$ y la tensión circunferencial es de $\sigma_z = -1,6 \text{ N/mm}^2$.

La condición de resistencia planteada en la ecuación (2.4), permite conocer los valores de la tensión normal máxima, generada por la temperatura de trabajo, lo que demuestra que los máximos, $\sigma_{eq} = 10,2 \text{ N/mm}^2$ no alcanza el 3 % de las tensiones de cadencia mínima del material objeto de estudio.

$$\sigma_{eq} = 10,2 \text{ N/mm}^2 < [\sigma] = 112 \text{ MP}_a$$

En este caso se determinó solamente el desplazamiento radial en el interior del cilindro, debido a que la presión en el exterior es despreciable, los puntos en el exterior se desplazan en la misma magnitud que varíe el radio exterior, el mismo se determinó por la ecuación (2.6), $\delta = 1,89 \text{ mm}$.

Las deformaciones radiales en el interior y exterior del sobrecalentador se determinan por las ecuaciones (2.7) y (2.8) respectivamente cuyos valores son $\Delta r_1 = 2,3 \text{ mm}$ y $\Delta r_2 = 0,04 \text{ mm}$.

Las deformaciones radiales exterior no alcanzan valores significativos esto está dado por los valores de presión en el sobrecalentador.

Sin embargo la deformación radial en el interior del sobrecalentador alcanza valores elevados ($\Delta r_1 = 2,3 \text{ mm}$), esto genera que en determinadas secciones del sobrecalentador de vapor aparezcan cambios de forma (ver figura 3.5). Por lo que se puede afirmar que aunque los valores de esfuerzos de tensiones obtenidas por métodos analíticos no

alcanzan las tensiones de proporcionalidad, son considerados peligrosos, debido a la temperatura a la cual trabaja el sobrecalentador.

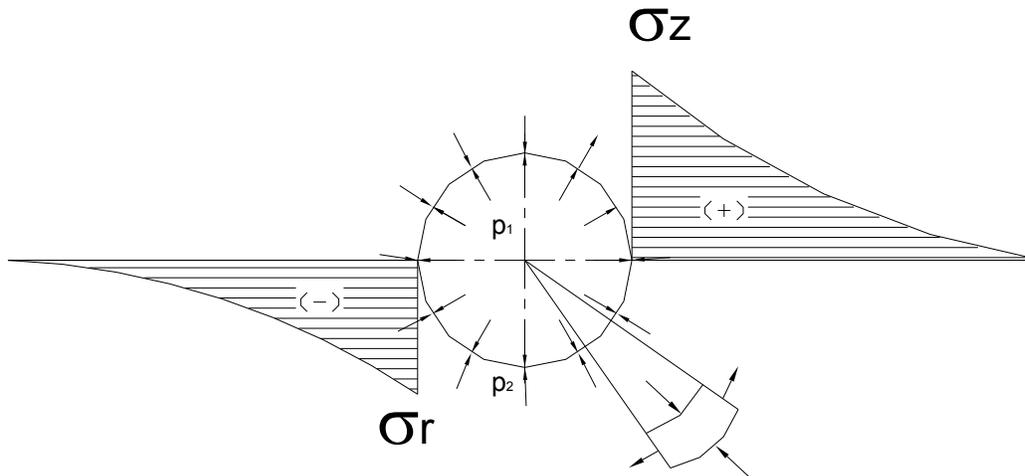


Figura 3.5. Distribución de tensiones

La condición de resistencia planteada en la ecuación (2.9), permite conocer los valores de la tensión normal máxima producto de la presión de trabajo, a través de ella podemos plantear, que la rotura en las tuberías no es producto a las cargas externas producidas por dicha presión. No obstante los esfuerzos combinados (temperatura – presión) pueden alcanzar la mitad de la tensión admisible, por consiguiente para materiales que trabajan a temperatura superior a los 750 °C estos valores de tensiones son los suficientemente grandes para ocasionar la rotura.

$$\sigma_{eq} = 28.83 N / mm^2 \langle [\sigma] = 112 \text{ MPa}$$

3.5. Análisis de los resultados de la simulación por Elementos Finitos.

Para el análisis a través del método de elementos finitos empleando ANSYS (V 11.0) se desarrolló un modelo geométrico de forma tubular como se muestra en la figura 3.6.

