

**REPÚBLICA DE CUBA
MINISTERIO DE EDUCACIÓN SUPERIOR
INSTITUTO SUPERIOR MINERO METALURGICO
“Dr. ANTONIO NÚÑEZ JIMÉNEZ”
FACULTAD DE METALURGIA Y ELECTROMECAÁNICA
DEPARTAMENTO DE MECÁNICA**

Tesis en opción al Título de Máster en Electromecánica

**Análisis del mecanismo de rotura y soldabilidad en
las líneas de recirculación para el transporte de licor
amoniacal**

AUTOR: Ing. Geovany Ruiz Martínez.

TUTOR: Dr. C. Félix Ariel Morales Rodríguez.

ISMMM “Dr. Antonio Núñez Jiménez”

Moa - Holguín

Moa- 2010



DECLARACIÓN DE AUTORIDAD

Yo: *Ing. Geovany Ruiz Martínez*

Autor de esta Tesis de Maestría, certifico su propiedad intelectual a favor del I.S.M.M. de Moa, el cual podrá hacer uso del mismo con la finalidad que estime conveniente.

Firma del Autor

Ing. Geovany Ruiz Martínez

Firma del tutor

Dr. Ing. Félix Ariel Morales Rodríguez



AGRADECIMIENTO

A los Dr. Félix Morales Rodríguez, M sC. Tomás Fernández Columbié e Isnel Rodríguez González, por su asesoría científica y disposición desinteresada para ofrecerme ayuda.

A todos mis compañeros del departamento, por su apoyo y colaboración.

A los compañeros de las Empresas: Mecánica del Níquel y Che Guevara, que creyeron en el trabajo y aseguraron su realización.

A mis Amigos, muchos que se encuentra físicamente. Ing. Vicheider Montero Romoro, Orleydis Pis Ramírez, Yodelkis delgado Drubey, a los M sC. Ing. Rodeney Martínez Rojas, Héctor Laurencio Alfonso y Yoalbys Retirado Mediaceja.

A mi esposa Lic. Marianela Cisnero Babastro, a mis queridísimas amigas: Ing. Yanet Caballero Noa, Yindira, Yanmaris Paumier y a sobre todo a mis dos ojos: Ing. Katia Maydelin López Rojas y Matilde Leyva Ramírez

A mis queridísimas madres: Rosa Lina Martínez Liben y Celestina Romero Ruiz.

A todos mis hermanos (Karelia, Agustín, Danito, Adolfo, Vivi y Birgina) y mis padres especialmente: Julio González

A todos los que de un modo u otro contribuyeron con el desarrollo del trabajo.



DEDICATORIA

A mis padres y hermanos, por el aliento que me motiva.

A mis hijos, que les sirva de ejemplo.

A la memoria de mi Padre Andrés Ruiz Martínez y Mi amigo Roe González Simón.

A nuestra revolución, por las posibilidades que me ofrece.



PENSAMIENTOS

“En la tierra hacen falta personas que trabajen más y critiquen menos, que construyan más y destruyan menos, que prometan menos y resuelvan más, que esperen recibir menos y den más, que digan mejor ahora que mañana.”

Ernesto Guevara de la Serna “Che”

“Ningún científico piensa con formulas. Antes de que comience a calcular, debe tener en su cerebro el curso de sus razonamientos, esto último, en la mayoría de los casos, pueden ser expuestos en palabras sencillas. Los cálculos y las formulas constituyen el paso siguiente.”

Albert Einstein

“El desarrollo de la ciencia es un drama, un drama de ideas. Ella debe cautivar e interesar a todo aquel quien ama la ciencia”

Albert Einstein

RESUMEN

El presente trabajo se ha realizado el análisis del mecanismo de rotura las uniones tubulares de las líneas de recirculación para el transporte de licor amoniacal. Para lograrlo, se desarrollaron estudios metalográfico, de microdureza, resistencia mecánica, se analizó la composición química de los depósitos y la soldabilidad y de los elementos básicos que influyen en la soldadura de las uniones tubulares de acero AISI 316, empleado electrodos E 316L – 16, E 309 – 16 y E 310 – 16 según lo normado por la (AWS ER 308L, 2008).

La utilización del diagrama de Schaeffler, permitió la predicción de la estructura del metal de soldadura. Se determinaron las propiedades mecánicas más influyentes, así como la microestructuras formadas durante el proceso de soldeo y el análisis de microdureza a permitió definir las zonas más afectas por la temperatura en la unión tubular de acero AISI 316.

ABSTRACT

This study presents the analysis of the failure mechanism of tubular joints recirculation lines for the transport of ammonia liquor. To achieve this, metallographic studies were carried out, microhardness, mechanical strength, we analyzed the chemical composition of deposits and the weldability and the basic elements that affect the solder joints AISI 316 pipe steel, used electrodes E 316L - 16, E 309 - 16 and E 310 to 16 as regulated by the (AWS ER 308L, 2008).

The use of the Schaeffler diagram, allowed the prediction of weld metal structure. Mechanical properties were determined most influential, and the microstructures formed during the welding process and microhardness analysis to identify possible areas most affected by the junction temperature pipe steel AISI 316.

**ÍNDICE**

Contenido	Pág s.
INTRODUCCIÓN.	1
CAPÍTULO I MARCO TEÓRICO DE LA INVESTIGACIÓN.	6
1.1- <i>Introducción</i>	6
1.2- <i>Generalidades de los aceros inoxidables</i>	7
1.2.1.- <i>Generalidades del acero AISI 316</i>	8
1.3.- <i>Zonas estructurales de la unión soldada</i>	9
1.4- <i>Defectos en la soldadura de los aceros inoxidables</i>	10
1.4.1.- <i>Tendencia al agrietamiento en los aceros inoxidables austeníticos</i>	10
1.4.2.- <i>Precipitación de los carburos de cromo en aceros inoxidables austeníticos</i>	11
1.4.3.- <i>Formación de una fase intermedia sigma</i>	12
1.4.4.- <i>Fragilidad en los aceros inoxidables austenítico</i>	12
1.5.- <i>Influencia de la composición química en la soldadura del acero AISI 316</i>	13
1.6.- <i>Efecto la temperatura en la soldadura</i>	14
1.7.- <i>La fluencia lenta en los aceros austeníticos</i>	15
1.8.- <i>Tensiones residuales en uniones soldadas</i>	16
1.8.1.- <i>Deformaciones y esfuerzos de tensión en la soldadura</i>	17
1.9.- <i>Corrosión en los aceros inoxidables</i>	17
1.9.1.- <i>Efecto de la soldadura en la resistencia a la corrosión</i>	19
1.10.- <i>Fisuración en soldadura de inoxidables austeníticos</i>	20
1.11.- <i>Propiedades del acero AISI 316</i>	21
1.11.1- <i>Propiedades Mecánicas del acero AISI 316</i>	22
1.12.- <i>Simulación del proceso de soldadura por el Método de Elementos Finitos (MEF)</i>	24
1.13.- <i>Conclusiones del capítulo I</i>	25
CAPÍTULO II MATERIALES Y MÉTODOS	26
2.1.- <i>Introducción</i>	26
2.2.- <i>Análisis de la frecuencia de rotura en las líneas de recirculación</i>	26



2.3.-	Fundamentación de las propiedades a investigar	26
2.3.1	Selección y preparación de muestras	27
2.3.2.-	Análisis químico	29
2.3.3.-	Análisis metalográfico	29
2.3.4 -	Ataque químico de las superficies a investigar	29
2.4.-	Evaluación de la microdureza (HV)	29
2.5.-	Elaboración mecánica de las probetas para la soldadura	30
2.6.-	Electrodos empleados en el proceso de soldadura de las probetas	30
2.7.-	Determinación del número de ferrita por el diagrama de Schaeffler	32
2.8.-	Cálculo de la resistencia mecánica en tuberías de acero AISI 316	33
2.8.1.-	Ensayos de tracción a escala de laboratorio	34
2.8.2.-	Cálculo teórico de la resistencia de uniones soldadas	35
2.9.-	Modelación y simulación por el Método de Elementos Finitos	36
2.9.1.-	Simulación por el Método de Elementos Finitos del proceso de soldadura	36
2.9.1.1.-	Condiciones y parámetros establecidos	37
2.9.1.2.-	Selección de la temperatura de análisis	37
2.9.1.3.-	Algoritmo para la simulación (ANSYS versión 11.0)	37
2.10.-	Análisis de corrosión en tubos de acero AISI 316	38
2.10.1.-	Determinación de la pérdida de espesor en tubos de acero AISI 316	38
2.11.-	Diseño de experimento	38
2.11.1.-	Procesamiento estadístico de los datos	41
3.12.-	Conclusiones parciales de Capítulo I	42
CAPÍTULO III	RESULTADOS EXPERIMENTALES Y SU DISCUSIÓN	43
3.1.-	Introducción.	43
3.2.-	Resultado del análisis químico	43
3.3.-	Resultado de análisis metalográfico	45
3.3.1.-	Análisis metalográfico de las muestras soldadas con E 316 L 16	45
3.3.1.1-	Análisis de la microdureza en las muestras soldadas con E 316 L 16	47
3.3.2.-	Análisis metalográfico de las muestras soldadas con electrodo E 309 – 16	47
3.3.2.1.-	Análisis de la microdureza en las muestras soldadas con E 309 - 16	48
3.3.3.-	Análisis de las muestras soldadas con electrodo E 310 – 16	49



3.3.3.1.-	Análisis de la microdureza en las muestras soldadas con E 310 - 16	50
3.3.4.-	Análisis de la unión soldada de la línea de tubería	51
3.4.-	Análisis de soldabilidad por el diagrama de Schaeffler	52
3.4.1.-	Análisis de la microdureza en función de % de Cr eq	53
3.5.-	Resultados de análisis de resistencia mecánica	54
3.5.1.-	Análisis de resistencia a la fatiga con el empleo de MEF	55
3.6.-	Análisis de la distribución de temperatura por el Método Elementos Finitos	56
3.6.1.-	Análisis de la microdureza en función de la temperatura	57
3.7.-	Análisis de los resultados de la pérdida de espesor	58
3.8.-	Valoración económica	59
3.9.-	Impacto social	61
3.10.-	Análisis medio ambiental	61
3.11.-	Conclusiones del capítulo III	62
	Conclusiones Generales.	63
	Recomendaciones.	64
	Bibliografía.	65
	Anexos	78

INTRODUCCIÓN

Por las características propias de los procesos de extracción y obtención de concentrados de níquel y cobalto, los aceros inoxidable tienen una amplia utilización en la fabricación de equipos y componentes con diversas especificaciones. Entre estas, se puede mencionar la resistencia a la corrosión a elevadas temperaturas de elementos propios de los procesos pirometalúrgicos e hidrometalúrgicos en la Empresa “Comandante Ernesto Che Guevara”, donde predominan los aceros inoxidable austeníticos por su versatilidad y resistencia a la corrosión, además de garantizar buenas propiedades mecánicas a elevadas temperaturas.

El costo de producción del Níquel está incrementando en gran medida por el elevado consumo energético, debido a que una parte significativa del equipamiento utilizado se encuentra en fase de deterioro progresivo, exigiendo grandes esfuerzos para sustituir o recuperar los dispositivos, agregados y piezas que conforman los componentes principales del equipamiento.

El proceso tecnológico (carbonato amoniacal) de la Empresa Ernesto Che Guevara de Moa se caracteriza por constantes emanaciones de gases y polvo, lo que hace que la atmósfera industrial sea altamente corrosiva e influya negativamente en la vida útil de las estructuras metálicas instaladas, agudizándose más en las plantas de lixiviación, recuperación de amoníaco, calcinación y cinterización. Durante los años de explotación de la fábrica se han implementado múltiples modificaciones y ejecutado inversiones con el objetivo de atenuar este fenómeno, además de ser el principal objetivo del tema medioambiental. No obstante las reparaciones de estructuras metálicas y equipos instalados se hace cada vez más necesario para poder mantener la industria y seguir operando. La planta de recuperación de amoníaco ha sido de las más afectadas por las roturas de sus estructuras, reflejado en averías de gran envergadura, lo que ha provocado considerables pérdidas en la recuperación de amoniacal, elevado gasto de recursos financieros y afectación al medio ambiente, así mismo no existe un sistema adecuado de protección anticorrosiva que permita alargar la vida útil de las instalaciones.



Clyne (1996) plantea que la resistencia a la corrosión de los aceros inoxidable es debida a una fina, adherente y tenaz película de óxido hidratado de cromo, que se forma por la exposición del material al oxígeno del aire. Ahora bien, si quedase algo de escoria residual sobre la soldadura, y la soldadura entrara en servicio con la presencia de algún líquido corrosivo no oxidante, este flux eventualmente podría ser removido dejando bajo el un área que nunca fue expuesta al aire y por lo tanto sin la película protectora, la que será corroída rápidamente. Muchas picaduras en soldadura son debidas a residuos de flux que quedan luego de una limpieza incorrecta luego de la soldadura.

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

Di Caprio, (1999a) plantea que cuando actúan sólo los agentes atmosféricos, la presencia del 12 % de cromo es suficiente para que se forme la capa de óxido que impide la corrosión producida por la humedad del aire ambiente y la acción de agentes corrosivos débiles. Al aumentar la intensidad del ataque, para que se pueda formar una capa de óxido suficientemente protectora, es necesario mayor porcentaje de cromo, pero esto ocurre hasta un cierto límite a partir del cual ya no se aumenta la resistencia a la corrosión y es necesario adicionar otros elementos como níquel, molibdeno y titanio, según sea el caso.

En nuestro país como resultado de la inserción de nuevos procesos tecnológicos en las esferas de la ciencia y la técnica, principalmente a escala industrial, ha surgido la necesidad de investigar el por qué del agrietamiento en las zonas fundida (ZF) y de influencia térmica (ZIT) en el acero inoxidable austenítico AISI 316.

Las Líneas de recirculación para el transporte de licor amoniacal operan en regímenes continuos de producción bajo los elevados caudales, durante las operaciones de transporte las mismas están sujetas variaciones constantes de temperatura y flujo, propias del proceso, además se someten a niveles de vibraciones elevados y por la

característica atmosférica presente en la planta de recuperación de amoniaco se encuentra expuesta a gran contaminación.

En la revisión bibliográfica realizada, se aprecia una gran variedad de enfoques con relación a la descripción de tecnologías empleadas para la soldadura del AISI 316 y las regularidades de su comportamiento mecánico y funcional; sin embargo todavía no quedan resuelto todos los problemas asociados a su soldabilidad cuando este material trabaja en condiciones de ambiente de sustancia agresiva.

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

Las líneas de recirculación para el transporte de licor amoniacal, sufren roturas catastróficas periódicamente en la cercanía de la costura de soldadura, dichas roturas ocasionan el derrame del licor amoniacal, lo que provoca daños severos al entorno, las personas y grandes pérdidas económicas. Las causas de estas fallas son variadas y pueden estar relacionadas a la actividad humana (desarrollo de procedimiento de soldadura incorrecto) o inducida por largos períodos de servicio. Específicamente sobre las fallas inducidas por el servicio, las causas principales son: pérdida de espesor y agrietamiento originado por fragilidad por hidrógeno, corrosión bajo tensión o fatiga.



Figura 1.1 Sección de la parte interior de una muestra de tubería

Como se puede apreciar en la figura 1.1, en el interior del tubo, aparecen deformaciones significativas, desplazamientos de los puntos interiores, pérdida de espesor y material.

Los aspectos antes mencionados imponen la necesidad de garantizar en adecuado funcionamiento de los elementos soldados de acero inoxidable 316, basado en las concepciones actuales y las tendencias internacionales relacionadas con el desarrollo del proceso de soldadura. Para ello se toman como referencia las investigaciones desarrolladas en Cuba (Burgos, 1983; García, 2003; Cintra *et al.*, 2007; Velázquez y Mariño, 1999; Velázquez *et al.*, 2001; Velázquez, 2002, Mariño, 2008 y Rodríguez, 2010) donde los mismos caracterizaron, el mecanismo en aceros inoxidables y establecieron nuevos modelos que permiten analizar como ocurre la fractura en estos materiales.

Se plantea como **objeto de estudio de la investigación:** La unión soldada de las líneas de recirculación para el transporte de licor amoniacal de la planta de Recuperación de Amoníaco en la Empresa “Comandante Ernesto Che Guevara”.

Campo de Investigación: Líneas de recirculación para el transporte de licor amoniacal.

El **problema a investigar** lo constituye: Las roturas catastróficas en la cercanía de la costura de soldadura de los elementos tubulares que conforman las líneas fría y caliente de recirculación para el transporte de Amoníaco ubicada en la planta de Recuperación de Amoníaco de la Empresa “Comandante Ernesto Che Guevara”.

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

Si se realiza el análisis de esfuerzos internos en el cordón de soldadura, metalográfico, dureza y microdureza. Se podrá caracterizar los mecanismos de rotura que se originan en el mismo.

En correspondencia con la hipótesis planteada, se define como **objetivo general del trabajo:**

Caracterizar mediante el estudio experimental y estadístico el mecanismo de rotura en la unión soldada de las líneas de recirculación, para el transporte de licor amoniacal de la planta Recuperación de Amoníaco de la Empresa “Comandante Ernesto Che Guevara”.

Objetivos específicos:

1. Analizar el comportamiento mecánico y microestructural en las uniones soldadas de las líneas de recirculación.
2. Obtener el comportamiento térmico durante el proceso de soldeo y el ciclo de fatiga con el empleo de técnicas computacionales.
3. Valorar la influencia microdureza y los elementos aleantes en el mecanismo de rotura de las líneas de recirculación, así como el impacto económico y medioambiental.

Tareas de la investigación:

1. Establecimiento del estado del arte y sistematización de los conocimientos y teorías relacionadas con el objeto de estudio.
2. Recopilar materiales para elaborar las probetas, analizar la influencia de los cambios en la estructura metalográfica y la influencia de la microdureza en la resistencia mecánica.
3. Establecer los parámetros que permitan obtener el ciclo de fatiga y el comportamiento de la temperatura durante el proceso de soldeo con la aplicación de técnicas computacionales.
4. Planteamiento de las ventajas económicas de la aplicación de la metodología propuesta.

Los **métodos de investigación** empleados en el trabajo son los siguientes:

1. Método histórico-lógico para la sistematización del conjunto de conocimientos y teorías relacionadas con el objeto de estudio.
2. Método de investigación experimental para describir, caracterizar el objeto de estudio y sus principales regularidades.
3. Técnicas computacionales existentes para la Simulación.

CAPITULO I

CAPÍTULO I. MARCO TEÓRICO DE LA INVESTIGACIÓN

1.1 Introducción

Algunos ejemplos de productos fabricados con aceros inoxidable AISI 316 son los equipos de procesos químicos, hidrometalúrgicos y petroquímicos, equipos de proceso de alimentos y bebidas, equipos farmacéuticos, cámaras de combustión, sistemas de escape y filtros automotrices, vagones de ferrocarril, aplicaciones arquitectónicas y estructurales, mobiliario urbano, paneles de aislamiento térmico, intercambiadores de calor, tanques y recipientes, barriles de cerveza, instrumentos quirúrgicos, agujas hipodérmicas, monedas, ollas y sartenes, cubiertos, lavadoras, lavavajillas y utensilios de cocina (Di Caprio, 1999b y De La Heras, 2005).

Aspectos metalúrgicos de aceros inoxidable austeníticos en el Grupo Empresarial Cubaníquel han sido tratados por Velázquez y Mariño (1999), Velázquez *et al.* (2001), Velázquez (2002) y Mariño (2008) con una diversidad de análisis que fundamentan la factibilidad de los mismos y su adecuación a los procesos pirometalúrgicos para la obtención de concentrados de Ni + Co. Sin embargo, solamente se limitan a estudiar aceros austeníticos de alto contenido de carbono de la serie H (ACI HH y ACI HK40).

Hall (1986); Blair (1992) y Wegst (1995) justifican su empleo cuando el material a manipular es de elevada agresividad. Estos autores lo sugieren para ser empleados en la fabricación de componentes de hornos y equipos de la industrias petroquímica, aunque Lefèvre (1993); Paolini *et al.*, (2004) y Umoru (2008) lo definen como materiales de poca resistencia mecánica.

Velázquez (2002); Van der Eijk *et al.*, (2001); Ares *et al.*, (2005) caracterizan los problemas de roturas en aleaciones austeníticas termo-resistentes más difundidos y que poseen bajo contenido de carbono por ser este un elemento de gran importancia para garantizar propiedades mecánicas y tecnológicas adecuadas; por lo que las bases físico-metalúrgicas y modelos científicos establecidos para los casos de roturas en aceros inoxidable austeníticos con entalla pueden explicar sólo parcialmente los fenómenos de fractura en elementos anulares con agujeros transversales para materiales inoxidable austeníticos termo-resistentes, por ello es necesario desarrollar y comprobar nuevas teorías que den solución al problema expuesto.

Los problemas de rotura han sido caracterizados previamente y en recientes publicaciones (Rodríguez *et al.*, 2006, Rodríguez *et al.*, 2007; Rodríguez-González *et al.*, 2010) se evidencian una serie de factores vinculados con la presencia de agujeros tecnológicos que influyen de manera aislada o combinada en la rotura, estos estudios están referidos únicamente a los acero inoxidable austenítico AISI 321.