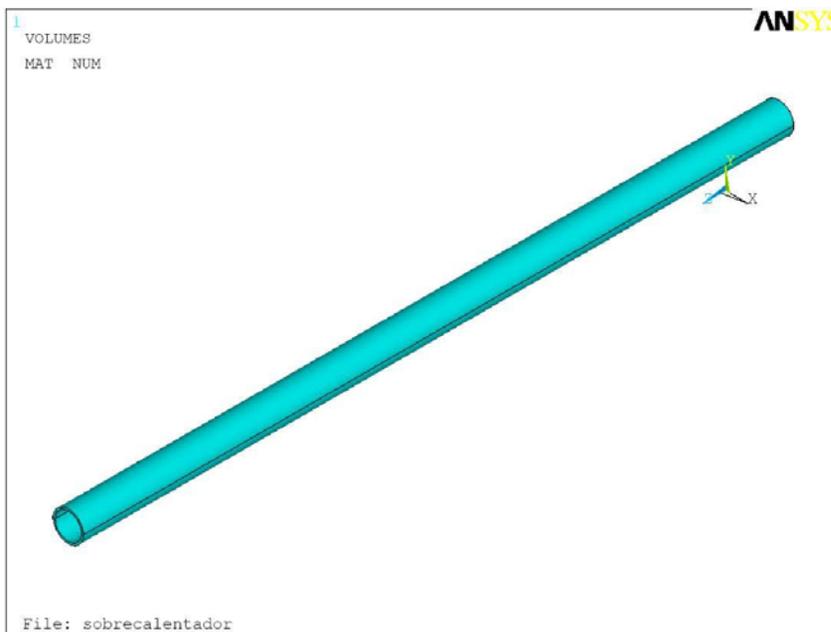


Figura 3.6. Modelo geométrico.

Para la realización de la malla se empleó un elemento del tipo termal solid 20 nodos 186, que generan una malla (figura 3.7) tetraédrica formada por 501 906 nodos y 25095 elementos.

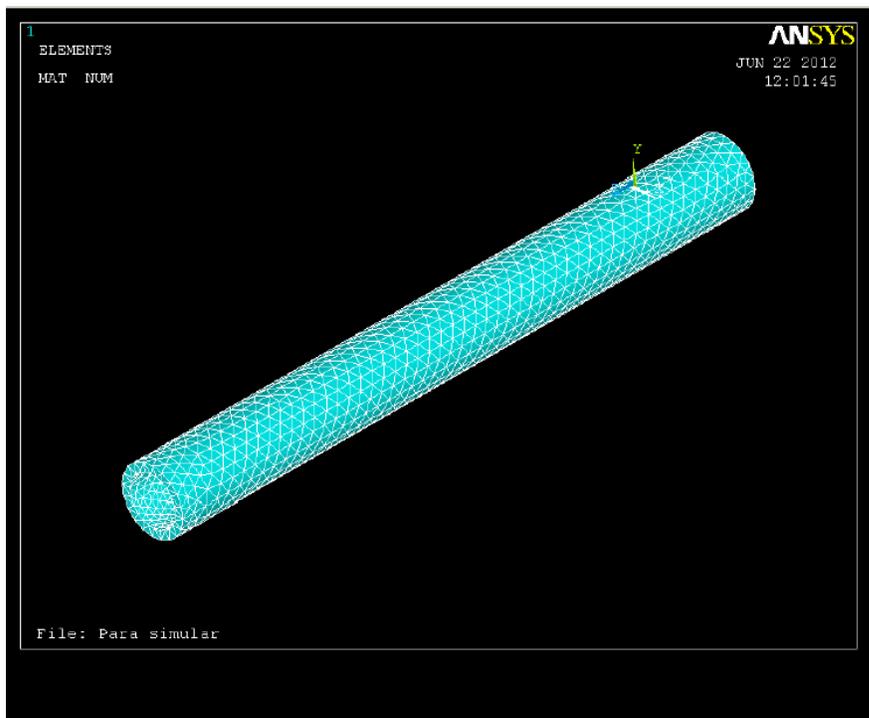


Figura 3.7. Modelo geométrico mallado

Los resultados de la simulación con el empleo de ANSYS (V 11.0), muestran que producto a la elevada temperatura y presión a que se encuentra expuesto el sobrecalentador en la zona exterior e interior de mismo, el material se expande a gran escala (ver figura 3.8 y 3.9), debido a que en el centro del espesor del tubo las tensiones alcanzan los valores más elevados, donde se supera el valor de temperatura del campo elástico, la tensión de compresión tiende a superar la de fluencia a esa temperatura, pero en ningún momento lo logra. El proceso inverso ocurre durante el enfriamiento en condiciones de movimiento restringido, las zonas que se vieron afectadas durante la deformación plástica en caliente, resultan cortas para ocupar los nuevos espacios alcanzados y aparecen entonces, tensiones térmicas de tracción. Al alcanzarse la temperatura ambiente habrán quedado tensiones térmicas permanentes de tracción cuyo valor es del orden del límite de fluencia del material.

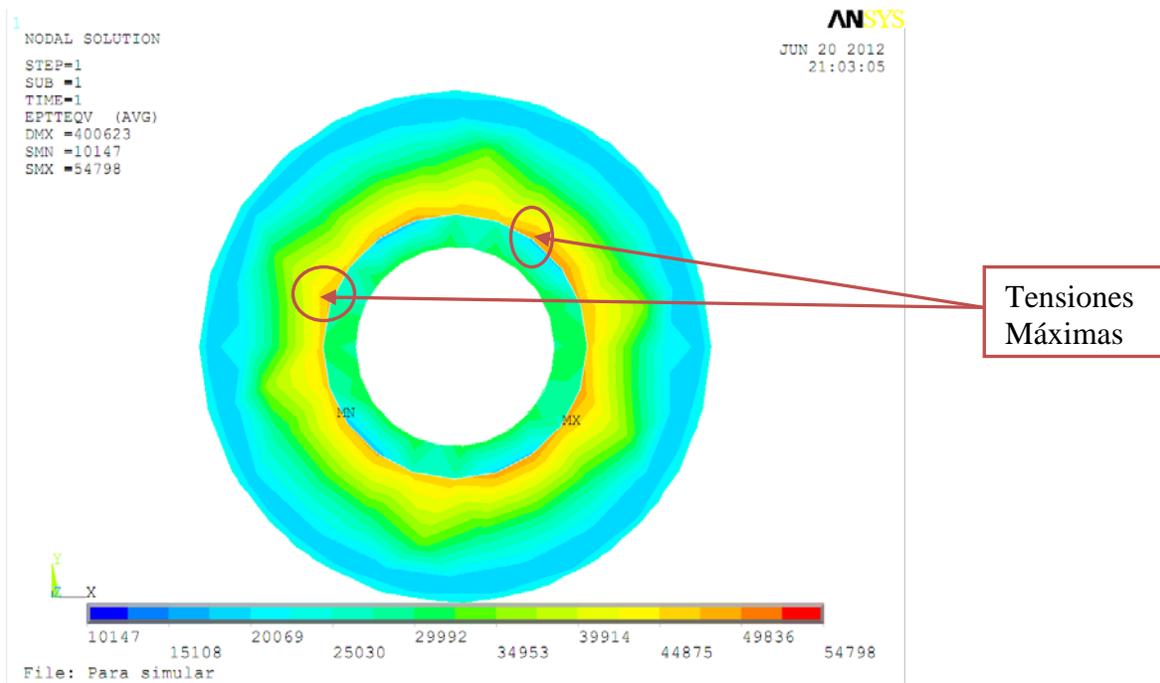


Figura 3.8. Distribución de las tensiones Von Mises.

Las tensiones generadas por la presión y temperatura en el sobrecalentador no alcanzan el límite elástico, pero son valores peligrosos si se tiene en cuenta la baja resistencia a la corrosión y a elevadas temperaturas el acero AISI 1020. Es bueno

aclarar que durante el proceso de simulación el material isótropo, por consiguiente durante el proceso de explotación este tiene mayor cantidad de defectos.

Las afectaciones que se pueden originar son:

- ✓ La fisuración en caliente: El mecanismo de fisuración parece ser el resultado de la ruptura de una película intergranular líquida, de bajo punto de fusión (1100-1200°C) durante la contracción que tiene lugar cuando una estructura totalmente austenítica se enfría desde su temperatura de fusión.

3.6. Valoración económica.

Cuando se requiere realizar un paro por avería, el tiempo mínimo de parada de una caldera es de 36 horas como promedio para el enfriamiento y 12 horas para realizar el cambio. Lo que imposibilita la generación aproximada de 7200 t de vapor sobrecalentado.

Un factor negativo e importante a considerar, son los gastos por concepto de reparación. Según las estadísticas, durante un paro se sustituyen un promedio de 12 m de tubos de acero AISI 1020 en diferentes posiciones de los sobrecalentadores de la caldera 5 de la Planta termoeléctrica, generando un gasto de 60.12 CUC por tubo, además se usan 5 kg de electrodo AWS E – 7018 Ø 3,2 con un costo de 9.87 CUC, en oxígeno y acetileno 53.67 CUC y en mano de obra 88.20 CUC representando un total de 3833.54 CUC. (Ver anexo 2).

Tabla 3.2. Gastos por concepto de reparación de averías.

Código	Descripción	UM	Cantidad	Precio Unitario	Importe
211	Ayudante de construcción	hh	12	\$1.91	\$22.92
14923	Instalador de tuberías	hh	12	\$2.72	\$32.64
23033	Soldador	hh	12	\$2.72	\$32.64
Electrodo AWS E – 7018 Ø 3,2	Tubo ac. Ø 32x3x6	m	12	5.010	60.12
	Electrodo 7018 d 4mm	kg	5	1.973	9.865
AWS E- 7018 Ø 3.2	Acetileno	u	1	33.43	33.43
	oxígeno	u	2	10.12	20.24

Las paradas imprevistas producto a la rotura del sobrecalentador, acarream problemas serios en la estabilidad de la producción, estos atrasos se compensan parcialmente usando dos calderas rusas modelo BK, que no cumplen con los parámetros de calidad establecidos para su uso en la generación de electricidad, pero permiten disminuir la afectación a la producción, aunque esto representa un gasto adicional por consumo de combustible teniendo en cuenta que estas operan con fuel.

Tabla 3.3. Gastos por concepto de combustible.