El objetivo del presente capítulo es

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

1.2 Generalidades de los aceros inoxidables

El acero inoxidable fue inventado a principios del siglo XX cuando se descubrió que una pequeña cantidad de cromo (habitualmente un mínimo de 10%) añadido al acero común, le daba un aspecto brillante y lo hacía altamente resistente a la suciedad y a la oxidación. Esta resistencia a la oxidación, denominada «resistencia a la corrosión», es lo que hace al acero inoxidable diferente de otros tipos de acero (Sedriks, 1979).

En metalurgia, el acero inoxidable se define como una aleación de acero con un mínimo de 10% de cromo contenido en masa. El acero inoxidable es resistente a la corrosión, dado que el cromo, u otros metales que contiene, posee gran afinidad por el oxígeno y reacciona con él formando una capa pasivadora, evitando así la corrosión del hierro. Sin embargo, esta capa puede ser afectada por algunos ácidos, dando lugar a que el hierro sea atacado y oxidado por mecanismos intergranulares o picaduras generalizadas. Contiene, por definición, un mínimo de 10,5% de cromo (Kedzierzawski, 1985).

En la actualidad se cuenta con un gran número de tipos y grados de acero inoxidable en diversas presentaciones, y con una gran variedad de acabados, dimensiones y tratamientos.

Puchi (2003) afirma que los aceros inoxidables austeníticos no son magnéticos y no pueden ser endurecidos por tratamiento térmico. Son muy dúctiles y presentan excelente soldabilidad.

Cladera (1999) asevera que los aceros austeníticos son los más utilizados por su amplia variedad de propiedades, se obtienen agregando níquel a la aleación, por lo que

la estructura cristalina del material se transforma en austenita y de aquí adquiere el nombre de acero inoxidable austenítico. El contenido de cromo varía de 16 a 28 %, el de níquel de 3,5 a 22 % y el de molibdeno 1,5 a 6 %. Los tipos más comunes son el AISI 304, 304L, 316, 316L, 310 y 317. Las propiedades básicas son: excelente soldabilidad, no se endurecen por tratamiento térmico, se pueden utilizar tanto a temperaturas criogénicas como a elevadas temperaturas.

1.2.1 Generalidades acerca del acero AISI 316.

La aleación AISI 316 es un acero inoxidable austenítico de uso general que reúne las mejores condiciones de resistencia al calor y a la corrosión. Esta característica de excelente resistencia se debe a la formación de una película adherente e invisible de óxido de cromo que se forma en la superficie del acero, como consecuencia del agregado de los elementos cromo, níquel, molibdeno y otros

Autores como Lefèvre (1993), Davis (1997) y Velázquez (2002), exponen que de manera oficial el descubrimiento de los aceros inoxidables se remonta a los inicios del siglo XX. Según Jones (1998), entre los años 1904 y 1909, Gillet y Portevin (Francia) publicaron una serie de estudios físico-metalúrgicos sobre la estructura y propiedades del acero martensítico con 13 % Cr y el ferrítico con 17 % Cr cuyas cantidades de carbono oscilaba entre el 0,12 y el 1,0 %. En 1909 Gillet y Giessen (Alemania) exponen los resultados de investigaciones realizadas con aceros austeníticos de la gama hierro-cromo-níquel (Mott, 1999; De Cock, 2008).

Bajo el efecto de la deformación en frío, la transformación de la austenita en martensita α' puede ocurrir a temperaturas mayores que la martensita, temperatura que corresponde a la aparición de martensita de origen térmico (Bavay, 1990). La transformación martensítica por deformación en frío en aceros inoxidables austeníticos AISI 316 se observa frecuentemente en el transcurso de los procesos de fabricación de componentes, tales como embutido, trefilado, rectificado o bruñido según las afirmaciones realizadas por (Lacombe, 1990). La cantidad de martensita formada es función a la vez de la composición química del acero y del modo, la tasa y la velocidad de deformación y, naturalmente, de la temperatura del proceso (Bavay, 1990).

La aparición de martensita en un acero inoxidable austenítico conlleva una disminución de la velocidad de deformación en tracción, afectando su facilidad de fabricación (Giraud, 1990), resulta perjudicial a sus propiedades de resistencia a la corrosión bajo tensión y a la resistencia a la fragilización por hidrógeno (Lacombe, 1990), y, en ciertos casos, empeora el problema de la sensibilización (corrosión debida a la precipitación de carburos de cromo) (Bourke, 1996). Se justifica por tanto la búsqueda de un método que permita caracterizar un acero inoxidable austenítico en forma no destructiva.

Velázquez (2002); Cane *et al.*, (2004); Padilla *et al.*, (2007); Serrano, (2007) y Elshawesh *et al.*, (2008). refieren que los problemas presentados en el comportamiento ante la fluencia de algunos aceros austeníticos inoxidables laminados, especialmente los de la serie 300 en tuberías, permitieron investigaciones que condujeron al desarrollo de la serie H como resultado del aumento en el contenido de carbono en aceros de dicha serie. Esto permitió garantizar buena rigidez y elevada resistencia mecánica en elementos cargados a altas temperaturas.

1.3 Zonas estructurales de la unión soldada

Cuando se comienza a soldar existe un proceso térmico inestable, en el cual la cantidad de calor procedente de la fuente de calor (proceso de soldadura) es mayor que la cantidad de calor que se evacua mediante la conductividad térmica, por lo que existen dos efectos en la Zona Limite de la soldadura: resultados del calentamiento a temperaturas extremadamente altas y resultados del enfriamiento rápido. Por lo que un manejo adecuado de las variantes de soldadura requiere dejar muy claro en primer lugar qué tipo de acero es el que se está soldando, en qué estado se encuentra originalmente y cuál es su respuesta frente a variaciones de los ciclos térmicos impuestos sobre él durante la soldadura. El manejo de las variables puede llegar a ser cuantitativo en algunos casos, pero si no lo es, al menos se requiere tener una idea cualitativa clara sobre cuál es el problema potencial y en qué dirección afectan cada una de las variables que puede contener un procedimiento de soldadura. Para ello es necesario contar con una comprensión básica de los fundamentos que gobiernan el

comportamiento térmico y mecánico de los distintos tipos de aceros involucrados en procesos de soldadura (Rodríguez, 1987 y Seferian, 1983).

Coinciden con (Rodríguez, 1987, Giachino, 1981, Frolov, 1981 y Diaz, 2000) que también es posible que se produzca un efecto de calentamiento en la estructura o propiedades del metal base próxima a la soldadura. A veces, el metal base contiene impurezas que entran en la soldadura o son alteradas en forma adversa por el proceso y su esfuerzo contaminante. El metal de aporte puede tener un punto de fusión aproximadamente igual a los de los metales base (como en la soldadura con arco o con gas) o puede ser más bajo, pero siempre superior a 450°C (como en la soldadura fuerte). Con esta definición se distingue entre la soldadura y a unión mecánica y la liga con pegamentos. El límite de 450° C, distingue a la soldadura fuerte de la soldadura blanda esta última no se incluye en lo que sigue. La definición incluye procesos que caen en seis categorías generales: soldadura con arco, soldadura con gas, soldadura por resistencia, soldadura fuerte, soldadura en estado sólido y otros. (Rodríguez, 1987 y Frolov 1988).

1.4 Defectos en la soldadura de los aceros inoxidables

Los aceros inoxidables presentan tendencia al agrietamiento tanto en frío como en caliente, el elemento que más incide este defecto es el cromo, el cual precipita hasta los bordes de los granos y al reaccionar con los otros elementos provoca que la soldadura no sea la más adecuada en algunas ocasiones (Jeffus, 1997).

1.4.1 Tendencia al agrietamiento en los aceros inoxidables austeníticos

Existe gran probabilidad de ocurrencia de grietas a elevadas temperaturas, en uniones soldadas de aceros inoxidables austeníticos (Radhakrishnan, 2000), para relaciones de Cr/Ni inferiores a 1,6.

Shankar (2003) y Schindler (2007) refieren la ocurrencia de agrietamiento en estos aceros en el proceso de solidificación, la que se produce predominantemente por la segregación de pequeñas cantidades de mezclas de fases secundarias, acompañadas

de tensiones de contracción. Aunque el autor considera que la presencia de molibdeno en dichos aceros reduce considerablemente este efecto.

Hazarabedian *et al.*, (2000) analizan el comportamiento a la fractura en el envejecimiento de un acero inoxidable con entalla y establecen la probabilidad de rotura cuando hay presencia de éstas, aunque solo estudian aceros inoxidables dúplex y en ningún momento los someten a temperaturas superiores a 475 oC, por lo que no describen la conducta de éstos a dichas temperaturas.

La fragilización en caliente por procesos de solidificación se presenta como una de las causas más comunes de las roturas en partes de hornos y elementos sometidos a elevadas temperaturas de servicio (Bailer-Jones *et al.*, 1998; Otegui *et al.*, 2001 y Avilés, 2007).

Los efectos de fases endurecedoras sobre las propiedades mecánicas de los inoxidables austeníticos (serie 300); así como aleaciones HH fueron estudiados por Hiller (1991) y Velázquez *et al.*, (2001) respectivamente, los que proponen modelos termodinámicos, bajo distintas condiciones, con energía de Gibbs de los compuestos individuales que aparecen, enfocándose a la solubilidad y precipitación de carburos y fases sigma en la austenita, aunque no tienen en cuenta el efecto de dichas fases en presencia de concentradores tecnológicos.

1.4.2 Precipitación de los carburos de cromo en aceros inoxidables austeníticos

Lai (1992); y Díaz (2000) plantea que la precipitación de carburos de cromo que se produce a temperaturas entre 550 a 800 °C en las fronteras de granos, sensibiliza el material a la corrosión intercrystalina. El medio más efectivo para contrarrestar este fenómeno es la reducción del contenido de C en un 0,02 %. Si ello se cumple no existirá esta dificultad durante la soldadura. De lo contrario habrá que generar la estructura después de la recuperación, calentando la pieza hasta 900 a 1 050 °C, con un enfriamiento brusco al aire, aceite o agua, en dependencia de su composición y geometría.

1.4.3 Formación de una fase intermedia sigma

Esta fase se obtiene generalmente cuando los aceros con alto contenido de cromo se calientan a temperaturas en el rango de 650 – 900 0C, lo que ocasiona la pérdida de la resistencia de impacto, ductibilidad y puede causar pérdidas de la resistencia a la corrosión de estos aceros (Cabrillat, 2001). La fase sigma se detectó por primera vez en 1907 al observarse escalones térmicos en curvas de enfriamiento de aleaciones Fe - Cr. Desde un principio se supuso que la formación de estos escalones térmicos estaba originada por la precipitación de un compuesto intermetálico del tipo $Fe_n - Cr_m$, lo que posteriormente se corroboró por (Maurer y Strauss, 1927), quienes la identificaron empleando técnicas de difracción por Rayos X.

La precipitación de fases endurecedoras y sus efectos sobre las propiedades fueron estudiadas por (Qiu, 1993). Este autor estableció las propiedades termodinámicas de los sistemas Fe – Cr - C, Fe – Cr – Ni - C y Fe - Cr – Mn - N y propusieron modelos termodinámicos para energías de Gibbs de las fases individuales, prestando especial atención a la solubilidad y precipitación de carburos y fases sigma en la austenita bajo distintas condiciones.

Como aplicación práctica de estos trabajos, posteriormente (Qiu., 1993) obtuvo secciones verticales de diagramas de fases isotérmicos de los sistemas Fe – Cr - C, Fe – Cr – Ni - C y Fe – Cr – Mn - N. En estos trabajos, se evaluaron los efectos de los elementos de aleación sobre la precipitación de fases de carburos y fases sigma y se propusieron modelos estequiométricos basados en la estructura cristalina de las fases y el número de átomos en la red.

1.4.4 Fragilidad en los aceros inoxidables austenítico

Existen muchos factores que pueden contribuir de manera aislada o conjunta en la disminución de la resistencia de los elementos provocando la aparición de roturas; sin embargo, existe uno que predomina y generalmente constituye un factor común en las fallas ocurridas a elevadas temperaturas: las inestabilidades metalúrgicas según lo planteado por (Lois, 2006).

Se denominan inestabilidades metalúrgicas a los cambios que ocurren en la estructura metalográfica originados por permanencias a altas temperaturas. Estas inestabilidades provocan focos que incluyen transiciones de fracturas transgranulares a intergranulares, recristalización, envejecimiento, precipitación o descomposición de fases, retardo de las transformaciones en el equilibrio de fases, oxidación, corrosión intergranular, agrietamiento por corrosión bajo tensión y contaminación por trazas de elementos, entre otras (Saxena, 1998 y Beddoes, 1999). Cuando un material es muy propenso a estos cambios a elevadas temperaturas, se modifican y disminuyen las propiedades que lo caracterizan por el surgimiento o aparición de estructuras anómalas.

Di Caprio (1999b) plantea que la existencia de estas estructuras anómalas frecuentemente son las causantes de roturas imprevistas. Ellas pueden actuar de manera independiente o interactuar bajo la influencia de otros factores (temperatura, sobrecargas) provocando cambios en las características de las fracturas.

Hall *et al.*, (1986); Hamano (1988); Shah *et al.*, (1990); Brown (1994) y Mannan *et al.*, (1996), han estudiado las características de fracturas en aceros austeníticos de la serie 300. Sin embargo, a pesar de que estos autores caracterizan y asocian las fracturas a fenómenos de envejecimiento durante ensayos de creep (fluencia) y a la presencia de fases sigma, sus resultados sólo se asocian a fallas ocurridas en uniones soldadas.

1.5 Influencia de la composición química en la soldadura del acero AISI 316

Beddoes y Parr (1999) demostraron que la utilización de estabilizadores tiene también la finalidad de evitar el problema de la sensibilización. El titanio, adicionado como elemento de aleación, inhibe la formación de carburo de cromo debido al hecho de tener una afinidad mayor por el carbono que aquella que tiene el cromo. Así, se precipita carburo de titanio y el cromo permanece en solución sólida. Con la misma finalidad puede ser utilizado el niobio.

El inoxidable AISI 316 Ti es la versión estabilizada del tipo AISI 316. Para aplicaciones en equipos que operan entre 400 y 900 °C, los aceros inoxidables estabilizados son los más recomendados, ya que conservan mejores propiedades mecánicas en esas

temperaturas que los aceros de extra bajo carbono; notoriamente la resistencia al creep (Inchaurza, 1971a).

El comportamiento del acero AISI 316 frente a la transformación martensítica es diferente del de otros aceros de la misma serie, como los AISI 304 y 347, ya que los porcentajes de fase transformada α' son menores en el SS 316 para deformaciones iguales. Esta diferencia de comportamiento del AISI 316 puede explicarse a partir de su composición, la cual le da mayor estabilidad a la fase austenita y lo hace menos sensible a la transformación martensítica (Lula, 1997 y Stalder, 2000).

1.6 Efecto la temperatura en la soldadura

Díaz (2000) demostró mediante el estudio microestructural en placas soldadas de acero AISI 316 que el calentamiento del metal provoca la ruptura de los granos y de las partículas hierro - carburo, disolviéndose el carbono con el hierro caliente, lo que aumenta la tenacidad y ductibilidad del mismo.

Los autores Howard (1996); Dumov (1987) y Rodríguez (1987) coinciden en plantear que casi todas las soldaduras involucran calentamiento del metal siendo soldado. Esta región se conoce como la zona afectada por el calor ZAC. Los dos mayores efectos de dichos calentamiento son:

Transformaciones metalúrgicas que pueden ocurrir en el metal de soldadura y en la ZAC.

Mejías (2005) afirma que las tensiones y esfuerzo que pueden inducirse conduciendo a distorsión y posible agrietamiento, con el efecto que la soldadura puede tener sobre el metal es necesario conocer la cantidad de calor que el proceso de soldadura suministra al metal, que temperaturas son experimentadas en la ZAC y cuán rápido enfría.

Bajo la acción del calor los materiales se deforman. El conocimiento de estas propiedades y el análisis sobre las fuerzas que los modifican, son cuestiones fundamentales en el estudio y proyecto de elementos estructurales.

La deformación, es el cambio en la forma de un cuerpo por aplicación de cargas exteriores, cuando las tensiones internas del material sobrepasan el límite elástico. Así,

ambos términos: tensión y deformación, se relacionan en los cambios unitarios que experimenta la dimensión, forma y volumen de un cuerpo por aplicación de calor u otras fuerzas exteriores: acción mecánica y magnética (Howard, 1996).

Rodríguez (1987) y Bohler (2000) consideran que el agrietamiento en caliente de estos aceros se debe a segregaciones de bajo punto de fusión ricas en S, P, Mn, Si, y mantienen el criterio que la fase ferrítica disminuye el agrietamiento, para evitar la tendencia al agrietamiento y determinar las condiciones de soldabilidad de los aceros es de vital importancia auxiliarse del diagrama de Schaeffler el cual interrelaciona la composición química del metal base y del electrodo con la estructura metalográfica de los mismos, teniendo en cuenta la influencia del resto de los elementos aleantes, agrupando y cuantificando los mismos en dos grandes grupos: los que favorecen la formación de fase ferrítica (alfágenos) y los que favorecen la formación de fase austenítica (gammágenos), con el objetivo de cuantificar los elementos que mayor influencia tienen en la formación de estas fases que son el cromo y el níquel.

1.7 La fluencia lenta en los aceros austeníticos

El establecimiento de una relación funcional sencilla para determinar las propiedades a elevadas temperaturas de los materiales constituye un reto para los especialistas, fundamentalmente cuando la información y la base experimental que se dispone es escasa. Una solución preliminar aproximada en estos casos es la extrapolación para un tiempo mayor de los datos existentes, pero se corren grandes riesgos de no estimar correctamente los valores de resistencia (Van Wershoven, 1999).

Independientemente de los progresos experimentados en el conocimiento teórico de la resistencia mecánica de los metales a altas temperaturas, se ha comprobado que no existe mejor recurso que seleccionar juiciosamente las tensiones de diseño a partir de los datos experimentales. Sin embargo, con frecuencia, es necesario disponer de datos de resistencia mecánica a temperaturas elevadas para condiciones no ensayadas experimentalmente (Kwon *et al.*, 1999).

Burgos (1987) y Glizmanenco (1976) señalan que el cordón de soldadura es también una fuente de defectos cuyas consecuencias pueden causar la falla de la unión. El

metal de soldadura se forma por aportes relativos del electrodo utilizado y por fusión del metal base, los cuales luego de ser mezclados a altas temperaturas en el estado líquido, solidifican dando lugar a un material que presenta alguna similitud con una pequeña pieza fundida. Los defectos más frecuentes, asociados al metal de soldadura son los siguientes:

- ✓ **Agrietamiento en caliente:** grietas formadas durante la solidificación del metal de soldadura y asociadas a la segregación de impurezas y a la presencia de tensiones de origen térmico. Influyen notablemente sobre esto la geometría de la fase líquida y la estructura de solidificación del cordón.
- ✓ **Inclusiones y porosidad:** partículas de fases no-metálicas y cavidades incluidas en el cordón de soldadura. Debidas a remanentes de escorias las primeras y a gases disueltos las segundas.

Autores como Rodríguez (1987); Glizmanenco (1965 y 1976) y García (2004), consideran que la ejecución de uniones soldadas en aceros significa introducir grandes alteraciones en la estructura y por ende en las propiedades del acero soldado, como consecuencia de la evolución del calor aportado en el proceso.

1.8 Tensiones residuales en uniones soldadas

Se denomina esfuerzos residuales ó internos, al estado de esfuerzos existente en el volumen de un material en ausencia de una carga externa (incluyendo la gravedad) u otra fuente de esfuerzos, tal como un gradiente térmico; (Masubuchi, 1980).

Según Burgo, (1987) los esfuerzos en la soldadura son generados por:

- 1 Expansión impedida y contracción resultante de una distribución de temperatura no homogénea.
- 2 Efectos de enfriamiento rápido (temple).
- 3 Transformaciones de fase.

Consecuentemente, el tipo y cantidad de esfuerzos residuales en la pila de soldadura y zona afectada térmicamente dependen de la temperatura de transformación

determinada por el diagrama tiempo-temperatura-transformación del material y la velocidad de enfriamiento. Obviamente, la composición química local tiene un papel importante. En adición, la resistencia a la cedencia dependiente de la temperatura local y el grado de rigidez del elemento estructural son decisivos.

1.8.1 Deformaciones y esfuerzos de tensión en la soldadura

Caraballo (2004) analizó el comportamiento tensional de un acero austenítico del tipo Hadfield donde se demostró comportamiento mecánico y funcional del acero Hadfield endurecido mediante explosivos. Se produce un incremento de las tensiones principales normales de primer género y de la dureza de 872 a 1315 MPa y de 270 a 400 HB respectivamente, y una disminución del desgaste gravimétrico de 0,02524 a 0,00981 g.

Povolo y Mansillas (2001), caracterizaron la relajación de tensiones por curvado de acero inoxidable austenítico AISI 316 ensayado durante 490 horas a 500 ° C. Para ello, utilizaron probetas rectangulares cortadas en dirección perpendicular y paralela a la laminación, sometidas a diferentes tratamientos térmicos previos a la misma. La relajación se interpretó como un proceso térmicamente activado, que se ajustó por los modelos de Johnston - Gilman y Hart. Los resultados más significativos muestran que en muestras transversales, todas ajustadas por Johnston - Gilman, se encontraron finas partículas dispersas de fase sigma donde supuestamente la textura favoreció su precipitación y las tensiones internas no son despreciables.