Generador	Capacidad de Generación (t/h)	Tipo de combustible	Índice de consumo($t_{\text{comb}}/t_{\text{vapor}}$)	Precio(cuc/ t_{comb})	Importe total
Caldera - 5	75	fuel	0.8×10^{-3}	732.9	0.59

Para la solución de este tipo de averías se necesitan aproximadamente 48h, en este periodo de tiempo la caldera 5 genera un gasto de 2520.00 CUC

3.7. Análisis medio ambiental

La protección del medio ambiente se ha convertido, en los últimos años, en una de las cuestiones que más inquietan a la humanidad. Los adelantos técnicos de que dispone el hombre para explorar las riquezas naturales, el acelerado desarrollo de la economía y el crecimiento de la población, han dado lugar a consecuencias indeseables para la humanidad, tales como: el agotamiento de los recursos naturales, la contaminación ambiental, los ruidos y la pérdida de los valores estéticos del medio circundante entre otros. No es por lo tanto casual que las organizaciones científicas, sociales, políticas, los estados y gobiernos de muchas partes del mundo se hayan preocupado por tomar medidas que de una forma u otra, están dirigidas a garantizar un uso racional de los recursos naturales y la protección del medio ambiente.

El estado de salud del trabajador depende en gran medida de las condiciones de trabajo, su entorno laboral y su labor específica, pues en este medio es donde el mismo se expone a los diferentes contaminantes, entre los que se encuentran el polvo industrial, ruidos, gases etc.

A partir del proceso de generación de vapor en la planta termoeléctrica se generan contaminantes que causan afecciones respiratorias al personal que opera la planta y la población que vive en las áreas circundantes, así como daños al ecosistema, entre ellos se encuentran las cenizas, las aguas de las extracciones de fondo, el ruido, el calor y los gases producto de la combustión.

De los gases productos de la combustión los elementos más nocivos son:

Los óxidos de azufre: Durante el proceso de quemado de un combustible se forma el SO_2 y en menor medida el SO_3 . Sus cantidades dependen del contenido de azufre en el combustible. Los efectos nocivos más importantes de estos óxidos son:

- ✓ Afectaciones en las vías respiratorias de los seres humanos y animales.
- ✓ Formación de lluvias ácidas con graves consecuencias ecológicas.

El monóxido de carbono: (gas incoloro e inodoro) es el resultado de una combustión incompleta de los elementos en los combustibles orgánicos, por ello la magnitud que se emite a la atmósfera, depende esencialmente de la calidad con que se efectúe el proceso de combustión. Los efectos nocivos más importantes son:

- ✓ Afectaciones a la capacidad respiratoria de personas y animales.
- ✓ Creación de stress psicológico y alteración de las habilidades motoras.

Los óxidos nitrosos (NO_x): Son el resultado de la combustión del nitrógeno del combustible y del aire. Este término incluye un alto número de especies gaseosas, pero las más significativas, según las cantidades emitidas son: el dióxido de nitrógeno (NO_2) y el óxido nitroso (NO). De acuerdo al nivel de nocividad el más peligroso de los dos resulta el NO_2 . Los efectos perjudiciales más relevantes son:

- ✓ Creación de desórdenes respiratorios en seres humanos y animales.
- ✓ Reducción de la visibilidad por adsorción del espectro visible para el hombre.
- ✓ Afectaciones a las plantas por lluvias ácidas.
- ✓ Aceleración de la corrosión y la degradación material.
- ✓ Contribución a la formación del smog sobre las ciudades.

- ✓ Se le asocia también con la formación de ozono en las zonas bajas de la atmósfera. el cual resulta un tóxico para el hombre.
- ✓ Se le atribuyen también propiedades cancerígenas.

Como elemento fundamental para reducir la contaminación de la atmósfera con los gases productos de la combustión y su efecto en la población circundante está el aprovechamiento que se realiza de un gran volumen de los mismos en la planta de recuperación de NH_3 como parte del proceso productivo, además se realiza la clasificación exhaustiva de los desechos producidos durante el mantenimiento de las calderas para su posterior tratado y neutralización.

3.8. Conclusiones parciales del capítulo 3

- ✓ El análisis metalográfico de dureza y de la composición química arrojó que las muestras serán muy sensibles en ambientes agresivos, por la disminución de sus propiedades plásticas.
- ✓ En los tubos del sobrecalentador de vapor la zona afectada por el calor es relativamente tolerante al crecimiento del grano y a la precipitación de fases frágiles e intermetálicas que provocan la aparición de grietas y la rotura de los mismos.