Cuando más se calienta un metal más se dilata. Al soldar un metal éste se calienta de forma dispar. El calor es más intenso en el área donde se está realizando la soldadura que en el resto del metal. Esto trae como consecuencia que el metal se dilata desproporcionalmente, el mismo se dilata en el lugar donde recibe directamente el calor. El resto del metal que está frío ofrece resistencia a la dilatación, si la chapa es suficientemente grande, tiende a combarse.

1.9 Corrosión en los aceros inoxidables

De Las Heras *et al.*, (2005), analizaron la microestructura y comportamiento frente a la corrosión de un acero AISI 316L nitrurado por plasma. Se nitruraron muestras de acero inoxidable AISI 316L en un reactor industrial bajo una descarga DC - pulsada durante

20 h a 673 K utilizando una mezcla 25% N₂ + 75% H₂ y caracterizaron el mecanismo de corrosión por hidrógeno inducido.

La fragilización en caliente de aceros austeníticos es un fenómeno muy investigado desde la década de los 50. Roturas catastróficas producidas en tuberías, depósitos, recipientes a presión, equipos para el trasiego de fluidos y otros muy comunes en plantas químicas, energéticas y metalúrgicas, han dado lugar a que se destinen cuantiosos medios y recursos al estudio de la relación entre el carácter de la rotura de elementos fabricados de aceros austeníticos inoxidables y su microestructura (Lai, 1992).

Por consiguiente es preciso conocer los distintos tipos de corrosión a la cual están sometidos los aceros inoxidables unidos por soldadura, que trabajan en ambiente extremadamente agresivo, y las características del material.

Radhakrishnan (1995) establece que para relaciones de Cr/Ni inferiores a 1,6 existe gran probabilidad de ocurrencia de grietas a elevadas temperaturas en uniones soldadas de aceros inoxidables austeníticos.

Shankar (1980) concuerda con Burgan (1993) en la ocurrencia de grietas en estos aceros en el proceso de solidificación y que estas se producen predominantemente por la segregación de pequeñas cantidades de mezclas de fase acompañadas de tensiones de contracción. Aunque el autor considera que la presencia de Molibdeno reduce considerablemente este efecto.

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

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

De La Heras *et al.*, (2004) asevera que cuando actúan sólo los agentes atmosféricos, la presencia del 12 % de cromo es suficiente para que se forme la capa de óxido que impide la corrosión producida por aire ambiente y la acción de agentes corrosivos débiles.

Al aumentar la intensidad del ataque, para que se pueda formar una capa de óxido suficientemente protectora, es necesario mayor porcentaje de cromo, pero esto ocurre hasta un cierto límite a partir del cual ya no se aumenta la resistencia a la corrosión y es necesario adicionar otros elementos como níquel, molibdeno, titanio, según sea el caso.

Cortés (2004) asevera que el mecanismo de vaporización condensación, conjugados con los efectos de la velocidad y turbulencia del flujo de gas, actúan como aceleradores del proceso de corrosión. La velocidad tiene un efecto significativo en la corrosión de tubos de hornos y líneas de transferencia debido a la turbulencia provocada por el flujo bifásico (líquido vapor). Siendo el efecto aun mayor donde ocurre turbulencia provocada por barreras físicas, como en curvas, locales con exceso de penetración de soldadura, cambios de diámetro y bombas.

Con relación a la influencia de la temperatura fue publicado por Dos Santos (1999) que la corrosión por los ácidos nafténicos ocurre en los aceros al carbono, aceros de baja aleación, aceros inoxidables AISI 410 y austeníticos AISI 316 en la faja de temperatura entre 200 °C y 400 °C.

Existen diversas publicaciones relacionadas con la influencia de los fluidos bifásicos, en la corrosión del acero inoxidable AISI 316 pero ninguna aborda lo referido a soluciones amoniacaes.

1.9.1 Efecto de la soldadura en la resistencia a la corrosión

Los aceros inoxidables austeníticos se especifican normalmente por su excelente resistencia a la corrosión. La soldadura puede reducir esa resistencia en ambientes agresivos según lo afirmado por (Bermúdez, 2000).

Los estudios realizados por Luzinete (2005) muestran que en la soldadura, el calor que se genera produce un gradiente de temperatura en el metal de base. La soldadura también puede inducir tensiones residuales en el área soldada, lo cual en ciertos

ambientes puede resultar en roturas por corrosión bajo tensión. Uno de los primeros problemas de corrosión relacionados con la soldadura fue el ataque intergranular, en el rango de temperaturas que va de 425 a 900 °C, el carbono se combina con el cromo para formar carburos de cromo en el borde de los granos según lo demostrado por (Howard, 19998).

Los trabajos realizados por Quesada (2001); Torres (2002); Velázquez (2002) y Micharelis (2004) demuestran que cuando la red de carburos es continua, la envoltura empobrecida en cromo alrededor de los granos puede ser atacada selectivamente, resultando en corrosión intergranular. En el peor de los casos, la capa empobrecida en cromo se corroe completamente y los granos se separan del metal de base.

Bonifaz (2000) y Bermúdez (2003) demostraron que la aleaciones están sensibilizadas, cuando por soldadura o tratamientos térmicos, existen áreas empobrecidas en cromo que puedan ser atacadas en estos ambientes corrosivos.

Teniendo en cuanta lo anteriormente referido podemos decir que las aleaciones sensibilizadas aún pueden prestar buenos servicios en muchos de los ambientes moderados en que se usan los aceros inoxidable. Hoy, con la tendencia de las usinas a proveer productos con bajo carbono, el ataque intergranular de los aceros inoxidable austeníticos ocurre menos a menudo. El grado de sensibilización, o sea la cantidad de carburos de cromo formado en los límites de grano, está influenciado por la cantidad de carbono y la temperatura y tiempo de exposición.

1.10 Fisuración en soldadura de inoxidable austeníticos

La fisuración inducida por hidrógeno (HIC) no es un problema en los aceros inoxidable Austeníticos debido a su baja resistencia mecánica (baja dureza), solo cuando están deformados plásticamente en frío puede presentarse HIC. Podría tenerse en cuenta para el caso de aceros disímiles cuando haya aceros ferríticos en la junta soldada (Li, 1989).

En general no se obtienen beneficios con el precalentamiento (PC) de la soldadura de estos aceros sino más bien un deterioro de la resistencia a la corrosión Intergranular como consecuencia de la precipitación de carburos de cromo en borde de grano.

Además el PC aumenta el riesgo de fisuración en caliente y a la distorsión por su mayor coeficiente de dilatación con respecto a un acero ferrítico.

Es práctica generalizada en la soldadura de los aceros inoxidable austeníticos mantener la temperatura del material base y la zona afectada por el calor (ZAC) lo más baja posible, esto se logra usando bajas intensidades de corriente (compatibles con una adecuada penetración y fusión), arco corto, secuencia de paso peregrino, cordones cortos, o simplemente esperando que la pieza se enfríe entre cordón y cordón. Es una práctica corriente limitar la temperatura a valores donde el material pueda tocarse con la mano (70 °C).

Como excepción y rara vez puede ser requerido un calentamiento a 500 °C con el objeto de producir precipitación de carburos de Niobio, en aceros inoxidable AISI 347 estabilizados al Nb (niobio) o en aleaciones de Ni (níquel) de una manera controlada para evitar la precipitación de los mismos en servicio produciendo fragilidad. Este último tratamiento se realiza si fuese necesario mediante un tratamiento térmico post soldadura (TTPS).

1.11 Propiedades del acero AISI 316

La Tabla 1.1 presenta las propiedades físicas a temperatura ambiente, para los grados de acero inoxidable según Materiales (1996), Key to Steel (2002). Las propiedades físicas pueden variar ligeramente con la forma y el tamaño del producto, pero tales variaciones no suelen ser de importancia crítica para su aplicación.

Tabla 1.1. Propiedades físicas del AISI 316

Densidad	[kg/dm ³]	7.95
Módulo de dilatación	[10 ⁻⁵ °C ⁻¹]	16.0
Módulo de elasticidad longitudinal	[N/mm ²]	193
Módulo de elasticidad transversal	[10 ⁵ kg/cm ²]	8.0
Capacidad de calor específico a 20 °C	[J/(kg.°C)]	500
Punto fusión	°C	1 371 – 1 398
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 austeníticos, difiere considerablemente del correspondiente al acero al carbono (12 x 10⁻⁶ °C⁻¹). En los casos en los que se utilice conjuntamente acero al carbono y acero inoxidable, deberá considerarse en su dimensionamiento el efecto de dicha dilatación térmica diferencial.

Cuando las propiedades no magnéticas de los grados austeníticos 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 austenítico aleado, puede aumentar también la permeabilidad magnética; un posterior recocido restablecería las propiedades no magnéticas.

1.12 Propiedades mecánicas del acero AISI 316.

Según, Key to Steel, (2002) las propiedades mecánicas de este material dependen del tipo de aleación y son función del proceso de fabricación y de los tratamientos superficiales a los que ha sido sometido.

La principal diferencia entre el acero inoxidable y el acero al carbono es la forma del diagrama a tensión – deformación. Mientras que el acero al carbono tiene un comportamiento elástico lineal hasta el límite elástico y luego presenta, en la mayoría de los casos, un claro escalón de cedencia, la curva del acero inoxidable es claramente no lineal, sin límite elástico. Como consecuencia de este comportamiento no lineal del material, el acero inoxidable pierde rigidez a partir de bajos niveles de tensión. El límite elástico en acero inoxidable se determina como la tensión correspondiente a un determinado valor de la deformación plástica remanente, generalmente del 0,2 % (Mejias, 2005)

El conformado en frío es una vía para mejorar las propiedades mecánicas de los aceros inoxidables, especialmente el límite elástico, por considerarse relativamente bajo con respecto a otros materiales. La reducción en sección, o el trabajo en frío, aumenta el límite elástico y la tensión a la rotura, mientras disminuye la capacidad del acero al alargamiento.

Tabla 1.2 Propiedades mecánicas del acero AISI 316(Key to Steel, 2002)

Dureza (Brinell)	Recocido	[HB]	130 – 185
	Trabajo en frío		
Dureza (Rockwell)	Recocido	[HRB]	70 – 85
	Trabajo en frío	[HRC]	
Resistencia a la tracción	Recocido	R_m (N/mm ²)	540 – 690
	Trabajo en frío		
Límite elástico	Recocido	R_p (N/mm ²)	205 – 410
	Trabajo en frío		
Elongación en 50 mm	Recocido	[%]	64
	Trabajo en frío		
Resistencia al impacto		kcul(J/cm ²)	160
		kvll(J/cm ²)	180

Tabla 2.3 Propiedades mecánicas a elevadas temperaturas del acero AISI 316 (key to Steel, 2002).

Temperatura (°C)	Límite de fluencia [N/mm ²]
A 550 °C	82
A 600 °C	62
A 700 °C	20
A 800 °C	6,5
	Límite de elasticidad ($\sigma_{E(0,2)}$) [N/mm ²]
A 300 °C	140
A 400 °C	125
A 500 °C	6,5

1.13 Simulación del proceso de soldadura por el Método de Elementos Finitos (MEF)

El problema de determinar los coeficientes de transferencia térmica dependientes del tiempo a partir de las evoluciones temporales de la temperatura en algunos puntos del material, es un ejemplo de lo que se denomina un problema inverso de conducción de calor fueron determinados por (Pero-Sanz, 2000).

Burgos y García (2004) obtuvieron las tensiones residuales a lo largo de un cordón de soldadura mediante métodos analíticos y experimentales, para uniones a topes de acero AISI 316 en el proceso de soldadura por arco sumergido (SAW), donde se demostró que los valores nodales de tensiones residuales a partir de su relación con los desplazamientos en el modelo creado en MEF se corroboran con los logrados por vía experimental mediante la técnica de relajación de tensiones con orificios ciegos.

El modelo de plasticidad utilizado en los análisis por elementos finitos es incremental, basado en el invariante J_2 , con ley de flujo asociada a la superficie de fluencia de Von Mises. Se consideró además un comportamiento isótropo y continuo. Dicho modelo de plasticidad proporciona buenos resultados en la modelización del comportamiento plástico de materiales metálicos, donde el movimiento de dislocaciones es el principal responsable, demostrado por (Mata, 2001).

Rodríguez *et al.*, (2006) obtuvieron el mapa de distribución de tensiones en la vecindad de los horadados de alimentación utilizando el Método de los Elementos Finitos (MEF),

identifican las posibles formas en que pueden producirse las roturas, a saber, desde el interior del horadado hacia la superficie del cilindro o desde la superficie del cilindro hacia el interior.

3.14 Conclusiones del capítulo I

- ✓ El análisis bibliográfico referido al mecanismo de rotura permitió profundizar en los elementos teóricos para investigar la influencia de los 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.
- ✓ El análisis permitió hacer una selección de uno de los métodos para analizar, la distribución de temperatura durante el proceso de soldeo y la obtención del ciclo de envejecimiento.

CAPITULO II

CAPÍTULO II. MATERIALES Y MÉTODOS

2.1 Introducción

El segundo capítulo desarrolla los conceptos fundamentales relacionados con análisis de las propiedades mecánicas, microestructural y por el método de elementos finitos (MEF).

Se establece el diseño del plan experimental y se describen las normas y procedimientos del proceso de experimentación. Al mismo tiempo se fundamentan las propiedades a investigar y se establecen los parámetros que caracterizan el mecanismo de rotura.

Finalmente, se desarrollan los procedimientos que permitan determinar el comportamiento del material bajo las condiciones de trabajo dada.

En este capítulo se plantea como **objetivo**:

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

2.2 Análisis de la frecuencia de rotura en las líneas de recirculación

La forma de rotura y el tipo de falla se infiere a través del análisis de las superficies de rotura y la comparación de los datos disponibles en dependencia de las condiciones de operación de las líneas de recirculación para el transporte de licor amoniacal y de las cargas que actúan, por lo que se hace necesario determinar la frecuencia de fallo de la línea para establecer la relación entre estos y su influencia en la durabilidad.

Se requiere de un análisis completo teniendo en cuenta que la corrosión y el envejecimiento propio del proceso pueden conducir a cambios en la estructura metalúrgica de los componentes, lo que afectaría la longevidad de los mismos, efectos que se acentúan cuando se producen condiciones anormales de trabajo.

2.3 Fundamentación de las propiedades a investigar

Las roturas en las líneas de recirculación para el transporte de licor amoniacal 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 procedimiento de soldadura, el medio corrosivo en el que se encuentra y la variación de microdureza producto a elevadas temperaturas.

Lo expuesto trae consigo el empleo de técnicas de ensayos para identificar el carácter de la rotura en las líneas de recirculación para el transporte de licor amoniacal. Para ello se planificaron los experimentos y cálculos siguientes:

1. Análisis químico
2. Análisis metalográfico
3. Ensayos de dureza y microdureza
4. Realizar el cálculo de resistencia mecánica
5. Análisis de pérdida de espesor
6. Simulación del comportamiento en el proceso de soldeo

2.3.1 Selección y preparación de muestras

Los registros de averías (Libro de registro de datas y averías, 2005- 2009), el seguimiento a la durabilidad de las partes de las líneas de recirculación para el transporte de licor amoniacal y los resultados obtenidos en investigaciones previas, condujeron a establecer el criterio de selección y la línea a estudiar, según la frecuencia de rotura manifestada.

Se tomaron un total de 12 muestras provenientes de todas las zonas de rotura predominantes y algunas de las zonas con mayor durabilidad para comparar el comportamiento del material en ambas. Se tomaron muestras de material virgen perteneciente a planchas de acero AISI 316 destinadas a la laminación de tubos, según el procedimiento establecido en la norma NC 04 - 75: 86. En todos los casos, las muestras se replicaron con un tamaño igual a tres.

Las probetas se cortaron con el empleo de máquina de cinta marca Kaltenbach GmbH tipo KBS – 400 para seccionar metales de hasta 25 mm y una sierra mecánica de dientes pequeños con enfriamiento constante. Luego se marcaron para su posterior identificación durante la investigación.

Se realizaron operaciones de preparación y pulido en el laboratorio de Ciencia de los Materiales del ISMMM, para lo que se siguió la siguiente secuencia:

- ✓ **Fresado:** se realizó con una fresadora horizontal marca 6 P 82 л, fresa Sándwich con vástago CNGA R 25 25 M 12, plaquita T - MAX - CUT 12 04 12 de calidad T 025 20 (SANDVIK Coromant Corokey, 1996), abundante refrigeración y así lograr una superficie que presentara el mejor acabado, los regímenes de corte fueron $n = 350$ rev/min; $S = 125$ mm/rev (Casillas, 1987),
- ✓ **Rectificado:** se rectificaron dos caras en una rectificadora horizontal 6T – 82 -1 con refrigeración continua y los análisis se realizaron en dichas caras,
- ✓ **Pulido:** El pulido con los papeles abrasivos se realizó variando la granulometría del mismo al ser aplicadas a la pieza de trabajo, desde la más gruesa a la más fina. Se emplearon lijas del tipo No 180, 400 y 600, esta operación se llevó a cabo con la lija montada sobre una placa de vidrio cambiando el sentido del lijado 90° al pasar de un pliegue a otro, de manera que se elimine la capa de metal distorsionado y deslizado dejado por el anterior, esto permite obtener una superficie lisa y pulida, libre de impurezas o ralladuras, por último las muestras se pasaron en una pulidora metalográfica marca MONTASUPAL (ubicada en el laboratorio de Ciencia de los Materiales del ISMM), para el acabado final se utilizó un paño de fieltro grueso usando como sustancia abrasiva el óxido de cromo. se utilizó una pulidora metalográfica modelo Rathenow-43 con el uso de papeles abrasivos de diferentes (350, 500, 600 y 800), paños de fieltro y una solución de pasta abrasiva de óxido de cromo con granulometría de $3 \mu\text{m}$,
- ✓ **Limpieza:** se sumergieron en acetona para eliminar restos no deseados. Finalmente se sumergen en etanol absoluto, lo que elimina impurezas y humedad,
- ✓ **Secado:** se secaron con aire caliente a presión para eliminar cualquier vestigio de humedad.

A continuación se describen el conjunto de métodos, procedimientos y técnicas que complementaron los experimentos realizados.

2.3.2 Análisis químico

Se efectuó el análisis químico de las muestras en un espectrómetro cuántico de masa ESPECTROLAB 230 con electrodo de carbón bajo arco sumergido en atmósfera de argón. Se comparó la composición química de las muestras con los estándares establecidos para conocer su correspondencia con la aleación a investigar.

2.3.3 Análisis metalográfico

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 vídeo acoplada y tensión de aceleración entre 10 y 20 kV.

2.3.4 Ataque químico de las superficies a investigar

Se realizó el ataque químico, de manera manual con agua regia, una vez desarrollada la preparación de las probetas, para revelar la estructura general. La composición del reactivo y las condiciones en las que se aplicó el ataque se muestran en la tabla 2.1.

Tabla 2.1. Composición del agua regia.

Reactivo	Composición química	Forma y tiempo	Observación
Agua regia	20 mL HNO ₃ 60 mL HCl	Inmersión ± 30 s	Estructura general

Se aplicó además un ataque con reactivo Beraha II (Fosca *et al.*, 1996) con inmersión de las muestras, lo que permite observar la estructura y sus fases de manera coloreada. Después de atacadas, las muestras se lavaron con agua destilada, se sumergieron en alcohol durante 5 segundos.

2.4 Evaluación de la microdureza (VH)

El ensayo de microdureza se aplica para la determinación de la dureza de volúmenes microscópicamente pequeños de metal. La microdureza se determina en aparato especial que consta de un mecanismo de carga con punta de diamante y de un microscopio metalográfico. Para el ensayo se utilizó un microscopio modelo: PMT - 3 N0168 de fabricación soviética, según los procedimientos de las normas NC 04 - 11: 72

y ISO 6507 - 3: 99. La superficie de la probeta se preparó de la misma manera que para el análisis microestructural. El número de dureza H se determinó por el tamaño de las diagonales reflejadas en la observación. Se efectuaron como mínimo tres mediciones para cada muestra en diferentes lugares, con una carga de 50 kg, y un tiempo de aplicación de 15 segundos. El tipo de penetrador utilizado fue el de pirámide de diamante de 1360, realizando el cambio de la carga de forma manual (ASTM E 92 – 82).

2.5 Elaboración mecánica de las probetas para la soldadura

Las operaciones de corte para la toma de las probetas, se realizaron con segueta mecánica, garantizando un constante y severo régimen de enfriamiento evitando que el calentamiento producido por la fricción durante el proceso de corte pudieran aparecer transformaciones en la estructura por efecto de la acritud. Las dimensiones de las probetas son de longitud 100 mm y 50 mm de ancho y espesor de 10 mm (ASTM E 646 – 00).

2.6 Electrodo empleados en el proceso de soldadura de las probetas

Según los reportes técnicos de la planta de recuperación de Amoniaco (Reportes y averías, 2005), los electrodos utilizados en la unión de los tubos son: E 309 – 16, (AWS, 2008), E 310 – 16 (AWS, 2008), con una resistencia a la tracción de 62 kgf/mm² y 60 kgf/mm²; una elongación de un 40% y 40% respectivamente. Son del tipo básico y permiten realizar cordones de soldadura en todas posiciones, la composición química de los mismos se expone en las tablas 2.2 y 2.3, según lo establecidos en las normas AWS - A5 - 28:79 y ASME SFA 5 – 28: 2006. En menor medida se empleó el proceso de soldeo, electrodo E 316L - 16 (AWS, 2008), E HI Ti 19 9 2 23 (DIN, 2008), que posee una resistencia a la tracción de 55 kgf/mm² y con elongación de 41 %, la composición química estándar de depósito de este electrodo se muestra en la tabla 2.4.