CONCLUSIONES GENERALES

- ✓ La rotura en el sobrecalentador de vapor de la caldera 5 de la planta termoeléctrica, está caracterizada por la presencia de grietas debido a la variación brusca de la temperatura, lo que ocasiona expansiones y contracciones continuas del material, produciendo la formación de fases secundarias y la pérdida de material, generada por la atmósfera existente en la instalación.
- ✓ El material del sobrecalentador posee defectos internos propios de la fabricación, aunque los mismos no son de gran densidad. Se produce la precipitación de fases secundarias duras que en ocasiones forman conglomerados de acero AISI 1020 empleado en la fabricación de estos.
- ✓ Los resultados obtenidos por el Método de los Elementos Finitos demuestran que la tensión máxima alcanzan 112 MPa las cuales no alcanzan el límite elástico pero debido los cambios bruscos en la temperatura de operación y disminución de las propiedades elástico - plásticas del material de los tubos objeto de estudio, estos estarán propensos a la formación y propagación de las grietas.
- ✓ Al efectuar la valoración económica del costo para la solución de este tipo de averías se necesitan aproximadamente 48h, en este periodo de tiempo la caldera 5 genera un gasto de 2520.00 CUC.

RECOMENDACIONES

- ✓ Utilizar los métodos de investigación empleados en la tesis y la caracterización de los parámetros del proceso, como referencia en futuros trabajos investigativos.
- ✓ Realizar estudios de corrosión y de mecánica de la fractura para caracterizar el mecanismo de rotura del sobrecalentador de vapor de la caldera 5 de la planta termoeléctrica en la ECG
- ✓ Recomendar a la ECG continuar con el empleo del acero 13 Cr Mo 4 – 5 u otro material de mejores prestaciones mecánicas y mayor resistencia al medio corrosivo.

1. AVERY H.S. Materials for de Mining Industry Climax Molybdenum Co., Vail, CO, 43-77, July 1974.
2. ANSYS. Versión 12.0. 2011. Users Guide. Swanson Analysis Systems, Inc.
3. APRAIZ J. Aceros Especiales, Editorial Dossat S. A., Madrid 1975
4. BESSON, J., STEGLICH, D., BROCKS, W., Modeling of crack growth in round bars and plane strain specimens, International Journal of Solids and Structures 38 (2001) 8259{8284.
5. BONIFAS E.A. Finite Element Analysis of heat flow in single-pass arc welds. Welding Journal . May 2000.
6. BORENSTEIN, S. W. Microbially influenced corrosion handbook. Woodhead, Cambridge. 1994.
7. BURSTOW, M.C., HOWARD, I.C., Predicting the effects of crack tip constraint on material resistance curves using ductile damage theory, Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures 19 (1996) 461{474.
8. BISHOP, R.F., HILL, R., MOTT, N.F., The theory of indentation and hardness tests, Proceeding of the Physical Society 57 (1945) 147{159.
9. BÄÄKER, M., RÄOSLER, J., SIEMERS, C., A finite element model of high speed metal cutting with adiabatic shearing, Computers and Structures 80 (2002) 495{513.
10. BELZUNCE F.J. Aceros y Fundiciones: Estructuras, Transformaciones, Tratamientos Térmicos y Aplicaciones Universidad de Oviedo, 2001.
11. BEDOLLA - JACUINDE A., ARIAS L., AND HERNANDEZ B. Kinetics of Secondary Carbides Precipitation in a High-Chromium White Iron Journal of Materials Engineering and Performance, Volume 12(4), p.371-382, August 2003.
12. BENER S. B. CAN. METALL. Q., 24, 155-167, 1985.
13. BURGAN, B. A. "Concise Guide to the Structural Design of Stainless Steel". The Steel Construction Institute, Ascot, UK, 2 edition, 1993.
14. CALLISTER W.D. Ciencia e Ingeniería de los Materiales I Ed. Reverté, S.A., 1999.

15. CALLISTER, W. Materials Science and Engineering. An Introduction. Fifth Edition. Department of Metallurgical Engineering. University of Utah. John Wiley & Sons, Inc. 8195 pp. ISBN 0-471-32013-7. 1999.
16. COLECTIVO DE AUTORES. Generadores de vapor .Editorial Pueblo y Educación .Ciudad de la Habana, 1970 .520 p
17. CORTÉS, R. P. ET AL., “Estudio de la soldabilidad y corrosión del acero inoxidable AISI 904L con los agentes utilizados en la lixiviación del cobre”. Revista facultad de ingeniería, U.T.A. (Chile), vol. 12 N°2, 2004, pp. 43-56.
18. C.E. COLEMAN, R. W. L. FONG, AECL, RC-2461, April 2000.
19. C. E. ELLS, C. E. COLEMAN, R. R. HOSBONS, E. F. IBRAHIM, G. L. DOUBT, AECL, 10339, December 2000.
20. C. E. COLEMAN, R. W. L. FONG, G. L. DOUBT, T. Nitheanandan, D. B. Sanderson, AECL, 11815, July 1997.
21. CRAIG, JR. Mecánica de Materiales. Departamento de Ingeniería Mecánica. Universidad de Utah. Ed. Prentice Hall. Segunda Edición 2002, C-267-480137.
22. CHABANET, O., STEGLICH, D., BESSON, J., HEITMANN, V., HELLMANN, D., BROCKS, W., Predicting crack growth resistance of aluminium sheets, Computational Materials Science 26 (2003) 1{12.
23. DAVIS J. R. Heat-Resistant Materials (American Society for Metals, Specialty Handbook, U.S.A. (1997).
24. DE LAS HERAS. E.; WALTHER, F.; CORENGIA, P, A.; QUINTEIRO, M, O. Anales SAM/CONAMET, 2005, pp 909-912.
25. DOGAN Ö.N., HAUK J.A., Laird II G Solidification Structure and Abrasion Resistance of High Chromium White Irons Metallurgical and Materials Transactions A; Vol.28A, June 1997.
26. DURMAN R. W. phd thesis, University of Aston, UK, 1970.
27. TENCKHOFF. E.; Zirconium in Nuclear Applications, ASTM STP 551, 1974, pp. 179-200.

28. FONSECA VÁSQUEZ, A. Análisis termo exergético de los generadores de vapor de la Empresa Ernesto Ché Guevara. Trabajo de diploma. ISMM 2009
29. FERNÁNDEZ DÍAS, P. Centrales térmicas. <http://libros.redsauce.net/>
30. HOCHMANN. J. Aceros inoxidables / Aceros refractarios. Ediciones URMO, España, 1968
31. HALPIN, J.C., T.A. JOHNSON Y M.E. WADDOUPS. (1972). International Journal Fracture Mechanics 8, 465.
32. [http://www.arqhys.com/html.rincondelvago.com/generacion-de vapor](http://www.arqhys.com/html.rincondelvago.com/generacion-de-vapor).
33. [html/arquitectura/elacero-clasificacion.html](http://www.arqhys.com/html/arquitectura/elacero-clasificacion.html)
34. <http://www.utp.edu.co/~publio17/aceroalC.htm>
35. <http://www.todoexpertos.com/categorias/ciencias-e-ingenieria/ingenieria-industrial/respuestas/1832939/posicion-del-sobrecalentador>
36. GARCÍA Y., BURGOS, J.; Obtención de campos de temperaturas en juntas soldadas mediante el empleo de MEF. Revista de la Facultad de Ingeniería. Universidad Central de Venezuela... Editorial Papiro, Venezuela, VOL 18-Nº 2, 2003. (a) Disponible en: < <http://www.revelo.com.ve/programa/indice/>
37. GARCÍA Y., BURGOS J. Obtención de los campos de temperaturas en juntas soldadas mediante el empleo de MEF. JIFI 2002, Simposio de la red Iberoamericana de Aceros Tradicionales y Aceros Estructurales, Avanzados. 1er, Caracas, Venezuela. 2002. (b)
38. GARCÍA, J.; VILLA, G.; HERNÁNDEZ, L.; CASTILLO, M. 2007. La precipitación de carburos intergraníticos y su efecto en las propiedades mecánicas de un acero inoxidable austenítico tipo 310. 8^{vo} Congreso Iberoamericano de Ingeniería Mecánica. Del 23 al 25 de Octubre de 2007. Cusco. Colombia.
39. GOLDAK J., MOASHI G. Numerical Aspect of modelling weld. Moashigu, Carleton University. ASM Handbook, Vol 6 Welding, Brazing and Soldering.1999.

40. JACUINDE A., ARIAS L., AND HERNANDEZ B. Kinetics of Secondary Carbides Precipitation in a High-Chromium White Iron Journal of Materials Engineering and Performance, Volume 12(4), p.371-382, August 2003.
41. KACHANOV, L.M., Time of the rupture process under creep conditions, Izv. Akad. Nauk. S.S.S.R. Otd. Tekh. Nauk 8 26{32.
42. Kehl, George; Fundamentos de la práctica metalográfica.
43. KHANNA A.S., High Temperature Oxidation and Corrosion ASM International, United States, 2002.
44. KOOTSOOKOS A., GATES J. D., ESTON R.A. Cast. Met, 7, 239-246, 1995
45. LAUFGANG, S. G. Aceros inoxidable. Tratamiento térmico de soldadura – prueba hidráulica de gasoductos. 2003
46. LAI, G. Y.: Heat Resistant Materials for Furnace Parts, Trays and Fixtures: Heat treating. ASM Handbook, Ohio: ASM International Vol. 1. 1992. Págs: 510-518.
47. LEMAITRE, J., CHABOCHE, J.L., Mecanique des materiaux solides, Dunod, Paris, 1985.
48. LEFEVRE, P.; REYNAUD, F. Choix d'un format de représentation normalisé de la structure physique des documents, Clamart: EDF, Mars 1993, 97 p. Collection de notes internes de la direction des Études et Recherches EDF.
49. Li, D. J. Influence of sigma phase in creep properties of Cr2520Ni stainless steel. En: Scripta Metallurgica. 23 (8). 1989. Págs: 1319-1323.
50. MASUBUCHI, K. "Analysis of welded structures, residual stress, distortion and their consequences". Pergamon Press. New York. 1980.
51. MANUAL DE OPERACIONES DE LA CTE, 2001
52. MATOS, R.; BARBADOS, I.; NAVARRO. P., Corrosión en generadores de vapor en la refinería Hermanos Díaz. XXIII (2) 23 - 30, 2003.