Tabla 2.2. Composición química del electrodo E309 – 16.

Elementos	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni
%	0,06	1,32	0,015	0,012	0,65	24,20	12,90

Tabla 2.3. Composición química del electrodo E310 – 16.

Elementos	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni
%	0,09	1,25	0,012	0,010	0,42	21,00	27,10

Tabla 2.4. Composición química del electrodo E316L – 16.

Elementos	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo
%	0,03	0,8	0,003	0,031	0,70	18,50	11,70	2,5

Un electrodo recubierto es una varilla que tienen un núcleo metálico (alma) de composición normalmente similar a la del metal base, cuya función es conducir la energía eléctrica para la formación del arco y mediante su fusión (fundamentalmente) garantizar el metal de aporte para la formación de la costura soldada. El electrodo consta además de un revestimiento a base de sustancias químicas que cumple varias funciones y posee además un extremo no revestido que permite fijarlo en el portaelectrodo. La elección de los electrodos se realizó según recomendaciones (AWS - A5 – 28 - 79, ASME SFA 5.28, 2006).

✓ **Electrodo E 316 L 16**

Electrodo de alto rendimiento y extra bajo contenido de carbono para aceros inoxidable y resistentes a los ácidos.

AWS A 5. 4. E 316 L 16

DIN 8556 E HI Ti 19 9 2 23

UTP 68 TiMo

Características de la soldadura

Suelda en todas las posiciones excepto vertical descendente. Tiene un arco estable y sin salpicaduras. El arco se enciende y reenciende con facilidad. La escoria se quita sin dificultad. La superficie del cordón tiene un aspecto liso y limpio sin socavaciones. Se usa para unir y revestir aceros del tipo Cr – Ni – Mo 18/11/2.5, así como en aceros fundidos de tipo semejante. Se suelda también aceros chapeados de la misma composición química.

✓ **Electrodo E 309 – 16**

Electrodos especiales de revestimiento rutilico para aceros al 22/12 CrNi resistente a la corrosión y al calor, no estabilizado (UTP 6824), de bajo carbón (UTP 6824 LC, estabilizado (UTP 6824 Cb).

✓ **Electrodo E 310 – 16***

Electrodo de Cr – Ni totalmente austenítico, para aceros resistente a la corrosión y a temperaturas altas (hasta 1200⁰C).

UTP 68 H

AWS A 5. 4. E 310 – 16*

DIN 8556 E 25 20 R 26

2.7 Determinación del número de ferrita por el diagrama de Schaeffler

El diagrama de Schaeffler interrelaciona la composición química del metal base y del electrodo con la estructura metalográfica de los mismos, este diagrama es utilizado para determinar las condiciones de soldabilidad de los aceros inoxidable.

Campo de aplicación: relaciona la estructura del acero con la composición química total de este, teniendo en cuenta la influencia del resto de los elementos aleantes y agrupándolos en dos grupos, los que favorecen la formación de la fase austenítica (gammágenos, Ni, Mn, C) y los que favorecen la formación de la fase ferrítica (alfágenos, Cr, Mo). En la figura 2.1 se muestra el diagrama de Schaeffler, el cual se empleará para determinar el porcentaje de ferrita, considerando el metal base y los diferentes tipos de electrodos empleados en la experimentación.

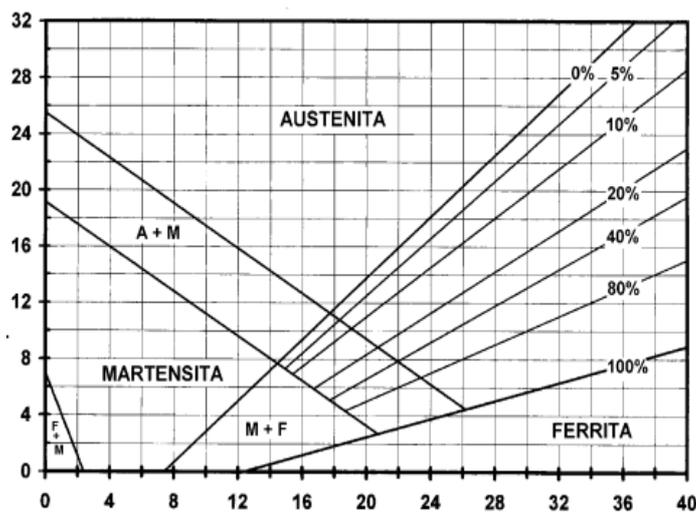


Figura 2.1 Diagrama de Schaeffler (Di Caprio, 1999)

Para determinar el porcentaje de ferrita se determina el cromo y el níquel equivalente, a partir de la composición química del metal base y el electrodo empleado, a través de las ecuaciones 2.1 y 2.2.

$$C_{req} = \%Cr + \%Mo + 1,5 \cdot \%Si + 0,5 \cdot \%Nb \quad (2.1)$$

$$N_{ieq} = \%Ni + 30 \cdot \%C + 0,5 \cdot \%Mn \quad (2.2)$$

Coincidiendo con González (1989); Davis (1997) y Steinkush (1998) la mayor limitación en la constitución de los diagramas normalmente usados es el hecho que la influencia de unir los elementos en el volumen de la ferrita es independiente de la aleación en la composición y la presencia o ausencia de otros elementos unidos, reflejado por los coeficientes constantes en el cromo y níquel expuesto en las ecuaciones 2.1 y 2.2.

Autores como Beddoes, (1999) y Burgan, (1993) recomiendan el uso del diagrama de Long cuando en la aleación existan porcentajes significativos de Nitrógeno (gammágeno), Titanio, y Niobio (alfágenos).

2.8 Cálculo de la resistencia mecánica en tuberías de acero AISI 316

Debido a las características del elemento analizado y las condiciones de trabajo expuestas, para el cálculo de los esfuerzos mediante el método expuesto por (Craig, 2002), para el mismo no se realizó un estudio estructural estático con influencia de la temperatura a la cual se transporta el licor amoniacal el cual se transporta a una presión de 4 kgf/cm². Producto que la variación de temperatura sólo alcanza 50 °C y para estos valores la variación en la rigidez del el acero inoxidable AISI 316 en casi nula, por lo antes expuesto el análisis tenso deformacional se desarrolló a partir de cálculo a presión y de la resistencia a tracción de la unión tubular soldada.

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

$$\sigma_z = \frac{p_1 a^2 \left(1 + \frac{b^2}{a^2}\right) - p_2 b^2 \left(1 + \frac{a^2}{b^2}\right)}{b^2 - a^2} \quad (2.3)$$

$$\sigma_r = \frac{p_1 a^2 \left(1 - \frac{b^2}{a^2}\right) - p_2 b^2 \left(1 - \frac{a^2}{a^2}\right)}{b^2 - a^2} \quad (2.4)$$

donde:

P_1 - Presión en el interior del tubo; N / mm^2

P_2 - Presión en el exterior del tubo; N / mm^2

a – radio interior del tubo; 240 mm

b – radio interior de tubo; 250 mm

las tensiones admisibles, las cuales se determinan aplicando tercera hipótesis de resistencia, (Craig, 2002).

$$\sigma_{eq} = \sigma_z - \nu \sigma_r \leq [\sigma] \quad (2.5)$$

La variaciones del radio se calcularon según (Craig, 2002)

$$\Delta r_1 = \frac{r_1}{E} \left[p_1 \left(\frac{b^2 + a^2}{b^2 - a^2} + \mu \right) - 2p_2 \frac{b^2}{b^2 - a^2} \right] \quad (2.6)$$

$$\Delta r_2 = \frac{r_2}{E} \left[2p_1 \frac{a^2}{b^2 - a^2} - p_2 \left(\frac{b^2 + a^2}{b^2 - a^2} - \mu \right) \right] \quad (2.7)$$

El desplazamiento radial (δ) en el interior del tubo se determina según (Craig, 2002).

$$\delta = \frac{a}{E(b^2 - a^2)} \left\{ p_1 a^2 \left[1 + \frac{b^2}{a^2} - \mu \left(1 - \frac{b^2}{a^2} \right) \right] - p_2 b^2 \left[1 + \frac{a^2}{a^2} - \mu \left(1 - \frac{a^2}{a^2} \right) \right] \right\} \quad (2.8)$$

Siendo: E y μ el modulo de elasticidad longitudinal y el coeficiente de Poisson del material del tubo respectivamente.

2.8.1 Ensayos de tracción a escala de laboratorio

La comprobación experimental del mecanismo de rotura en la línea de recirculación para el transporte de licor amoniacal se realizó mediante los ensayos de tracción de las probetas de acero inoxidable austenítico (AISI 316), establecidos por las normas ASTM E 8M / E 9, se realizaron en el laboratorio de Resistencia de Materiales del ISMMM, en una máquina DNS 200, de fabricación china, operada por ordenador y con una capacidad

máxima de 200 kN. Los ensayos de se le realizaron a probetas rectangulares de 120x40x10 según lo establecido en la norma antes mencionada.

2.8.2 Cálculo teórico de la resistencia de uniones soldadas

Según sean las formas en que deban unirse dos o más piezas, los cordones de soldadura a realizar con el material aportado presentan distintos tipos.

Cuando se realiza una soldadura, se debe conocer previamente si la misma cumplirá con el fin propuesto, esto es que tenga la resistencia adecuada, pudiendo ser menor, igual o mayor que la resistencia propia del material de las piezas que se están uniendo. Por este motivo, es necesario realizar el cálculo de la sección del cordón de soldadura que se deberá ejecutar a los efectos de su dimensionamiento adecuado, teniendo en cuenta las características del metal a unir, las del electrodo a utilizar y las condiciones de trabajo a la que estará sometida la pieza.

$$\tau_s = \frac{Q}{A_s} \leq [\tau]_s \quad (2.9)$$

Donde:

Q. fuerza cortante; N

As. Área de la soldadura; mm²

$$A_s = h \cdot L \quad (2.10)$$

Donde:

L. Longitud del cordón de soldadura; mm.

h. ancho de cordón de soldadura; mm.

Para determinar el ancho del cordón de soldadura, es posible realizarlo con el empleo de funciones trigonométricas (como se puede observar en la figura 2.4) está en función del cateto de soldadura (k).

$$h = 0.7 \cdot k \quad (2.11)$$

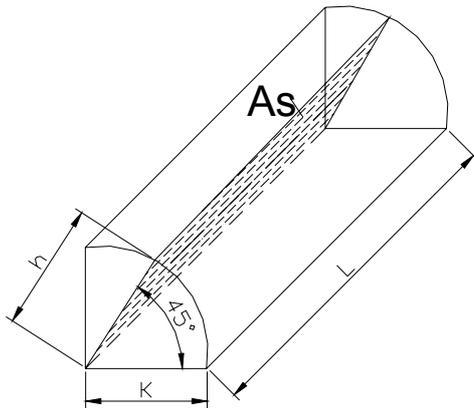


Figura 2.4 Sección del cordón de soldadura

2.9 Modelación y simulación por el Método de Elementos Finitos

La simulación del comportamiento durante el proceso de soldadura se realizó por medio del método de los elementos finitos (MEF) para verificar la conducta de los materiales sometido a las elevadas temperaturas. Dichos métodos garantizan 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).

2.9.1 Simulación por el Método de Elementos Finitos del proceso de soldadura

Durante la soldadura hay proceso térmico transitorio donde se tiene en cuenta los problemas de transferencia de calor conducción 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 coeficiente de expansión térmica 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 de solidificación son:

1. Temperatura de fusión (1250 - 1535 °C),
2. conductividad térmica del AISI 316,
3. coeficiente de expansión térmica,

4. coeficiente de Poisson,
5. capacidad de calor específico,
6. módulo de dilatación,
7. módulo de elasticidad longitudinal,
8. módulo de elasticidad transversal.

2.9.1.1 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 “SOLID93”. 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.

2.9.1.2 Selección de la temperatura de análisis

Se seleccionaron valores de temperaturas representativas en dependencia del electrodo a utilizar en el proceso anteriormente mencionado, se tomó como rango de temperatura de interés el comprendido entre 1250-1535 °C.

Como temperaturas representativas se consideraron: 700, 900 y 1100 °C. La utilización de idénticos valores de temperatura y tensiones aplicadas para las simulaciones y ensayos, permite realizar la validación de los resultados teóricos y experimentales a partir del correspondiente análisis estadístico de los mismos para establecer la idoneidad de los modelos que describen el comportamiento de las características tenso - deformacionales y microdureza objeto analizado.

2.9.1.3 Algoritmo para la simulación (ANSYS versión 11.0)

El algoritmo desarrollado por etapas para el análisis que desarrolla el paquete ANSYS fue (ver anexo 3):

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

Segunda etapa: Modelado de tubos inoxidables 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.

2.10 Análisis de corrosión en tubos de acero AISI 316

De La Heras *et al.*, (2004) y Lins *et al.*, (2005) plantean que la corrosión esté originada por reacción química, la velocidad a la que tiene lugar dependerá en alguna medida de la temperatura y de la concentración de los reactivos y de los productos. Factores como el esfuerzo mecánico y la erosión también, pueden contribuir al deterioro.

Muchos metales sufren corrosión en mayor o menor grado por el agua y la atmosfera, los metales también son corroídos por ataque químico directo procedente de soluciones químicas. Los metales pueden degradarse por una reacción química con el medio y es lo que se le conoce cuando va acompañado de altas temperaturas (Lins *et al.*, 2005).

2.10.1 Determinación de la pérdida de espesor en tubos de acero AISI 316

La corrosión puede ser determinada por diferentes métodos, teniendo en cuando la disponibilidad del equipamiento en nuestro trabajo empleamos el método volumétrico, con el objetivo de obtener la pérdida de espesor en los tubos de acero inoxidable AISI 316 que conforman la líneas de recirculación para el transporte de licor amoniacal.

Los instrumentos que se emplearon para la medición de espesores de los perfiles analizados son:

1. Cinta métrica,
2. Pie de rey,
3. Martillo de mano,
4. Medidor de espesor ultrasónico DMS-2.

Las mediciones se realizaron durante las diferentes reparaciones realizadas: las misas se realizaron en los tramos rectos donde las tuberías se mantienen normalmente secas y en la zona de mayor derrame de licor.

2. 11 Diseño de experimento

Para la confirmación de la hipótesis se escogió un diseño de experimento factorial completo (Gutierrez y De la Varas, 2003), con dos variables y dos niveles. Este método

de planificación estadística de la investigación, establece el número de ensayos (N) a realizar.

Las diferentes probetas se prepararon con longitud de 100 mm, ancho de 50 mm y espesor de 8 mm, se cortaron longitudinalmente de la sección del tubo, en una sierra del tipo sinfín, después de cortada y antes de soldarla se procedió a puntearla en ambos extremos para de esta forma evitar alabeo y distorsiones, fueron sometida a proceso de soldeo en diferentes condiciones, la selección de los diferentes electrodos se basa en buscar un material de aporte que en dependencia de la deposición, también pueda emplearse para atenuar los problemas que ocurren en el cordón de soldadura por las condiciones de trabajo de la línea de recirculación. Las muestras para la observación microscópica fueron cortadas con longitud de 25 X 25 (Norma ASTM E 92), se propone realizar el tratamiento matemático de las variables involucradas en el proceso que después de un estudio preliminar de tema, se considera que son las más importantes:

- ✓ Temperatura,
- ✓ porcentaje de Cromo equivalente,
- ✓ microdureza.

La Temperatura: (T): Es una variable cuantitativa, implica la aplicación de calor altamente localizado en metales que responden a la ley física de expansión contracción, capaces de afectar su estructura y en condiciones de movimiento restringido, de esta manera se puede afirmar que durante el calentamiento que la soldadura impone a una pequeña parte de las piezas, el aumento de volumen de esta resulta impedido por el calentamiento desigual del metal base y por el grado de embridamiento que tenga la misma, por lo que el crecimiento de volumen libre será función directa del gradiente de temperatura "T", (Glizmanenko, 1975, Guliaev, 1999).

Los niveles escogidos, mínimos y máximos, se realizan teniendo en cuenta los gradientes de temperatura generados durante el proceso de soldadura y el porcentaje de cromo equivalente que se forma en el proceso de unión.

El Cromo (% Cr eq). Elemento alfégeno, suele estar unido a otros elementos como el níquel y el molibdeno, en los aceros ligeramente aleados de construcción aumenta la templabilidad del acero. El cromo presenta otro inconveniente desde el punto de vista de la soldabilidad operatoria, y es que forma óxido de cromo, material refractario que es indispensable eliminar con un flujo decapante en el soldeo. Dado que el óxido de cromo se elimina más fácilmente con escoria básica, los electrodos con alma de acero al cromo deben poseer preferentemente revestimiento básico. Este elemento de adición actúa claramente sobre la templabilidad de la zona de transformación durante el soldeo, (Rosario, 1999).

Microdureza (HV): Variable cuantitativa, define el comportamiento del proceso, es la que se medirá al concluir la rigidización de cordón de soldadura.

Actualmente se admite que la microdureza es uno de los parámetros más importante de los materiales. Se admite también que este parámetro es el más importante en cuanto a la influencia en la resistencia a la corrosión.

La elección de cada uno de los niveles está determinada por el mayor o menor grado de endurecimiento que se quiere lograr en el material, o lo que es lo mismo, por la mayor o menor homogeneidad en la estructura.

Se realizará el tratamiento matemático de las variables involucradas en el proceso que después de un estudio preliminar, se consideran que las más importantes son las que aparecen reflejadas en la tabla 2.5.

Tabla 2.5. Parámetros de entrada del experimento

Parámetros	Símbolo	Niveles	
		Min.	Máx.
Temperatura (°C).	T	700	1100
Cromo Equivalente (%)	V	20	28
Microdureza(HV)	H	HV	HV

Una vez definidas las variables y sus niveles, se realizó la experimentación física, con el empleo de un diseño factorial (Hernández-Sampieri, 1991; Chacin, 2000) para estimar y

comparar los efectos de los factores seleccionados, sus interacciones y la estimación de la varianza.

El número de experimentos a realizar se determina acorde a la siguiente expresión:

$$N = n^k \quad (2.12)$$

Donde:

N = Número de experimentos.

K = Número de factores.

N= Número de niveles

El número de experimento cuando intervienen k factores con dos niveles cada uno (-1 y +1), se determina con un arreglo de la función exponencial: $N = 2^k$

En este caso, se analizará la influencia de dos factores, de aquí que $k = 2$ luego, el número de experimento sería: $N = 2^2 = 4$ experimentos.

La matriz de planificación de experimentos se expone en la tabla. 2.6

Tabla 2.6 Matriz de planificación del experimento.

No. Exp.	X ₁	X ₂	T(° C)	Cr eq (%)
1	1	1	1100	28
2	-1	1	700	28
3	-1	-1	700	20
4	1	-1	1100	20

En total, para el desarrollo de los experimentos se utilizarán 12 probetas soldadas empleando el proceso de soldadura (probetas marcadas todas del 1 al 4, seguido de la letra “a” para la primera réplica, la letra “b” para la segunda, y la letra “c” para la tercera réplica).

2. 11.1 Procesamiento estadístico de los datos

Para comprobar la idoneidad de los modelos se desarrolló el tratamiento estadístico de los resultados, simulados y experimentales, con la utilización del tabulador Microsoft Excel 2007 y el paquete estadístico Statgraphics⁺, lo que permitió establecer la necesaria correspondencia entre las observaciones teóricas y las experimentales.

3.12 Conclusiones parciales de Capítulo I

- ✓ Se ha realizado la fundamentación de las propiedades a investigar a partir de la necesidad de descripción y caracterización de tubos con agujero transversal para definir sus principales regularidades a través del empleo de métodos de investigación
- ✓ la utilización de un diseño factorial de planificación de experimentos que ofrece la posibilidad de estimar la incidencia de dichas variables en el comportamiento mecánico y funcional del acero AISI 316, así como los posibles efectos de la interacción.
- ✓ El método de cálculo establecido permite definir, si la rotura en la cercanía del cordón de soldadura de las de recirculación para el transporte de licor de Amoniaco es producto de las cargas externas o asociada al mal soldeo.

CAPITULO III

CAPÍTULO III. RESULTADOS EXPERIMENTALES Y SU DISCUSIÓN

3.1 Introducción

En este capítulo se exponen los resultados derivados del trabajo experimental, y a partir de los mismos, las expresiones matemático estadísticas que describan las regularidades del comportamiento mecánico y funcional del acero AISI 316 durante el proceso de soldadura, con el empleo de diferentes electrodos, en las condiciones descritas en los experimentos. Así mismo se revela a partir del análisis metalográfico, y los modelos experimentales obtenidos.

Finalmente, se realiza una evaluación del procedimiento tecnológico para la soldadura de acero AISI 316.

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 316 de acuerdo con las especificaciones de ASTM (Wegst, 1995 (DIN 1.4541) laminado austenítico.

Tabla 3.1. Comparación de la composición química del AISI-316

Material	C	N ₂	Mn	P	Cu	Ni	Cr	Mo	Si	S
Probetas	0,055	0,046	1,6	0,031	0,289	10,29	16,88	2,18	0,30	0,030
AISI 316	≤0,08	≤0,05	≤2,0	0,045	≤0,3	10-14	18-18	2,0-3,0	≤0,75	≤0,03

En las tablas 3.2 y 3.3, se puede observar el promedio de las mediciones de la composición de la deposición de los cordones, en las existe ligera variación en los elementos químicos como: carbono, manganeso y cobre, lo cual no afectará significativamente la resistencia de depósito.