53. MACHERAUCH, E.; KLOOS, K. H. Proc. Int. Conf. Residual Stresses in Science and Technology, Vol. 1, Garmisch-Partenkirchen, DGM-Verlag, Oberursel, pp. 3-26. 1986.
54. MEO M., VIGNJEVIC R. Welding Simulation Using FEA. Vignjevic College Of Aeronautics, Cranfield University, Bedford, UK, MK 43 0AL 1999.
55. MEJIA I.; MALDONADO C. Determinación de Esfuerzos Residuales en la soldadura de placas de acero Inoxidable austenítico mediante el Método de Hole Driling. Instituto de Investigaciones Metalúrgicas, Universidad Michuacana de San Nicolás de Hidalgo. XV congreso Nacional de Soldadura. Querétaro, México. 2004.
56. MEJÍA, C.; LOUBERT, R.D.; *et al.* S31ago, Universidad Tecnológica de la Mixteca. "Determinación de esfuerzos residuales generales durante la soldadura de placas de acero inoxidable austenítico mediante el método de Hole Drilling", según norma ASM 837-99, p.12, 2006.
57. MEYER, H. J. Grietas Laminares en Construcciones Soldadas. II Conf. On Significance of Defecte in Welds, Welding Inst. London. 1968.
58. MICHARELIS P. Minimization of welding residual stress and distortion in large structure. The Penn State University, University Park. P.A., 2003. Disponible en: <http://www.me.psu.edu/micharelis/pubs/wj99.pdf> acceso: marzo 2004
59. MOLINARI, A., MUSQUAR, C., SUTTER, G., Adiabatic shear banding in high speed ma-chining of Ti 6Al-4V: Experiments and modeling, International Journal of Plasticity 18 (2002) 443{459.
60. NANGEL, D. Tensión y propiedades de deformación de aceros estructurales en la dirección del espesor. Metal Const. Nro 2 , Vol. 64. 1969.
61. NICHOLLS, D. M.; Grietas laminares en Aceros Laminados en Caliente. Brit. Welding Journal. Nro 3, Vol. 15. 1968.
62. NORMA CUBANA: NC 10-56:86. Metalografía. Microestructura de Metales de alea naciones duras. Métodos de ensayo.

63. NORMA CUBANA: NC 04-61:84. Metalografía. Microestructura de Metales de aleaciones duras. Métodos de ensayo.
64. NORMAS INTERNACIONALES:
 - ASTM E 3-95. Preparation of Metallographic Specimens
 - ASTM A 297-95. Heat-Resistant Cast Alloys
 - ASTM E 384-89. Test Methods for Microhardness of Materials
 - ASTM Wegst, 1995 DIN 1.4541 laminado austenítico.
65. PEARCE J.T.H. Trans.AFS, 92, 599-622, 1984.
66. PARLANE A. Origin and nature of residual stress in Welded Joints. Welding Institute.1980.
67. POLISH S., Flat products made of steels for pressure purposes - Part 2: Non-alloy and alloy. PN-EN 10028-2:2005.
68. QUERALES, A. (1975). "Estudio de la influencia de un tipo de tratamiento termomecánico sobre el comportamiento mecánico, estático, y dinámico, de un acero AISI 4340". Trabajo de Grado no publicado, Universidad Central de Venezuela, Caracas.
69. RADHAKRISHNAN, V.M.; et al. Substructure characterizing parameter in creep, J. of Mater. Science, 30, 1521-1528, 1995.
70. ROUSSELIER, G., Ductile fracture models and their potencial in local approach of fracture, Nuclear Engineering and Design 105 (1987) 97{111.
71. REIFSNIDER, K.L. (1991). *Fatigue of composite materials*. Amsterdam: Elsevier.
72. ROJEK, J., ZINKIEWICZ, O.C., O-nate, E., Postek, E., Advances in FE explicit formulation for simulation of metal forming processes, Journal of Materials Processing Technology 119 (2001) 41{47.
73. REYES, A., LANGSETH, M., HOPPERSTAD, O.S., Crashworthiness of aluminum extrusions subjected to oblique loading: experiments and numerical analyses, International Journal of Mechanical Sciences 44 (2002) 1965{1984.