El promedio de las mediciones de la composición de los depósitos soldados con los electrodos E 309 – 16 y E 310 – 16*se muestra en la tabla 3.4 y 3.5 respectivamente en los mismos se puede apreciar incremento en el contenido de carbono y de silicio, así

como la disminución en la cantidad de molibdeno los que favorecerán la agrietabilidad de la capa subyacente, dando lugar a la formación de carburos.

✓ **Muestras soldadas con electrodos E 316 L 16**

Tabla 3.2. Composición química del cordón de soldadura de la probeta 1.

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Co
0,04	0,31	1,06	0,028	0,006	18,05	2,34	11,55	0,0104	0,16
Cu	Ti	V	W	Pb	Sn	As	B	Fe	
0,25	0,0190	0,08	0,04	0,002	0,003	0,021	0,0010	66,01	

Tabla 3.3. Composición química del cordón de soldadura de la probeta 2

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Co
0,03	0,28	0,95	0,029	0,006	18,10	2,34	11,55	0,0100	0,17
Cu	Ti	V	W	Pb	Sn	As	B	Fe	
0,26	0,0153	0,08	0,04	0,002	0,005	0,023	0,0010	66,12	

✓ **Muestras soldadas con electrodos E 309 – 16**

Tabla 3.4. Composición química del cordón de soldadura de la probeta 3

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Co
0,05	0,60	0,87	0,025	0,003	22,34	0,39	12,55	0,0130	0,16
Cu	Ti	V	W	Pb	Sn	As	B	Fe	
0,21	0,0110	0,06	0,03	0,002	0,001	0,021	0,0010	62,68	

✓ **Muestras soldadas con electrodos E 310 – 16**

Tabla 3.5. Composición química del cordón de soldadura de la probeta 4.

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Co
0,09	0,41	1,26	0,020	0,002	24,84	0,35	18,97	0,0075	0,08
Cu	Ti	V	W	Pb	Sn	As	B	Fe	
0,18	0,0234	0,06	0,03	0,002	0,003	0,023	0,0010	53,65	

Las muestras soldadas con electrodos E 309 – 16 y E 310 – 16*, debido al calentamiento excesivo durante el proceso los átomos de carbono se precipitaran como formando fases secundarias, lo que genera la sensibilización de estas uniones.

3.3 Resultado de análisis metalográfico

En las micrografías, se muestran imágenes de la estructura metalográfica presente en la probeta patrón antes de ser sometida al proceso de soldeo, arrojó una estructura típica del acero AISI 316, como se observa en la figura 3.1. La micrografía revela la presencia de una matriz austenítica con presencia de aisladas inclusiones y borde de los granos bien definido.

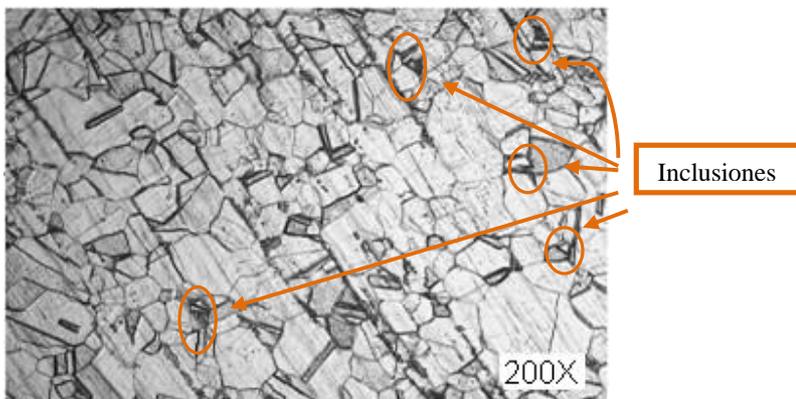


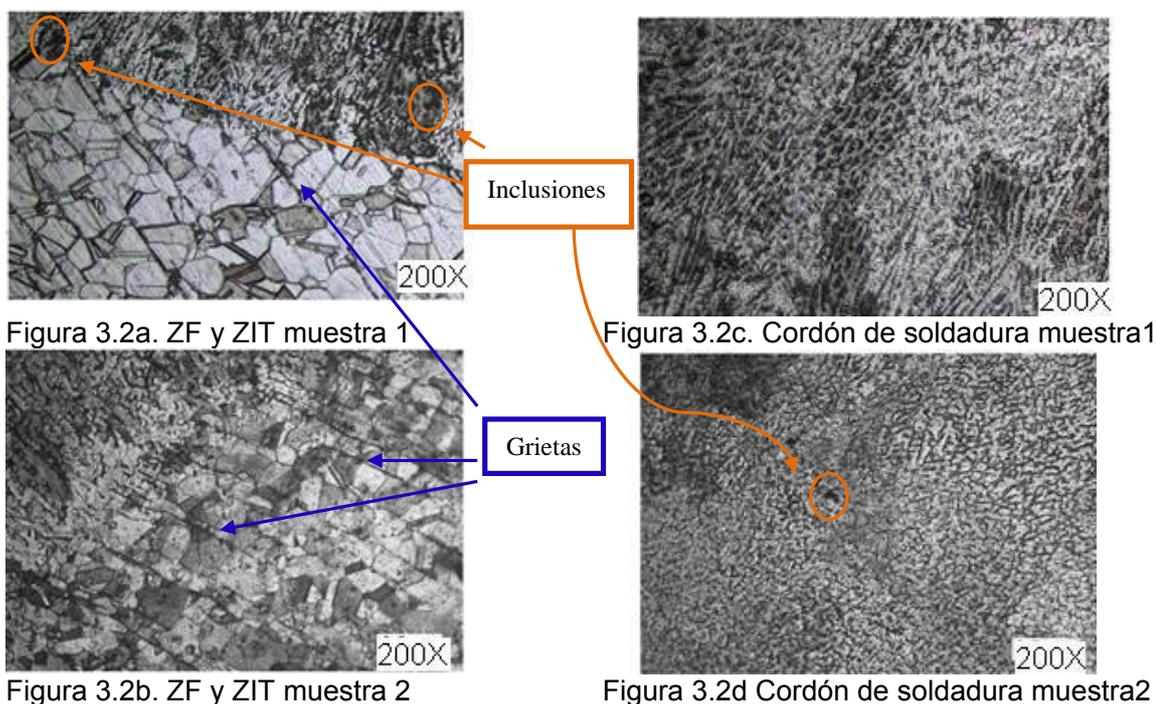
Figura 3.1 Estructura metalográfica del acero AISI 316 antes de la soldadura

Se puede apreciar la existencia de inclusiones no metálicas de forma acicular, y carburos en la estructura de diferentes tamaños y configuración en las muestras soldadas con los distintos electrodos (figura 3.2, 3.4, 3.6).

El tamaño promedio del grano según norma es de dos a tres la misma se muestran en la este resultado se corresponde con lo reflejado en la literatura; según (Guliaev, 1983; CIME, 1993; Callister, 1999).

3.3.1 Análisis metalográfico de las muestras soldadas con E 316 L 16

En las figuras 3.2a y 3.2ba se muestran la microestructura de la zona fundida (ZF) y la Zona Influencia Térmica (ZIT) y las figuras 3.2c y 3.2d, del cordón de soldadura de la muestra 1 y 2



Las figuras relacionadas anteriormente muestran una estructura transitoria austenita + ferrita, donde la martensita se descompuso para formar sorbitas o carburo finocoalescido en una matriz de ferrita. En la parte superior de las figuras se observa el cordón de soldadura, el cual presenta dos tipos distintos de estructura, siguiendo una orientación definida. La primera estructura puede estar definida por el calentamiento de 180° aplicado a la muestra.

Como se puede observar la estructura austenítica del material base, no se ven afectadas significativamente por las altas temperaturas que se alcanzan en la zona afectada por el calor (ZAC). La austenítica es de alta resistencia a la tensión, al impacto y al mismo tiempo dúctil.

3.3.1.1 Análisis de la microdureza en las muestras soldadas con E 316 L 16

Como se observa en la figura 3.3 la matriz metálica mantiene un patrón de microdureza casi constante con un valor promedio de HV 253,7, no siendo así en las fases secundarias, que presentan mínimos de HV 500 y picos de hasta HV 680, como se muestra en la figura 3.3, existe una gran diferencia entre ambos, observándose que los compuestos de fases secundarias toman valores promedio HV 584 (ver anexo 1).

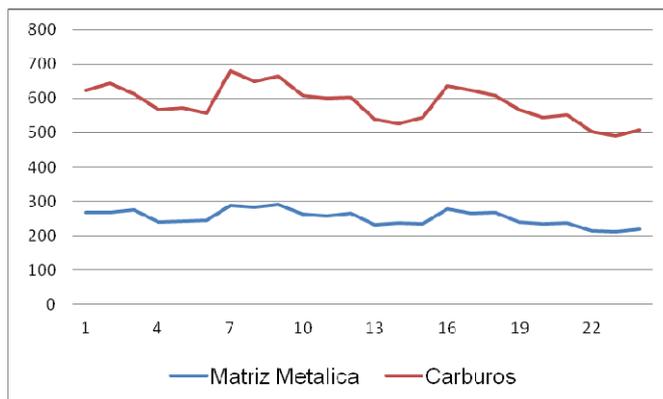


Figura 3.3 Microdureza de las muestras soldadas con E 316L – 16

Los valores de microdureza de la matriz metálica aseguran a la misma una buena plasticidad y capacidad para amortiguar la energía elástica del frente de ondas de la microgrieta que se propaga, evita que la misma alcance el interior de los granos. La elevada microdureza de las fases secundarias, demuestran una gran fragilidad de éstos, con baja capacidad para amortiguar la energía elástica, las que constituyen vía idónea para la aparición y propagación de dichas grietas por las fronteras de dichas fases secundarias como fue expresado por (Cabrilat *et al.*, 2001).

3.3.2 Análisis metalográfico de las muestras soldadas con electrodo E 309 – 16

La figura 3.4a muestran la zona fundida y la zona influencia térmica y la figura 4.2b el cordón de soldadura de la muestra 3

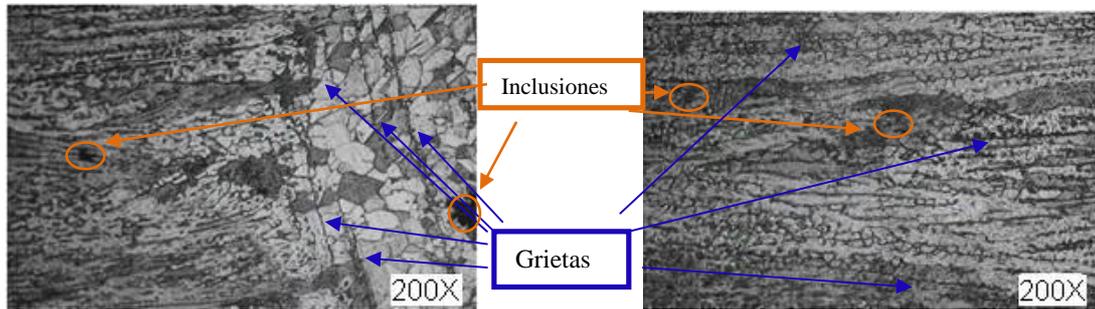


Figura 3.4a ZF y ZIT muestra 4

Figura 3.4b Cordón de soldadura muestra 4

Los resultados obtenidos en la microestructura para las muestras 3, se observa que presentan dos tipos de estructuras: una acicular, donde los granos disminuyen el tamaño en comparación con la muestra patrón y la otra de forma equiaxial (austenita).

Cuando la red de carburos es continua, la envoltura empobrecida en cromo alrededor de los granos es atacada selectivamente, coincidiendo con lo planteado por lo planteado por (Lefèvre, 1993 y Davis, 1997) el cromo presenta otro inconveniente desde el punto de vista de la soldabilidad operatoria, y es que forma óxido de cromo, resultando en corrosión intergranular como se observa en la figura 3.4a. En el peor de los casos, la capa empobrecida en cromo se corroe completamente y los granos se separan del metal base. En este caso la unión soldada queda sensibilizada, es decir producto de la soldadura en las uniones anteriores existen áreas empobrecidas en cromo que puedan ser atacadas en estos ambientes corrosivos.

3.3.2.1 Análisis de la microdureza en las muestras soldadas con E 309 - 16

Como se observa en la figura 3.5 la matriz metálica mantiene un patrón de microdureza bastante estable con un valor promedio de HV 284,5, no siendo así en las fases secundarias, que presentan mínimos de HV 520 y picos de hasta HV 710, como se muestra en la figura 3.3, existe una gran diferencia entre ambos, observándose que los compuestos de fases secundarias toman valores promedio HV 584 (ver anexo 1)

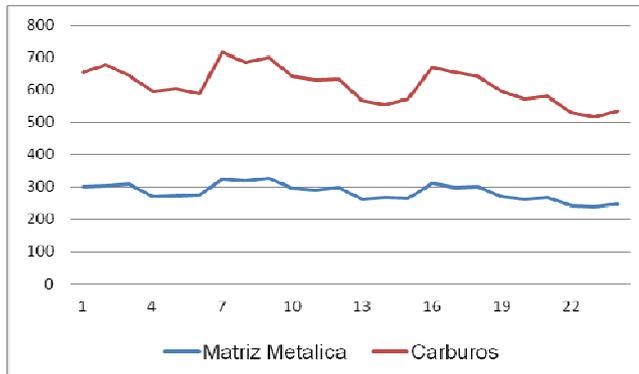


Figura 3.5 Microdureza de las muestras soldadas con E 310 – 16

Los valores de microdureza de la matriz metálica provoca que esta pierda plasticidad y la capacidad para amortiguar la energía elástica del frente de ondas de la microgrieta que se propaga, por consiguiente estas podrán alcanzar el interior de los granos.

3.3.3 Análisis de las muestras soldadas con electrodo E 310 – 16

La figura 3.6a se corresponden con la zona fundida y la de influencia térmica, y la figuras 3.6b con el depósito del cordón de soldadura de la muestra 4.

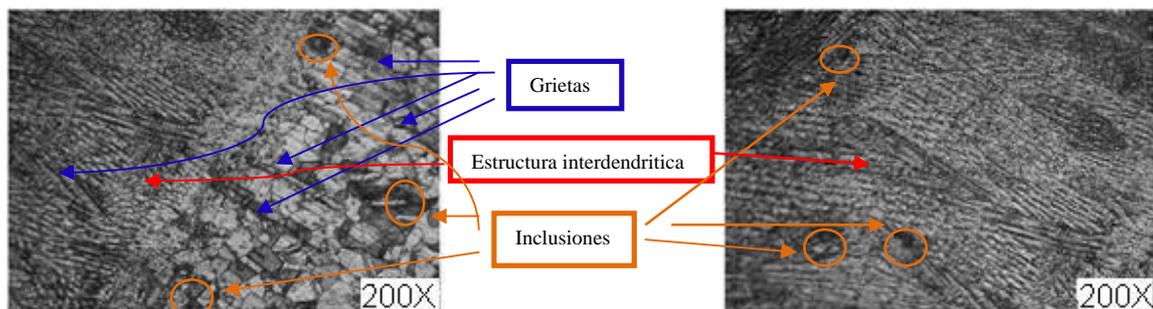


Figura 3.6a ZF y ZIT muestra 4

Figura 3.6b Cordón de soldadura muestra 4

La estructura obtenida es una estructura interdendrítica en la zona de influencia térmica y en el cordón de soldadura. La segregación interdendrítica del carburo así producida es muy persistente y no se puede eliminar con tanta facilidad como el carburo intergranular, además presenta una estructura columnar de dendritas gruesas, con un crecimiento equiaxiales. La orientación y formas de las estructuras se debe a la distintas velocidades de solidificación, en la cual no alcanza a solubilizar en una estructura totalmente austenítica, originándose distintas estructura intermedias coincidiendo con las observaciones realizadas (Mirambell y Real, 2000).

3.3.3.1 Análisis de la microdureza en las muestras soldadas con E 310 - 16

Como se observa en la figura 3.7 la matriz metálica mantiene un patrón de microdureza bastante estable pero muy elevados, con un valor promedio de HV 302, no siendo así en las fases secundarias, que presentan mínimos de HV 590 y picos de hasta HV 810, como se muestra en la figura 3.7, existe una gran diferencia entre ambos, observándose que los compuestos de fases secundarias toman valores promedio HV 705 (ver anexo 1)

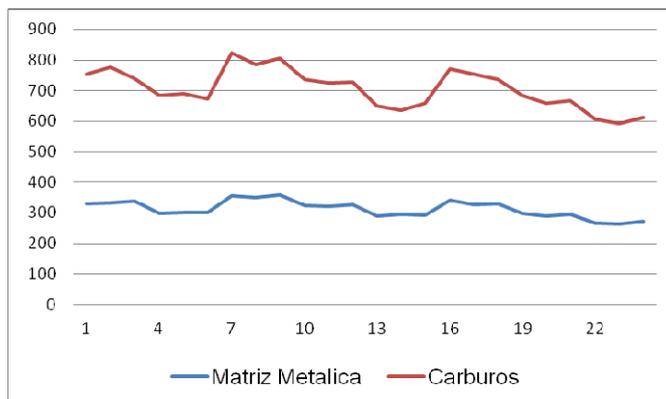


Figura 3.5 Microdureza de las muestras soldadas con E 316L – 16

Los elevados valores de dureza a niveles cristalinos que la capacidad del provocaran que el material disminuya la capacidad de amortiguar las ondas, generadas por la energía elásticas y combinadas con las grandes tensiones de compresión que se generan por la disminución de tamaño de los granos se generarán grietas.

En las micrografías de las figuras 3.2a se tiene una estructura más grande de forma laminar y una estructura equiaxial mucho más pequeña que en la figura 3.6a. Se destacan nítidamente las líneas de estructura laminar y equiaxial.

Los conjuntos laminar se diferencian por el tamaño y orientación de las láminas.

Al centro de las micrografías de las figuras 3.6a y 3.6b, existe una estructura de forma laminar y en los extremos una estructura equiaxial. Los bordes de los granos corresponden a elementos insolubles en la matriz.

Como ya ha sido descrito, las probetas de acero AISI 316 utilizadas en el trabajo experimental, muestran en su estructura de forma aislada o formando pequeñas

colonias; inclusiones no metálicas de forma acicular, y carburos de diferentes tamaños y configuración, generalmente en los bordes del grano austenístico. Según las referencias (Hale, 2001; Mast Home Page, 2001, Callister, 1999), la frontera de 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.

Según Callister, (1999), la causa por la que una disminución del tamaño de 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 de grano en un mismo volumen (figura 3.2b, 3.4 y 3.6); 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, ante el que se acumulan las dislocaciones.

En la observación metalográfica con microscopía óptica, no se detectó la presencia de estructuras de tipo martensítica (figura 3.2), aunque no se descarta su existencia independientemente de que con este tipo de técnica no sea factible su identificación.

3.3.4 Análisis de la unión soldada de la línea de tubería

Las microestructuras de las figuras 3.8 se corresponden con la muestra obtenida de la línea de tubería actual, para la cual se empleo un electrodo E310 - 16.

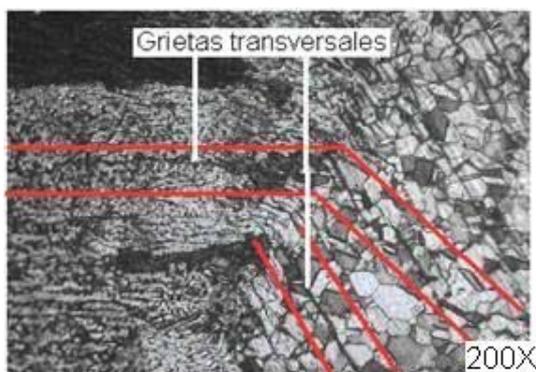


Figura 3.8 ZF y ZIT de la línea de tubería

En la figura 3.8 presenta grietas transversales que van desde la zona fundida hasta el metal base, este agrietamiento es un problema típico de la soldadura de los aceros inoxidables austeníticos. Es debido a la acumulación de impurezas en el cordón de

soldadura, impurezas que segregan en la última zona que solidifica y que se ven sometidas a grandes esfuerzos por la elevada contracción.

Otro problema que debe tenerse presente con los aceros austeníticos es su baja resistencia a la corrosión bajo tensión, en ambientes con iones cloruro, aún en la presencia de trazas de iones cloruros. Las tensiones residuales existentes en el material promueven la corrosión bajo tensión. Este efecto es localizado y opera en ausencia de corrosión generalizada, la fractura ocurre en forma transgranular con escasa o nula deformación plástica y a menudo con efectos catastróficos. Esto se al aumento de los aparición de carburos en la cercanía de los granos y a la disminución del tamaño de los mismos.

3.4 Análisis de soldabilidad por el diagrama de Schaeffler

El diagrama de Schaeffler muestra claramente el dominio de las fases ferrítica, martensítica y austenítica propias de los Aceros Inoxidables cuando son enfriados a las velocidades de soldadura. Además, en distintos colores, muestra las zonas de fragilización en frío debido a la presencia de martensita (rojo), la zona de Fragilidad en caliente originada por la presencia de austenita (verde), la zona de fragilidad por presencia de fase sigma (Azul) y la zona de crecimiento de grano ferrítico (fucsia).

Fueron analizadas las 4 probetas según la disposición de los cordones considerando la composición química del depósito (ver anexo 2).

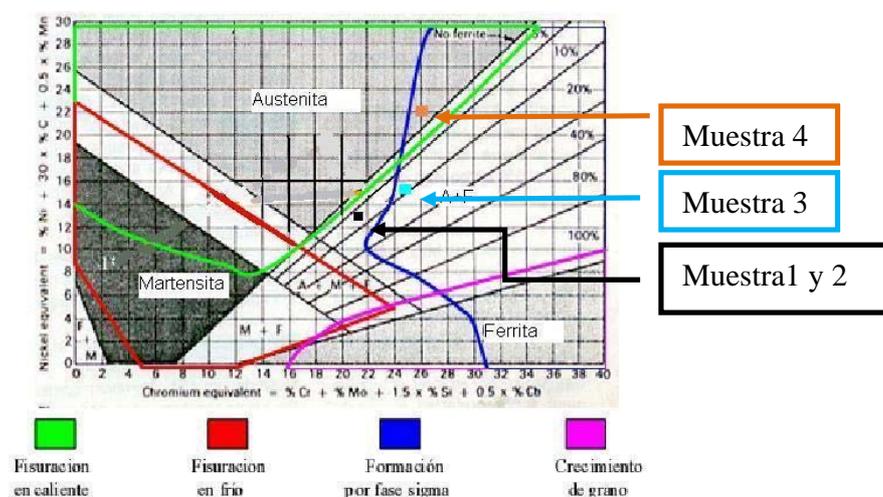


Figura 3.9 Ubicación de la muestras en el diagrama de Schaeffler.

Como se observa en la figura 2.9 las muestras 1 y 2 que fueron soldadas con electrodo E 316L – 16, se encuentran en zona más apreciada del diagrama, la de austenita con entre un 5% y un 10% de ferrita, por consiguiente la soldadura del AISI 316 con electrodo E 316L – 16 garantiza que la presencia de ferrita en la unión evite la fisuración en caliente, también debemos agregar que se mejora además la resistencia mecánica y algunas veces la resistencia a la corrosión, en lo anteriormente planteado se concuerda con los trabajos realizados por (Burgos, 1987; Di Caprio, 1999a y De Las Heras, 2005).

La muestra soldada con electrodos E 309 – 16, es propensa a la formación de fase σ , como se observó en la micrografía (3.4a), en las mismas aparecen pequeñas grietas, esto es producto al aumento del contenido de aumentando los riesgos de fisuración como así también disminuyendo la resistencia a la corrosión.

La muestra 4 E 310 – 16, es la más defectuosa en comparación con las muestras restante, la misma se encuentra ubicada en una zona en la cual el material se agrieta durante el proceso de soldadura (figura 3.6a) y se forma fase sigma. Por lo antes expuesto podemos afirmar que la soldadura con el empleo de electrodos E 310 – 16 será muy sensible frente a ambientes muy agresivos.

3.4.1 Análisis de la microdureza en función de % de Cr eq

El modelo reflejado en la ecuación 3.1 y el gráfico correspondiente, muestra que la microdureza medida en la profundidad tiene una fuerte dependencia de la formación de fases secundarias (el coeficiente de correlación parcial más elevado del modelo obtenido, es el que corresponde al % Cr eq). El perfil de microdureza se orienta con valores máximos en el borde exterior del plano dónde se realizaron las mediciones; y ésta disminuye según una ley lineal hacia el interior del núcleo de la probeta (Cladera, 1999).

El estadístico R-cuadrado indica que el modelo explica un 97,8778% de la variabilidad en Dureza. El coeficiente de correlación es igual a 0,989332, indicando una relación relativamente fuerte entre las variables. El error estándar de la estimación muestra la desviación típica de los residuos que es 2,0887 y el estadístico de Durbin-Watson = 0,205686 (P=0,0000).

$$HV = -85,4845 + 11,5228 \cdot Creq \quad (3.1)$$

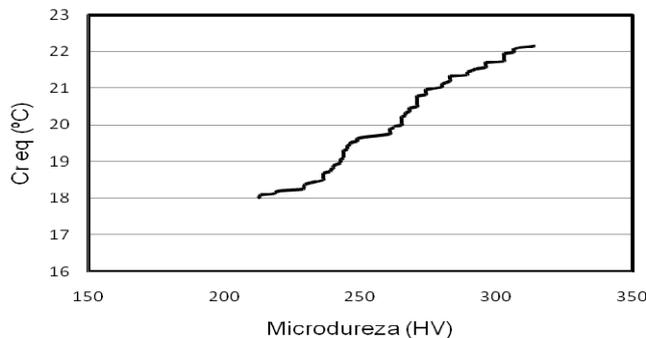


Figura 3.10 Comportamiento de la dureza respecto al % de cromo

En la figura 3.10 se muestra el comportamiento de la microdureza respecto al % de cromo equivalente, en este caso, ocurre una decromización y el material se hace sensible a la corrosión electrolítica (las zonas empobrecidas en cromo actúan de cátodos y el cromo de ánodo). Se acostumbra a producir no en el cordón de soldadura, sino en la zona de transición que es la que está mayor tiempo a temperaturas de 600 – 850 °C coincidiendo con lo planteado por (Burgan, 1993).

3.5 Resultados de análisis de resistencia mecánica

El de resistencia para las condiciones de explotación, 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.

$$\sigma_{eq} = 20 N / mm^2 \leq [\sigma] = 56.65 N/mm^2$$

La presión a la que se transporta el licor amoniaco no origina grandes desplazamientos en mismo se encuentra en el orden de los, $\delta = 0.11 mm$.

En los ensayos de tracción realizados a cada muestra se obtuvo, el módulo de elasticidad, la elongación, límite de fluencia y tensión máxima de tracción, los resultados que en todas las probetas estas propiedades disminuyen (tabla 3. 6), producto a incremento de la dureza a niveles cristalinos durante el proceso de soldadura, producto que durante el proceso de soldeo las tensiones de compresión alcanzan la mitad del

límite de fluencia según lo plateado por (Burgos, 2004; Mejías, 2005 y Burgo y García 2007).

Tabla 3.6 Propiedades mecánicas de las muestras ensayadas

Propiedades	Límite de fluencia	Elongación	Módulo de elasticidad	Resistencia a T.
Muestra Patrón	200 M Pa	64 %	193 M Pa	540 M Pa
Muestra 1	90 M Pa	48 %	160 M Pa	360 M Pa
Muestra 2	86 M Pa	44 %	158 M Pa	345 M Pa
Muestra 3	74,5 M Pa	36 %	140 M Pa	295 M Pa
Muestra 4	68 M Pa	28 %	128 M Pa	280M Pa

Se determinó, la resistencia a la tracción que debe tener la unión antes mencionada, para la misma se obtuvo una carga admisible de $Q = 94,5 \times 10^3 N$, considerando que el material es homogéneo, Isótropo y continuo.

Tabla 3. 7 Fuerza de tracción máxima

Electrodo	Fuerza máxima
E 309 - 16	$52,841 \times 10^3 N$
E 310 - 16	$47,841 \times 10^3 N$
E 316L - 16	$64,841 \times 10^3 N$

Como se observa en la tabla 3.7 la resistencia a la tracción del acero AISI 316 disminuye considerablemente, acentuándose más en la soldadura con electrodo E 310 – 16, para por lo antes expuesto podemos afirmar que durante el proceso de soldadura en los tubos de acero AISI 316, el incremento en la microdureza de la unión genera caída en la plasticidad del el material, que provoca un comportamiento frágil del mismo.

3.5.1 Análisis de resistencia a la fatiga con el empleo de MEF

Coincidiendo con (Macherauch, 1986 y Mejías, 2006) la resistencia a fatiga de los aceros austeníticos en general es baja. Por otra parte, sin tener en consideración los mecanismos de corrosión, el AISI 316 muestran un límite de fatiga que no está bien definido cuando son sometidos a ensayos de corrosión bajo tensión. Hay que destacar que el valor de resistencia a la fatiga depende directamente del límite elástico.

En estos casos la tensión máxima en cada ciclo de fatiga (ver figura 3.11) será aproximadamente igual al límite elástico. A este nivel de tensión, la deformación plástica es suficiente para causar la iniciación de pequeñas fisuras por fatiga en inclusiones, bandas de deslizamiento persistentes, o bordes de granos. Las propiedades de fatiga también suelen ser fuertemente dependientes de la orientación del eje de tensión.

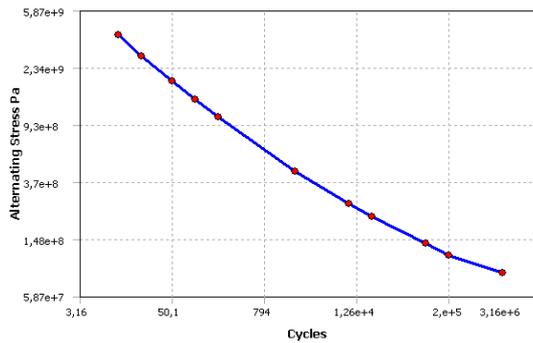


Figura 3.11 Ciclo de fatiga

3.6 Análisis de la distribución de temperatura por el Método Elementos Finitos

Los resultados experimentales muestran que la temperatura se distribuye a lo largo de todo el tubo como se muestra en la figura 3.12, desde los valores máximos (color rojo) de 1535 °C, hasta valores mínimos (color azul) de 320 °C, siendo la dimensión de la zona de influencia térmica de los campos de temperaturas generados en la junta soldada se mantienen termo dependiente a lo largo de todo el proceso de simulación donde se distribuye uniformemente se consideran tres isotermas fundamentales que no son más que puntos de igual temperatura en dicha zona a 700; 900 y 11000 ° C. (Rodríguez, 1987).

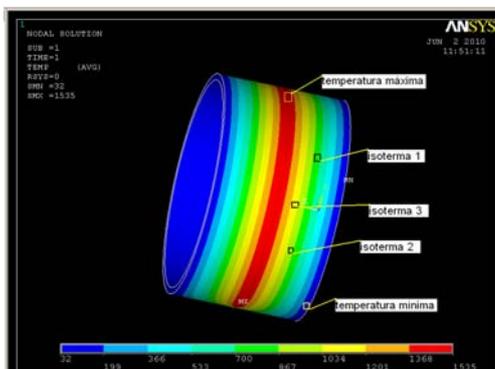


Figura 3.12 Distribución de la temperatura

Los principales problemas de este acero a altas temperaturas durante el proceso de soldeo son:

En el caso de esta unión soldada, en la zona de influencia térmica (ZIT), 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 (Li, 1989 y Davis, 1997)

3.6.1 Análisis de la microdureza en función de la temperatura

El estadístico R-cuadrado indica que el modelo explica un 97,8778% de la variabilidad en Microdureza. El coeficiente de correlación es igual a 0,989332, indicando una relación relativamente fuerte entre las variables. El error estándar de la estimación muestra la desviación típica de los residuos que es 2,0887 y el estadístico de Durbin-Watson = 0,205686 (P=0,0000)

- ✓ Modelo estadístico de microdureza (HV), con respecto a la variable que representa los parámetros y gradiente de temperatura.

$$HV = 39,2497 + 0.118109 \cdot T \quad (3.2)$$

La gráfica que muestra el comportamiento de la microdureza, se ilustra en la figura 3.13, se puede apreciar que a partir de 700 °C se produce un incremento de la microdureza producto a aumento de los carburos metálicos.

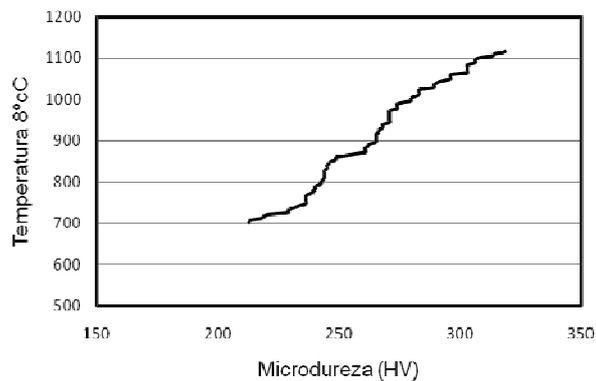


Figura 3.13 Comportamiento de la microdureza respecto a la temperatura

La elevación de la dureza a nivel cristalino, se comprobó que era provocado por una deformación por compresión de la red cristalina y consecuentemente por el incremento de las tensiones residuales coincidiendo con lo planteado por (De Meyer, 2001).

3.7 Análisis de los resultados de la pérdida de espesor

Para el análisis en las líneas de recirculación se realizaron 10 mediciones a lo largo de la sección transversal los tramos que se mantienen secos y en los sectores donde existe grandes niveles de humedad, las mismas se muestran en la tabla 1 y 2 del anexo 4.

Como puede observarse (figura 3.14) los espesores promedios de los tramos secos varían desde los un mínimo de 1,2 mm hasta un máximo de los 2,75 mm en los tubos más afectados, existiendo una reducción de casi un 22 % como promedio en el interior de los mismos, respecto a su espesor nominal (10mm).

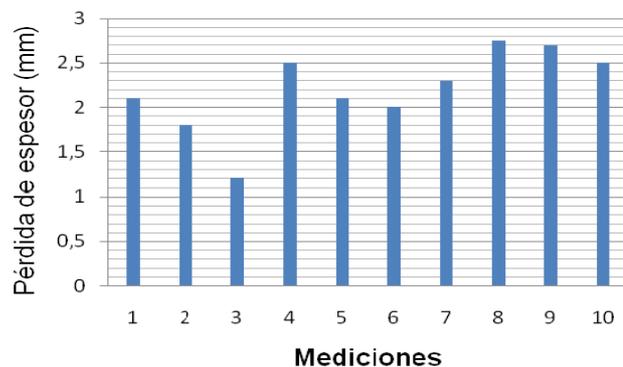


Figura 3. 14 Pérdida de espesor en los tramos secos de la línea de recirculación

Como puede observarse (figura 3.15) los espesores promedios de los tramos húmedos varían desde los un mínimo de 3,9 mm hasta un máximo de los 5,6 mm en los tubos más afectados, existiendo una reducción de casi un 56 % como promedio en el interior e exterior de los mismos, respecto a su espesor nominal (10mm), principalmente en las zonas de a la descarga, las cuales están sometidas al ataque de flujos directos cuando se producen derramamientos del licor.

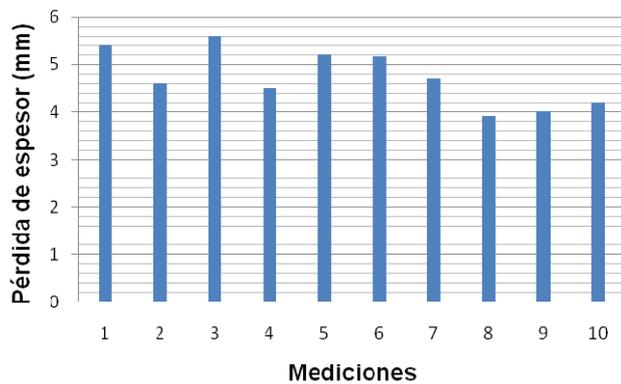


Figura 3.15 Pérdida de espesor en los tramos húmedos de la línea de recirculación

La atmósfera contaminante existente en el entorno, provoca el aumento de la capa de óxido en el exterior de los tubos como se muestra en las figura 3.15.



Figura 3.15. Corrosión en la línea de recirculación

3.8 Valoración económica

El empleo de estrategias para incrementar la resistencia de las uniones soldadas, en tubos sometidos a ambiente muy agresivo, permite reducir los costos, asociados tanto a intervenciones de mantenimiento como a las averías y fallas repentinas y catastróficas

durante la explotación, por otro lado se producen pérdidas en la producción, asociadas a la paralización de las instalaciones para devolverles su capacidad de trabajo.

Cuando se requieren realizar operaciones de recambio de material en los tramos de tuberías averiados, el tiempo de parada de una línea es de 7 horas como promedio, en cada una se dejarán de transportar 80 m^3 de licor amoniacal, lo que imposibilita la recuperación de 12 m^3 de NH_3 . Según los precios actuales del producto en el mercado, esto representa una pérdida de 5 830,00 CUC. Si se tiene en cuenta que las acciones de reparación se producen con una periodicidad promedio de 30 días y al año ocurren alrededor de 12 intervenciones de este tipo en la planta, la empresa dejará de ingresar un total de 14 300,00 CUC/año.

Las consecuencias de las paradas imprevistas, aunque acarrear problemas serios en la estabilidad de la producción, generalmente se resuelven en períodos de tiempo relativamente cortos, aunque los atrasos se recuperan a costa del de las líneas secundarias, hasta equilibrar el flujo total. La producción se cumple en detrimento de la longevidad de los equipos empleados en el bombeo del licor.

Un factor negativo e importante a considerar aparejado a las roturas de los tramos de tubería de las líneas de recirculación, son los gastos por concepto de mantenimiento. Según las estadísticas compiladas, en el período comprendido entre el 2007 y el 2009 en la Planta de Recuperación de Amoniacal se sustituyeron un total de 25 m^2 de 8 mm espesor de acero AISI 316 empleados en parcheo tramos. El costo de estos elementos es de 1500,00 USD, además se adquirieron 100 kg de electrodos, que cuestan 254,000 USD, 200 discos abrasivo por lo que según estas cifras, los gastos por concepto de adquisición (ver anexo 5) representan un total de 1600,00 CUC/año. Además es bueno añadir que anualmente se deja de recuperar 17,4 toneladas/año de Amoniacal lo que implica una pérdida de 8 516,00 USD/año.

Indicadores de gastos por concepto de mantenimiento como los costos de salario, transporte, equipos, materias primas, materiales auxiliares, energía y otros costos indirectos, arrojan un total de \$2 650,00 CUC/año.

El ahorro anual por concepto de reducción de los gastos en que se incurren, como consecuencia de las roturas de la línea fría y caliente de recirculación para el transporte de licor amoniacal es de: \$ 5 386, 00 CUC/año.

3.10 Impacto social

Este trabajo propone medidas para protección anticorrosiva de estructuras sometidas a una atmósfera altamente corrosiva, la cual permite alargar la vida útil de las mismas y a la vez evitar que ocurran fallas y averías que pueden llegar a ser de gran magnitud, ocasionado pérdidas económicas considerables, así como severos daños al entorno social y al medio ambiente en general. Para que se tenga una idea, todos los productos que intervienen en el proceso son tóxicos y al producirse una avería se derraman y contaminan el medio, no solo de la empresa sino también el entorno social aledaño, sumado a esto se pueden producir accidente del personal que labora en estas áreas. Esta investigación tiene gran importancia también en el orden económico, ya que permite ahorro por concepto de mejoramiento de la calidad de las estructuras soldadas de las tuberías que transportan licor amoniacal.

3.11 Análisis medio ambiental

Con la implementación de los resultados del trabajo se puede obtener una reducción de aproximadamente un 15 % de los niveles de derrame de licor amoniacal contenidos en el aire del entorno laboral y hacia los barrios cercanos a la empresa, así como los niveles de contaminación en el alcantarillado pluvial y fluvial, flora y fauna de los territorios aledaños. Todo ello debido a una mejor operación de los sistemas de transporte.

Se logra además una disminución en el consumo de metales particularmente los inoxidable, con alto valor en el mercado mundial y, por ende, un uso más eficiente de los recursos naturales que se extrae del medio.

Una vez concluido el proceso de ataque químico a las probetas se ha tenido en cuenta no verterlos a los residuales por su alto contenido de toxicidad para el medio y las aguas del manto freático, siendo almacenados a fin de su posterior uso en otras aplicaciones.



3.12 Conclusiones parciales del capítulo III

- ✓ El análisis de metalográfico de dureza a nivel cristalino y de la composición arrojó que las muestras soldadas con electrodos E 309 – 16 y E 310 – 16, serán muy sensibles en ambientes muy agresivos, por la disminución de sus propiedades plásticas.
- ✓ En los tubos este acero (inoxidable austenítico AISI 316), la zona afectada por el calor es relativamente tolerante al crecimiento de grano y a la precipitación de fases frágiles e intermetálicas que provocan la aparición de grietas y la rotura de los mismos.

CONCLUSIONES GENERALES

El mecanismo de rotura de en la cercanía de la costura de soldadura en las líneas de recirculación para el transporte de licor amoniacal, está caracterizado por la presencia de grietas durante el soldeo, debido a la formación se fases secundarias, y la pedida de material generada por la atmósfera existente en la instalación.

La disminución de las propiedades elásto - plásticas, de las uniones tubulares soldadas, objeto de estudio, favorecen a la propagación de grietas generadas durante del proceso de soldeo y disminuye la resistencia de frente a la corrosión de las zonas afectadas térmicamente.

Los resultados experimentales muestran que la soldadura del acero AISI 316 empleado en la línea de recirculación para el transporte de licor amoniacal, con electrodos del tipo E 309 – 16, E 310 – 16, no son recomendables ya que se obtiene una microestructura sensible al agrietamiento y a la formación de fases secundarias.

Indicadores de gastos por concepto de mantenimiento, como los costos de salario, transporte, equipos, materias primas, materiales auxiliares, energía y otros costos indirectos, arrojan un total de \$ 14 520, 00 CUC/año.

RECOMENDACIONES

Realizar proceso de austenización en los cordones de soldadura como un medio de evitar el agrietamiento, al cual están sujetos actualmente los cordones de soldadura.