74. RADULOVIC M., FISET M., PEEV K., AND TOMOVIC M. J. Mater.Sci., 29,5085-5094; 1994
75. RODRÍGUEZ, I.; FERNÁNDEZ, T.; GUARDADO, R.; NGENDANZI, V. Modelación por elementos finitos de la ruptura del tubo en el transportador de mineral laterítico reducido. Revista Geología y Minería, XXIII (4). pp.: 1-13. 2007.
76. RODRÍGUEZ, H. “*Metalurgia de la soldadura*”. Editorial Pueblo y Educación 1987. 613 pp.
77. SARKAR, A. D. Friction and wear. Academic Press Inc. (London) LTD. London. 1980. 423 p.
78. SENDECKYJ, G.P. Life prediction for resin-matrix composite materials. En *Fatigue of composite materials*, editado por K.L. ReifsniderElsevier. 1999.
79. SMITH W. F. Fundamentos de la Ciencia e Ingeniería de Materiales Mc Graw Hill, Madrid 1998.
80. SARE I.R. Abrasion Resistance and Fracture Toughness of White Cast Irons Metals Technology 412-419; November 1995.
81. SHREIR, L. L. The microbiology of corrosion. En: Corrosion 1. Wiley, J. (Ed). pp. 2.52 – 2.64. New York. 1963.
82. TENCKHOFF, Zirconium in Nuclear Applications, ASTM STP 551, 1974, pp. 179-200.
83. TABRETT C.P., Sare I.R. Fracture Toughness of High-Chromium White Irons: Influence of Cast Structure Journal of Materials Science, 3, 2069-2077; 2000.
84. THEAKER. J. R., C. E. Coleman, Zirconium in the Nuclear Industry, ASTM STP 1423, 2002, pp. 449-467.
85. www.uo.edu.cu/ojs/index.php/tq/article/viewFile/2075/1623
86. www.uo.edu.cu/ojs/index.php/tq/article/viewFile/2244/1785
87. WATANABE, M. 1962.Grietas laminares . Welding in Shipbuilding. Welding Inst. Londong.

88. WORMINGTON, H. 1967. Grietas laminares en Planchas de Acero calmados con Silicio. *Weld and Metal Const.* Nro 9, Vol. 35 .17- Tanguy, B., Besson, J., An materials, *International Journal of Fracture* 116 (2002) 81{101.
89. WOLFF, R.V., Y LEMON, G.H. *Reliability Prediction for Adhesive Bonds*. Vol. AFML-TR-72-121. Air Force Materials Laboratory. 1972.
90. WHITNEY, J. M. Residual Strength Degradation Model for Competing failure modes. En *Long Term Behavior of Composites*, editado por T.K. O'BrienASTM. 1988.
91. YANG, J.N. Y S. DU. An exploratory study into the fatigue of composites under spectrum loading. *Journal of Composite Materials* 17, 511-526. 1983.
92. ZHANG M.X., KELLY P.M., Gates J.D. The Effect of Heat Treatment on the Toughness, Hardness and Microstructure of Low Carbon White Cast Irons *Journal of Materials Science*, 36, 3865-3875; 2001.
93. ZUM GAHR K.H. *METALLKD.*, 71, 103-109; 1980.

Anexo 1



Muestras de los tubos en los sobrecalentadores.

Anexo 2



CUBANIQUEL
EMPRESA DE CONSTRUCCION Y REPARACIONES DE LA INDUSTRIA DEL NIQUEL
ANTONIO SANCHEZ DIAZ "COMANDANTE PINARES"



Ave. 1° de Mayo S/N Mosa Holguín CUBA 83 330 ☎ (53)(024) 6 71 75 📠 (53)(024) 6 2261

CÁLCULO DEL PRECIO DEL SERVICIO DE CONSTRUCCION

<i>Filas</i>	<i>Conceptos de gastos</i>	
1	<i>Materiales</i>	\$123,66
2	<i>Mano de Obra</i>	\$88,20
3	<i>Uso de Equipos</i>	\$2,23
4	<i>Otros gastos directos de Obra (2 %)</i>	\$4,28
5	<i>Gastos Generales de Obra (5.92 %)</i>	\$12,67
6	TOTAL GASTOS DIRECTOS DE PRODUCCIÓN	231,04
7	<i>Gastos Indirectos de Obra Coeficiente (11 %)</i>	\$25,41
8	TOTAL GASTOS INDIRECTOS DE PRODUCCIÓN (7)	\$25,41
9	SUBTOTAL DE GASTOS (6+8)	\$256,46
10	<i>Presupuesto Independiente Facilidades Temporales</i>	0,00
11	<i>Presupuesto Independiente Otros Gastos Adicionales</i>	\$0,00
12	<i>Presupuesto Independiente Gastos Bancarios</i>	\$0,00
13	<i>Presupuesto Independiente Seguros de la Obra</i>	\$0,00
14	<i>Presupuesto Independiente de Imprevistos</i>	\$0,00
15	<i>Presupuesto Independiente Transportación de Suministros y Medios diversos del Constructor</i>	\$3,18
16	<i>Presupuesto Independiente Contribuciones, aportes pago de derechos y tributos (2.79%)</i>	\$7,16
16,1	<i>Otros pagos (Costos Elaboración y Alimentación ESUNI)</i>	\$6,38
17	SUBTOTAL PRESUPUESTOS INDEPENDIENTES ((9 x 10 %) + 10 +15 + 16+16.1)	\$42,36
18	COSTO TOTAL (9+18)	\$298,82
19	UTILIDAD 20% (18-17-1)	26,56
20	Precio del Servicio de Construcción (18+19)	\$325,38