Proponer a la Empresa “Comandante Ernesto Guevara”, el empleo de bridas o platillos en la línea de tubería y evitar la unión a tope en los tramos.

Utilizar los métodos de investigación empleados en la tesis y la caracterización de los parámetros del proceso, como referencia en futuros trabajos investigativos.

Proponer a la Empresa “Comandante Ernesto Guevara”, que se emplee electrodo E 316L – 16 (AWS, 2008) para unir los tramos de tubería y el procedimiento de cálculo propuesto en el anexo 6.

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. Alfonso, E.; Martín, J. Aplicación de la Ley de Wolf - Bragg en la determinación de las tensiones residuales de primer género. Memorias del II Taller Internacional de Didáctica de la Física "DIDACFISU' 2000". Universidad de Matanzas "Camilo Cienfuegos". 2000. 7p. Disponible en la World Wide Web en. <http://www.ucbcba.edu.bo/institut/cexactas/didacfisus/documentos/ActasHTML/AplicacionDeLaLeyDeWolfBragg.html>
1. Alfonso, E. Formación de la estructura y propiedades de las capas superficiales de las piezas de acero templado y revenido mediante su elaboración por corte. Tesis en opción al grado de Doctor en Ciencias Técnicas. 199 p. Instituto de Construcción de Maquinarias Químicas. Moscú. 1990.
2. Alfonso, E.; et al., Determinación de las tensiones residuales de primer género en las capas superficiales del acero templado y revenido, tratado por corte, utilizando la difracción por rayos x, La Habana: Fondo Nacional de Manuscritos Científico - Técnicos del CITMA, 1994. 6p
3. Alfonso, E.; et al., Investigación del mecanismo de formación de la acritud y tensiones residuales en las capas superficiales durante el proceso de corte de piezas endurecidas, p.52-56, Construcción de Maquinarias (Santa Clara). No. 1. Ene-Abr. 1995.
4. Alfonso, E. Apuntes sobre la interrelación composición- microestructura - propiedades del acero. Monografía. ISBN 959-16-0188-3. Universidad de Matanzas. 2002. Disponible en la IntraWeb de la Facultad de Ingenierías Química y Mecánica de la UMCC en. <http://lib.fiqm.umcc.cu/download.asp?id=steel/cover.pdf&typ=book>
5. Alfonso, JR. "Estadísticas en las Ciencias Geológicas". Tomo 2. Editorial ISPJAE 1989.
6. AMERICAN WELDING SOCIETY. ANSI / AWS A 5.5: Specification for Low Alloy Steel Covered Welding Electrodes, USA, 1996, 55 p.
7. ANSYS. Versión 10.0. 2010. Users Guide. Swanson Analysis Systems, Inc.

8. ASM HANDBOOK COMMITTEE. Metallographyc, structures and phase diagrams, American Society for Metals, 1973, USA.
9. Ares, A.; Caram. R.; Jaime M.; Ferrandin, P., Dutra, A., Gueijman, S.F., Schvezov, C.E. 2005. Solidificación y microestructura de un acero inoxidable austenítico. *Anales AFA*, (17). pp.: 240-249.
10. ASTM, Annual Book of ASTM Standards, ASTM Standard E-837-99, American Society for Testing and Materials, Vol. 03.01, pp. 675-684, 2000.
11. Avila, J. Corporación editorial Ma. Teresa Cuesta. Manuel editado por el Centro Nacional para el Desarrollo del acero inoxidable Acero Inoxidable (CENDI). "Acero Inoxidable". Mayo 2002.
12. Avilés, A. 2007. Influencia de la transformación martensítica en la vida a fatiga de los aceros inoxidables austeníticos, ETSEIB, España.
13. Bavay, J. C. Aciers inoxydables austénitiques, cap. 16 en: P. Lacombe, B. Baroux, G. Béranger (Ed.), "Les aciers inoxydables" , Les Éditions de Physique, 1990.
14. Baddoo, N. R.; Gardner, L. WP5.2: Member behaviour at elevated temperatures.
15. Barret, C. "*Estructura de los metales*". 1 ed. Editorial Aguilar. Madrid. 1957. 838p.
16. Beddoes, J.; Parr, J. G. A review of stainless steel: What are they; What they do. en: Introduction to stainless steel. Beddoes, J. y Parr, J.G. (Eds). Pp. 1-30. American Society for Microbiology: Washington D.C. 1999.
17. Beddoes, J.; Parr, J. G. A review of stainless steel: What are they; What they do. En: Introduction to stainless steel. Beddoes, J. y Parr, J.G. (Eds). Pp. 1-30. American Society for Microbiology: Washington D.C. 1999.
18. Bermúdez, M. D. et al., "Erosión – corrosión de tantalio y aceros inoxidables", Memorias del IX Congreso de Ciencia y Tecnología de Materiales, Madrid, España, 2003.
19. Bonifaz E.A. Finite Element Analysis of heat flow in single-pass arc welds. *Welding Journal*. May 2000.

20. Böhler Edelstahl GmbH & Co KG. 2009. Nichrostender stahl A700 DE 04.03 EM-WS. Deutschland. [Documento en línea: www.boehler-edelstahl.at]. Acceso: 25 de octubre de 2009.
21. Blair, M. 1992. ASTM Handbook of cast stainless steels, properties and selection: irons, steels and high-performance alloys ASM International Vol. 1, Ohio. USA.
22. Borenstein, S. W. Microbially influenced corrosion handbook. Woodhead, Cambridge. 1994.
23. Burgan, B. A. *“Concise Guide to the Structural Design of Stainless Steel”*. The Steel Construction Institute, Ascot, UK, 2 edition, 1993.
24. Burgan, B. A., Badoo, N. R., Design Guidance on the use of Stainless Steel in Construction. International Congress – Stainless Steel’ 99 Science and Market. Vol.3, Properties and Performances. 1999. Pages 175-184, Sardinia, Italy.
25. Burgos, S. J. *“Tecnología de la soldadura”* – 1 ed -. Editorial Pueblo y Educación. La Habana. 1987. 285 p.
26. Bleich, F. Buckling Strength of Metal Structures. McGraw-Hill Book Company, New York. 1952.
27. Bourke, M. A. M.; Maldonado, J. G. D.; Masters, K.; Priesmeyer, H. G. “Real time measurement by Bragg edge diffraction of the reverse ($\alpha' \rightarrow \gamma$) transformation in a deformed 304 stainless steel”, Material Science and Engineering A, vol. 221, pp. 1-10, 1996.
28. BRITISH STANDARDS INSTITUTION. The Structural Use of Steelwork in Building BS5950 Part 1: Code of practice for Design in Simple and Continuous Construction London. 1990.
29. Cabrillat, M.; Pluyette, A.; Michel, B. 2001. Intergranular reheat cracking in 304H components. Transaction SMIRT, Washington. USA.
30. 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.

31. Cane, B. 2004. High temperature activities at TWI. [Documento en línea: <http://www.twi.co.uk/j32k/getFile/tb690-99.html>]. Acceso: 28 de Septiembre 2007.
32. Caraballo, M. A. Comportamiento de piezas de acero Hadfield endurecidas mediante explosivos. Revista Minería y Geología. Volumen XX. No. 1. 2004.
33. Caraballo, M. A. Comportamiento físico del acero Hadfield, en presencia de cargas explosivas. Revista Minería y Geología. Volumen XX. No. 2. 2004.
34. Caraballo, M. A; Feliu, R. M. Mecánica de la fractura. Instituto Superior Minero Metalúrgico de Moa. 2006.
35. Conde G. Y Santiago. Aceros inoxidables, refractarios y criogénicos. Editorial Blume, España, 1971.
36. 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.
37. Craig, Jr. Mecánica de Materiales. Departamento de Ingeniería Mecánica. Universidad de Utah. Ed. Prentice Hall. Segunda Edición 2002, C-267-480137.
38. Cladera, A. Estudio teórico y propuesta experimental de vigas armadas de acero inoxidable sometidas a cortante. Tesina de especialidad. ETSECCPB-UPC, 1999.
39. Cullity, B. D. Elements of X – Ray Diffraction. Department of Metallurgical Engineering and Materials Science. University of Notre Dame. Instituto Cubano del Libro. Ediciones Revolucionarias. La Habana. 1967. 514p.
40. Davis J. R. Heat-Resistant Materials (American Society for Metals, Specialty Handbook, U.S.A. (1997).
41. De Cock, T. 2008. Estudio y modelización de la recristalización estática de aceros ferríticos laminados en frío. Tesis Doctoral. Centro Nacional de Investigaciones Metalúrgicas. Madrid. España.
42. De Meyer, M.; D. TOCH y B. C. De Cooman: The characterisation of retained austenite in trip steels by X-Ray Diffraction. En: Proceedings of 41th Mechanical

- Working and Steel Processing Conference. Baltimore, MD. 2001. Vol. XXXXVII. Págs: 483-491.
43. De Las Heras. E.; WAlther, F.; Corengia, P, A.; Quintero, M, O. Anales SAM/CONAMET, 2005, pp 909-912.
 44. Díaz C. E., et al. Manual para la capacitación de soldadores en el proceso de soldadura por arco con electrodo fusible y protección gaseosa. UCLV. 2000.
 45. Di caprio, G. Notas históricas y de producción sobre los aceros inoxidable. En: Los aceros inoxidable. Grupinox: Barcelona. 1999a.
 46. Di caprio, G. La resistencia a la corrosión. En: Los aceros inoxidable. Grupinox: Barcelona. 1999b.
 47. DIN 50119. 2008. Creep life/creep strain rate.
 48. Dumov, S. I. Tecnología de soldadura eléctrica por fusión. Editorial. Construcción de Maquinaria. 1987. 461 pp.
 49. ECSC project – Development of the use of stainless steel in construction. Contract No. 7210 SA/842. The Steel Construction Institute, UK. 2000.
 50. Easterling, K. Introduction to the Physical Metallurgy of Welding, Butterworth-Heinemenn, pp. 18-19. 1992.
 51. Frolov, V. “*Teoría de los procesos de soldadura*”. Ed. Esc. Superior. Moscú. 1987.
 52. García, Y.; Burgos, J. S.; Gil, F.; Rivalta, J. Obtención de Tensiones Residuales a lo Largo de un Cordón de Soldadura Mediante Métodos Analíticos y Experimentales. Tesis en opción al grado de Doctor en Ciencias Técnicas. UCLV. Facultad de Ingeniería Mecánica. 2004.
 53. 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.
 54. Giachino J, W. Técnica y práctica de la soldadura. Editorial Reverté S.A 1981.

55. Giraud, H.; Baroux, B. "Emboutissabilité des aciers inoxydables", cap. 20 en: P. Lacombe, B. Baroux, G. Béranger (Ed.), "Les aciers inoxydables" , Les Éditions de Physique, 1990.
56. Gonzalez, L. *Resistencia postcrítica a cortante de almas esbeltas de vigas metálicas de acero inoxidable*. Tesina de especialidad. ETSECCPB-UPC. Febrero 1999.
57. Glizmanenco, O, L. "Soldadura y corte de metales". La Habana. Instituto Cubano del Libro. 1976. 472 pp.
58. Gooch, T. G. Stress corrosion craking of welded joints in high strength steels, *Welding Journal*, 1974, No. 7, pp. 47-51.
59. Goldak J.; Moashi, G. Numerical Aspect of modelling weld. Moashigu, Carleton University. ASM Handbook, Vol 6 Welding, Brazing and Soldering.1999.
60. Guliaev, A. P. "Metalografía". Tomos I y II, Moscú: Editorial Mir, 1983.
61. Hall, D, J.; Jones, J, J. High Temperature Alloys Their Exploitable Potential. En: *Applied Science* 54 (3), 1986): Págs. 113-124.
62. Hamano, R. The effect of microstructure on the fatigue cracks growth behaviour age-hardened high strength stainless steels in a corrosive environment. En: *Metallurgical Transactions A*. Vol. 19 A. 1988. Págs: 1461-1469.
63. Hays, R.; Vassilaros, M.; Gudas, J. 2001. Fracture analysis. Volume 1 of welded type 304 stainless steel pipe. J-R curve characterization and limit load analysis. NUREG/CR-4538-Vol.1. [Documento en línea: www.osti.gov/GOV/energycitations/availability.jsp]. Acceso: 23 de Mayo de 2007.
64. Hazarabedian, A.; Forgetb, P.; Marini B. 2000. Aproximación local de fractura aplicada al envejecimiento de un acero inoxidable duplex. Jornadas SAM 2000 - IV Coloquio Latinoamericano de Fractura y Fatiga. pp.: 655-661.
65. Howard B. "Manual de soldadura moderna". ED.Prentice Hall, Hispanoamericana, Segunda Edicion .1996.

66. Hiller, M; Qiu, C. 1991. Thermodynamic analysis and evaluation of the Fe-Cr-C and Fe-Cr-Ni-C systems. Metallurgical Transaction. 22 (A). pp.: 2187-2198
67. Ingham, T.; Moreland, E. The Influence of Time-dependent Plasticity on elastic-plastic fracture toughness. En: ASTM STP 803, Vol. I, 1993.
68. Inchaurrea, A. Corrosión de los aceros inoxidable. en: Aceros Inoxidables y refractarios. pp. 32 – 51. Olsa (Olarra, S.A): Vizcaya. 1971b.
69. James, M. R.; Buck, O. Quantitative Non-destructive Measurements of Residual Stresses, CRC, Critical Reviews in Solid State and Materials Science, Vol. 9, Issue 1. 1980.
70. James, M, R. In Handbook of Measurement of Residual Stresses, Edited by J. Lu, Society for Experimental Mechanics, Inc., pp. 1-4. 1996.
71. Jones, D. 1998. Failure analysis case studies. Amsterdam. Elsevier Science Publishers.
72. Davis, J, R. Heat-Resistant Materials (American Society for Metals, Specialty Handbook, U.S.A. (1997).
73. Jeffus, L. Welding principles and applications. Third edition. Delmar Publishers Inc. 1993.
74. Kedzierzawski, P. Hydrogen Trapping in Iron and Iron Alloy", Hydrogen Degradation of Ferrous Alloys, 1st. Ed., Noyes Publications, 271-288, New Jersey, USA. 1985.
75. KELSEY, R. A. Proceedings SESA, 8, (1), pp. 17-28. 1956
76. KEY TO STEEL. Influence of Alloying Elements on Steel Microstructure. Key to Steel Web Site. 2002. Disponible en sitio Web <http://www.key-to-steel.com/>.
77. KEY TO STEEL. Fracture Toughness. Key to Steel Web Site. 2002. Disponible en la World Wide Web en <http://www.key-to-steel.com/>.
78. Kotecki, D. J.; Siewert, T. A. WRC-1992 constitution diagram for stainless steel weld metals: a modification of the WRC-1988 diagram. Welding Journal71: 171-s to 178 - s. 1992.

79. Kwon, O.; K. Nikbin. G.; Webster y K, Jata. Crack Growth in the Presence of Limited Creep Deformation. *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 62, 1999. Págs: 33-46.
80. Lacombe, P.; Béranger, G. “Structures et diagrammes d’équilibre des diverses nuances d’aciers inoxydables. Conséquences sur leurs traitements thermiques”, cap. 2 en: P. Lacombe, B. Baroux, G. Béranger (Ed.), “Les aciers inoxydables”, Les Éditions de Physique, 1990.
81. Lamberts, R. Modelación del comportamiento del acero al alto manganeso en presencia de cargas explosivas aplicando el Método de los Elementos Finitos. Trabajo de Diploma. ISMMMoA. Facultad de Metalurgia y Electromecánica. 2003.
82. 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.
83. 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.
84. Li, D. J. Influence of sigma phase in creep properties of Cr2520Ni stainless steel. En: *Scripta Metallurgica*. 23 (8). 1989. Págs: 1319-1323.
85. Li, Y. Low temperature plasma nitriding of 316 stainless steel-nature of S phase and its thermal stability. *Surface Engineering*. 2001 17 N°2 147-152.
86. Li, H.; Khora, P. Thermal sprayed hydroxyapatite splats: nanostructures, pore formation mechanisms and TEM characterization, *Biomaterials*. 2004, 25:3463 – 3471.
87. Lins V. F., Freitas M. A., Paula e Silva E. M. *Applied Surface Science*. 2005; 250 (1-4): 124 - 134.
88. Libro de registro de datas y averías. Planta de Recuperación de Amoniaco: Empresa Comandante Ernesto Che Guevara, 2005.
89. Libro de registro de datas y averías. Planta de Recuperación de Amoniaco: Empresa Comandante Ernesto Che Guevara, 2006.

90. Libro de registro de datas y averías. Planta de Recuperación de Amoniaco: Empresa Comandante Ernesto Che Guevara, 2007.
91. Libro de registro de datas y averías. Planta de Recuperación de Amoniaco: Empresa Comandante Ernesto Che Guevara, 2008.
92. Libro de registro de datas y averías. Planta de Recuperación de Amoniaco: Empresa Comandante Ernesto Che Guevara, 2009.
93. Lois, A. H.; Ruch, M. Conductivity calculations from eddy current measurements on thin specimens, *Insight*, Vol. 44, No. 5, pp. 279-284, 2002.
94. Lois, A.; Ruch, M. Assessment of martensite content in austenitic stainless steel specimens by eddy current testing, *Insight*, Vol. 48, No. 1, pp. 26-29, 2006.
95. Lula, R. A. *Stainless Steel*. American Society for Metals, Ohio. 1997.
96. Luzinete, P. B. y Costa, I. Instituto de Pesquisas Energéticas y Nucleares, Ipen/cnen-sp Centro de Ciencia y Tecnología de Materiales, Laboratorio de Corrosión. Evaluación de la resistencia a la corrosión de los filtros del acero inoxidable de AISI 316. *Mat. Res.*, abr./jun. 2005, vol.8, No.2, p.165-168. ISSN 1516-1439.
97. 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.
98. Mariño, M. 2008. *Incremento de la termo-resistencia de la aleación ACI HK40 por precipitación de partículas coherentes*. Dr. Alberto Velázquez (tutor). Tesis en Opción al Título de Doctora en Ciencias Técnicas. ISMM. Moa. Cuba.
99. Mathar, J. *Transactions ASME*, 56, (4), pp. 249-254, 1934.
100. Masubuchi, K. *Analysis of Welded Structures*, Pergamon Press, Elmsford, N.Y. 1980.
101. 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.
102. Meyer, H. J. Grietas Laminares en Construcciones Soldadas. II Conf. On Significance of Defects in Welds, Welding Inst. London. 1968.
103. 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.
104. Mirambell, E. On The Calculation of Deflection in Structural Stainless Steel Beams: An Experimental and Numerical Investigation. Entregado a Journal of Constructional Steel Research para su próxima publicación. Junio 1999.
105. Monnartz, P. Beitrag zum studium der eisenchromlegier unger unter besonderer beücksichtigung der säurebeständigkeit. Metalurgie 8: 161-170 y 193-201. 1911.
106. Mott, R. 1999. Machine elements in mechanical design. Third Edition. Prentice Hall. Ohio. USA.
107. Nicholls, D. M. Grietas laminares en Aceros Laminados en Caliente. Brit. Welding Journal. Nro 3, Vol. 15. 1968.
108. Oriani, R. A., "The Physical and Metallurgical Aspects of Hydrogen in Metals", ICCF4, Fourth International Conference on Cold Fusion", Lahaima Maui, Electrical Power Research Institute 3412, Hillview Av., Palo Alto CA 94304, USA . 1993.
109. Paolini, J.; Grau, J.; Elsner, C. 2004. Análisis comparativo del comportamiento frente a la corrosión de aceros inoxidables austeníticos forjados y fundidos a ser utilizado en prótesis quirúrgicas. Congreso Conamet/Sam. La Plata. Argentina.
110. Perkins, H.C.; Reynolds, W.C.: Engineering Thermodynamics. McGraw-Hill, ISBN 0-07-052046-1. 712 P. 1980.
111. Povoletto, F.; Mansilla, G. A. y HERMIDA E. B. Relajación de tensiones por curvado a 773 en AISI 316. Disponible en la World Wide Web en <http://www.materiales-sam.org.ar>.
112. Pero - Sanz, J. A. Ciencia e Ingeniería de los Materiales, Madrid: DOSSAT 2000.

113. Puchi - Cabrera. E. S. Comportamiento mecánico del acero inoxidable 316L bajo condiciones de trabajo en tibio. Revista de la Facultad de Ingeniería de la U.C.V., Vol. 18, N°2, pp. 63 - 72, 2003.
114. Quesada, H. J.; Zalazar, M.; Asta, E. P. Ensayos de fisuración en frío aplicados en aceros de alta resistencia. JORNADAS SAM – CONAMET – AAS, septiembre 2001, Argentina.
115. Qiu, C. Thermodynamic calculation and precipitation of carbides in the Fe-Cr-Ni-C system. En: Steel research. Vol. 64, (12), 1993. Págs.: 618-622.
116. Radhakrishnan, V.M.; et al. Substructure characterizing parameter in creep, J. of Mater. Science, 30, 1521-1528, 1995.
117. Radhakrishnan, V. 2000. Hot cracking in austenitic stainless steel weld metals. Science and Technology of welding and Joined Magazine, 5 (1). India.
118. Rendler, N. J.; Vigness, I. 1966: Experimental Mechanics, 6, (12), pp. 577-586.
119. Real, E. Aportaciones al estudio del comportamiento a flexión de estructuras de acero inoxidable. Tesis doctoral ETSECCPB-UPC, 2001.
120. Rodríguez, H. “*Metalurgia de la soldadura*”. Editorial Pueblo y Educación 1987. 613 pp.
121. Rodríguez, H. “*Metalurgia de la soldadura de la Soldadura*”. 1 ed -.Pueblo y Educación. La Habana. 1983. 613 p.
122. Rodríguez, I.; Fernández-Columbié, T.; Ilaca, I. 2006. Comportamiento de la resistencia mecánica en tubos, de materiales dúctiles, con agujero, empleando técnicas MEF. Actas Mecánica “XIII Convención Científica de Ingeniería y Arquitectura”. La Habana, Cuba.
123. Rodríguez, I.; Fernández, T.; Guardado, R.; Ngendanzi, V. 2007. 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.

124. Rodríguez, I.; Fernández, T.; Velázquez, A.; Muñoz, J.; González, V. 2010. Caracterización de la rotura del transportador sinfín de mineral laterítico sometido a altas temperaturas. *Revista Geología y Minería*.
125. RODRÍGUEZ, J. Propagación de la transformación martensítica inducida por deformación en la velocidad de crecimiento de grietas por fatiga de aceros inoxidable austeníticos metaestables. Barcelona, ETSEIB, 2007.
126. Ruud, C. In *Handbook of Residual Stresses and Deformation of Steel*, Edited by Totten G., Howes M. and Inoue T., ASM International, pp. 99-110, 2002.
127. SABS. Structural use of stainless steel – Part 4 The design of cold formed stainless steel structural members. SABS 0162-4:1997.
128. Sarkar, A. D. Friction and wear. Academic Press Inc. (London) LTD. London. 1980. 423 p.
129. Saxena, A. *Nonlinear Fracture Mechanics for Engineers*. Boca Ratón: Editorial CRC Press. 1998.
130. Schajer, G. S. Hole – Drilling Residual Stress Calculation Program (H-Drill), v. 2.2. 2001.
131. Seferian, D. “*Metalurgia de la soldadura*”. Ed. Revolucionaria. 1983. 397 pp.
132. Shreir, L. L. The microbiology of corrosion. En: *Corrosion 1*. Wiley, J. (Ed). pp. 2.52 – 2.64. New York. 1963.
133. Soete, W.; Vancrombrugge, R. 1950: *Proceedings SESA*, 8, (1), pp. 17-28.
134. Sturla, A. E. & E. Castellano 1951. *Metalografía microscópica: guía práctica de metalografía microscópica y macrografía*. Buenos Aires: Alsina. 278pp.
135. Suratman, R.; Permana, M. S. Effect of solution treatment on Hadfield’s Steel Microstructures. University of Pasundan. West Java. Indonesia. 2001. Disponible en World Wide Web http://www.maxpages.com/msper2000/A1_Alloy.
136. Subramanyan, D K.; et al. Austenitic Manganese Steel. ASTM. Specialty Steel and Heat Resistant Alloys. ASTM Handbook. USA. 1999. pag 822-840.

137. Talja, A. And Salmi P., Design of Stainless Steel RHS Beams, Columns and Beamcolumns. Research Notes 1619, Technical Research Centre of Finland, VTT, Espoo. 1995.
138. Torres, E. Influencia del Cr y el Ni en las propiedades mecánicas y funcionales de los depósitos de soldadura de acero austenítico al alto manganeso. Tesis en opción al grado científico de doctor en ciencias técnicas. Universidad de Matanzas “Martha Abreu”. 2002.
139. Van Wershoven, T. 1999. How to conduct failure analysis. *Advanced Materials & Processes*.
140. Velázquez, A. 2002. *Fragilización de la aleación HH por precipitación de fases sigma*. Dr. C. Eleno Alfonso (tutor). Tesis en Opción al Título de Doctor en Ciencias Técnicas. ISMM. Moa. Cuba.
141. Vitek, J. M.; Iskander, Y. S.; And Oblow E. M. 2000. Improved ferrite number prediction in stainless steel arc welds using artificial neural networks — Part 2: neural network results. *Welding Journal* 79(2): 41-s to 50-s.
142. Wegst, C.: Key to Steel, Marbach: Wegst GmbH, 1995
143. Wilson, W. G. Minimacion de las grietas laminares mediante la elevación de la ductilidad en la direccion Z. *Welding Journal*. Nro 11. 1974.
144. Wormigton, H. Grietas laminares en Planchas de Acero calmados con Silicio. *Weld and Metal Const*. Nro 9, Vol. 35. 1967.
145. Zinn, W.; Scholtes, B. In Handbook of Residual Stresses and Deformation of Steel, Edited by G. Totten, M. Howes and T. Inoue, ASM International, pp. 391-396. 2002.

ANEXOS

Anexo 1. Resultados de las Mediciones de Microdureza

Microdureza de los compuestos analizados						
Probetas.	Mediciones.	Diag. (Matr)	Microdureza.	Diag.(Carb)	Microdureza	Const.
1	1.I	3.425	269,1	3.025	623,07	0.08
	1.II	3.940	270,1	3.345	643,77	
	1.III	3.680	276,4	3.540	612,95	
	1.IV	4.335	271,87	3.950	626,60	
	2.I	3.375	241,3	3.290	566,72	
	2.II	4.535	243,4	3.710	572,47	
	2.III	3.630	245,2	3.530	557,98	
	2.IV	3.950	243,30	3.850	565,72	
	3.I	4.315	289,7	3.350	680,8	
	3.II	3.610	285,2	3.720	650,9	
	3.III	3.610	292	3.490	665,62	
	3.IV	4.310	288,97	3.940	665,77	
	4.I	4.300	264,1	3.685	609,73	
	4.II	3.645	260,1	3.244	600,07	
	4.III	3.640	266,1	3.540	603,29	
	4.IV	4.350	263,43	3.835	604,36	
2	1.I	5.105	234	3.630	538,43	
	1.II	4.050	238,2	3.420	526,24	
	1.III	4.050	236,5	3.385	543,95	
	1.IV	4.305	236,23	3.930	536,21	
	2.I	3.690	278,6	3.480	636,87	
	2.II	2.945	266,1	3.850	623,07	
	2.III	4.305	268,1	3.280	609,73	
	2.IV	3.615	270,93	3.660	623,22	
	3.I	3.970	241,7	3.170	566,72	
	3.II	3.320	234,9	2.510	543,95	
	3.III	4.405	238,2	3.010	552,23	
	3.IV	3.740	238,27	2.940	554,30	
	4.I	3.120	216	3.020	502,55	
	4.II	3.440	212,9	3.345	490,36	
	4.III	3.780	220,5	3.120	507,38	
	4.IV	2.825	216,47	2.685	500,10	
	1.I	4.590	301,39	3.950	654,22	
	1.II	4.370	302,51	3.440	675,96	

3	1.III	3.840	309,57	3.630	643,60	
	1.IV	3.635	304,49	3.390	657,93	
	2.I	4.195	270,26	3.925	595,06	
	2.II	3.515	272,61	3.515	601,09	
	2.III	4.245	274,62	3.650	585,88	
	2.IV	3.530	272,50	3.350	594,01	
	3.I	4.315	324,46	3.675	714,84	
	3.II	3.575	319,42	3.545	683,45	
	3.III	4.590	327,04	3.460	698,90	
	3.IV	3.910	323,64	2.830	699,06	
	4.I	3.970	298,03	2.770	633,45	
	4.II	3.275	262,08	2.385	565,35	
	4.III	3.725	266,78	3.410	552,55	
	4.IV	2.950	275,63	3.020	583,79	
	4	1.I	4.540	331,53	3.500	752,36
		1.II	3.925	332,76	3.820	777,35
1.III		4.455	340,52	3.510	740,14	
1.IV		3.735	334,94	3.940	756,62	
2.I		3.925	359,74	3.320	803,74	
2.II		3.240	325,37	3.330	736,25	
2.III		3.805	320,44	3.970	724,58	
2.IV		3.135	335,19	3.240	754,86	
3.I		3.950	330,30	3.880	736,25	
3.II		3.140	297,77	3.550	684,31	
3.III		3.145	289,40	3.280	656,82	
3.IV		3.660	305,82	3.680	692,46	
4.I		3.580	293,46	3.515	666,82	
4.II		2.300	266,11	2.950	606,83	
4.III		3.550	262,29	3.345	592,11	
4.IV		3.635	273,96	3.535	621,92	

Tabla 3. Parámetros para la medición de microdureza

Número de Probeta	Número de la Medición	Prof. (µm)	Parámetros para la medición de microdureza					
			P ₁ = 50 gf			P ₂ = 100 gf		
			d ₁ (µm)	d ₂ (µm)	d (µm)	d ₁ (µm)	d ₂ (µm)	d (µm)
	1.I	200	18	17,7	17,85	24,3	24,7	24,5
	1.II		17,3	17,5	17,4	24,8	24,9	24,85

1	1.III		17,4	17,6	17,5	24,8	24,6	24,7	
	1.IV		18,4	18,6	18,5	26	25,8	25,9	
	2.I	1800	18,4	18,6	18,5	26	25,8	25,9	
	2.II		18,5	18,3	18,4	26,1	26,3	26,2	
	2.III		18,5	18,7	18,6	26	6,1	26,05	
	2.IV		19,4	19,5	19,45	27,2	27,6	27,4	
	3.I	3400	19,4	19,5	19,45	27,2	27,6	27,4	
	3.II		19,5	19,7	19,6	27,5	27,9	27,7	
	3.III		19,4	19,6	19,5	27,3	27,8	27,55	
	3.IV		19,4	19,5	19,45	27,2	27,6	27,4	
	4.I	3400	19,4	19,5	19,45	27,2	27,6	27,4	
	4.II		19,5	19,7	19,6	27,5	27,9	27,7	
	4.III		19,4	19,6	19,5	27,3	27,8	27,55	
	4.IV		17,4	17,6	17,5	24,9	25,1	25	
	2	1.I	200	18	17,7	17,85	24,3	24,7	24,5
		1.II		17,3	17,5	17,4	24,8	24,9	24,85
1.III		17,4		17,6	17,5	24,8	24,6	24,7	
1.IV		18,4		18,6	18,5	26	25,8	25,9	
2.I		1800	18,4	18,6	18,5	26	25,8	25,9	
2.II			18,5	18,3	18,4	26,1	26,3	26,2	
2.III			18,5	18,7	18,6	26	6,1	26,05	
2.IV			19,4	19,5	19,45	27,2	27,6	27,4	
3.I		3400	19,4	19,5	19,45	27,2	27,6	27,4	
3.II			19,5	19,7	19,6	27,5	27,9	27,7	
3.III			19,4	19,6	19,5	27,3	27,8	27,55	
3.IV			19,4	19,5	19,45	27,2	27,6	27,4	
4.I		3400	19,4	19,5	19,45	27,2	27,6	27,4	
4.II			19,5	19,7	19,6	27,5	27,9	27,7	
4.III			19,4	19,6	19,5	27,3	27,8	27,55	
4.IV			17,4	17,6	17,5	24,9	25,1	25	
3	1.I	200	18	17,7	17,85	24,3	24,7	24,5	
	1.II		17,3	17,5	17,4	24,8	24,9	24,85	
	1.III		17,4	17,6	17,5	24,8	24,6	24,7	
	1.IV		18,4	18,6	18,5	26	25,8	25,9	
	2.I	1800	18,4	18,6	18,5	26	25,8	25,9	
	2.II		18,5	18,3	18,4	26,1	26,3	26,2	
	2.III		18,5	18,7	18,6	26	6,1	26,05	
	2.IV		19,4	19,5	19,45	27,2	27,6	27,4	

	3.I	3400	19,4	19,5	19,45	27,2	27,6	27,4
	3.II		19,5	19,7	19,6	27,5	27,9	27,7
	3.III		19,4	19,6	19,5	27,3	27,8	27,55
	3.IV		19,4	19,5	19,45	27,2	27,6	27,4
	4.I	3400	19,4	19,5	19,45	27,2	27,6	27,4
	4.II		19,5	19,7	19,6	27,5	27,9	27,7
	4.III		19,4	19,6	19,5	27,3	27,8	27,55
	4.IV		17,4	17,6	17,5	24,9	25,1	25
4	1.I	200	18	17,7	17,85	24,3	24,7	24,5
	1.II		17,3	17,5	17,4	24,8	24,9	24,85
	1.III		17,4	17,6	17,5	24,8	24,6	24,7
	1.IV		18,4	18,6	18,5	26	25,8	25,9
	2.I	1800	18,4	18,6	18,5	26	25,8	25,9
	2.II		18,5	18,3	18,4	26,1	26,3	26,2
	2.III		18,5	18,7	18,6	26	6,1	26,05
	2.IV		19,4	19,5	19,45	27,2	27,6	27,4
	3.I	3400	19,4	19,5	19,45	27,2	27,6	27,4
	3.II		19,5	19,7	19,6	27,5	27,9	27,7
	3.III		19,4	19,6	19,5	27,3	27,8	27,55
	3.IV		19,4	19,5	19,45	27,2	27,6	27,4
	4.I	3400	19,4	19,5	19,45	27,2	27,6	27,4
	4.II		19,5	19,7	19,6	27,5	27,9	27,7
	4.III		19,4	19,6	19,5	27,3	27,8	27,55
	4.IV		17,4	17,6	17,5	24,9	25,1	25

Anexo 2. Resultados de la simulación

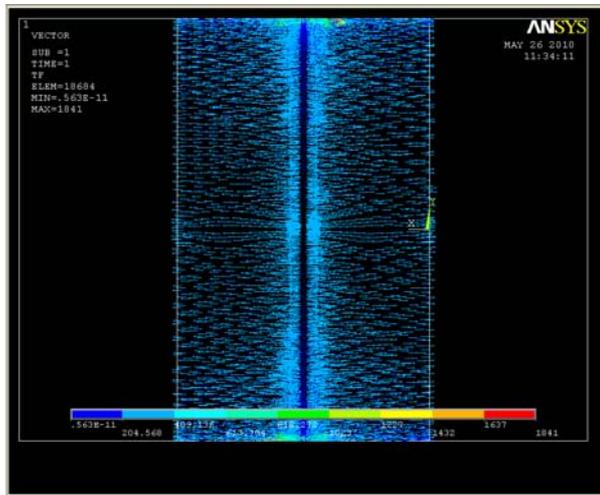


Figura 1. Distribución nodal

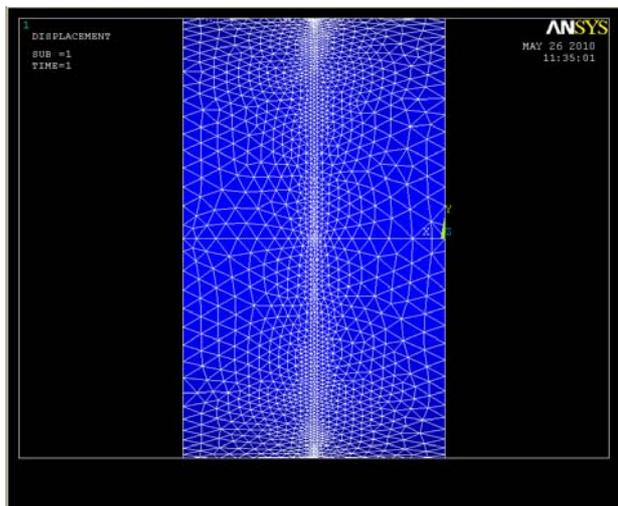


Figura 2. Modelo geométrico mallado

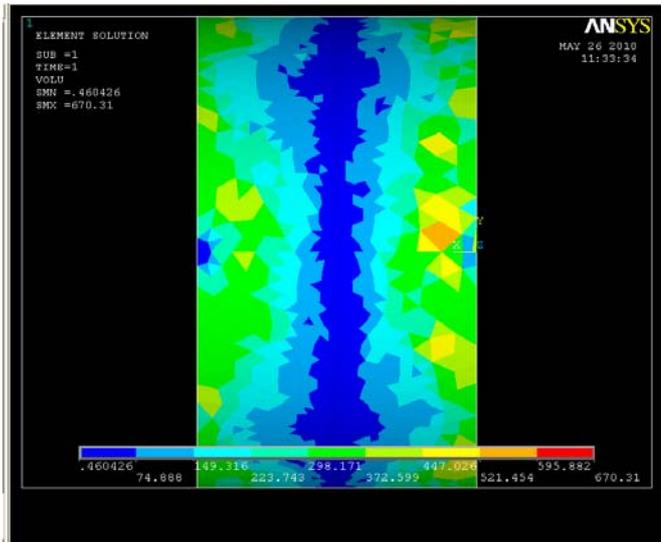


Figura 3. Desplazamiento térmico

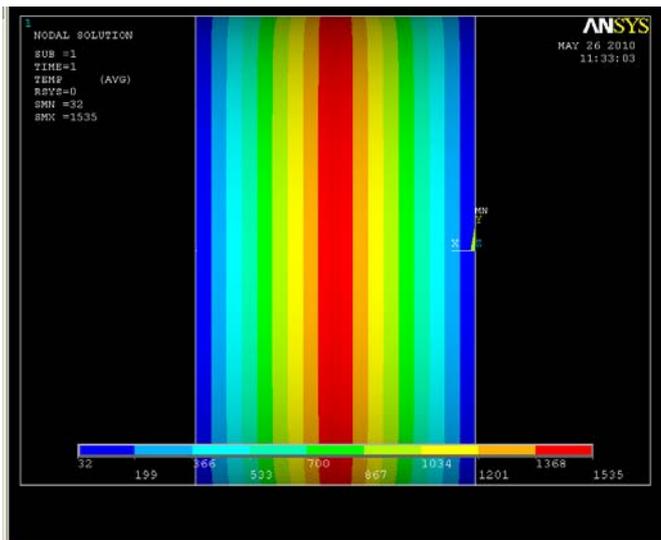


Figura 4. Distribución de temperatura

Anexo 3. Cálculo del % ferrita

Tabla 1. % de Cromo y Níquel equivalente en las muestras

Probetas	Nieq	Cr eq	% ferrita
A1	12,4406	21,0674	
A2	12,65672	20,6824	
A3	12,3076	20,9874	
A4	12,35432	20,871152	
Promedio	12,71731	20,90215	
B1	12,30828	21,29492	
B2	12,57672	21,0624	
B3	12,6276	21,1724	
B4	12,22572	20,8949	
Promedio	12,43447	21,106775	
C1	12,9931	21,21992	
C2	13,22116	21,0924	
C3	13,11416	21,32492	
C4	13,15476	20,84492	
Promedio	13,120795	21,12054	
E 316l -16	13,725	22,015	
E 309 -16	14,76	24,215	
E 310 - 16	23,725	27,215	

Tabla 2. % Níquel y cromo equivalente en cada muestra

Probetas	Ni eq	Cr eq	% Ferrita
Patrón	11,10	20,50	6,10
Muestra 1	11,6835	21,1833333	10,12
Muestra 2	11,94133333	20,93333333	9.2
Muestra 3	11,8056667	21,15	10,012
Muestra 4	11,69433333	20,8588333	9.5
E 316l -16	14,325	22,015	5,24
E 309 -16	15,36	24,215	8,57
E 310 - 16	24,325	27,115	-3.25

Anexo 4. Análisis de la pérdida de espesor en las líneas de recirculación

Tabla 1. Pérdida de espesor en los tramos húmedos

Mediciones	Pérdida de espesor
1	5,4
2	4,6
3	5,6
4	4,5
5	5,2
6	5,16
7	4,7
8	3,9
9	4
10	4,2
Promedio	4,726

Mediciones	Pérdidas de espesor
1	2,1
2	1,8
3	1,2
4	2,5
5	2,1
6	2
7	2,3
8	2,75
9	2,7
10	2,5
Promedio	2,195



Anexo 4 Modelo de Orden de Servicio con Cargos

Desde Hasta

Informe de la Orden de Servicio

No. OS. 117332

Descripción: | Reparación de la línea de Recirculación en Recuperación,(Suplemento 114),Ejecuta:
ECRIN,responsable: Angel Alba.

Resumen de Costos Reales de la Orden de Servicio

Costo de Mano de Obra	\$0.00000
Costo de Materiales	\$219,120.87113
Costo de Otros Costos	\$0.00000
Costo Total	\$219,120.87113
Consumo Medios de Trabajo (Litros)	0.00000

Fecha de Confirmación: **Fecha de** 4/17/2009

Aprobado Por: **FIRMA:**

<u>Fecha</u>	<u>Observación</u>
23-Dec-2009	A esta Orden de Servicio le corresponde también el (Suplemento 7-114-1).
14-Jan-2010	Este trabajo aun continúa

117332 23274

Cliente: 400365 Capital Planta Recuperación
Ejecutor: 36500 Reparación Capital Recuperación
Trabajo: REP Reparación
Objeto: CA-202 Línea de Recirculación
Fecha de inicio: 4/22/2009 12:00:00AM **Fecha de Terminación:** 1/1/1753 12:00:00AM

No Vale	Fecha	Material	Cantidad	UM	Precio	Importe Re	
6684-93	4/22/2009	31610900570000	ELECTRODO FOX EVA7S 7018 4MM	20.0000	kg	1.90500	\$38.10000
8381-93	5/15/2009	31610900570000	ELECTRODO FOX EVA7S 7018 4MM	50.0000	kg	1.90500	\$95.25000
9361-93	6/3/2009	31610900570000	ELECTRODO FOX EVA7S 7018 4MM	40.0000	kg	1.90500	\$76.20000
10784-93	6/23/2009	31610900570000	ELECTRODO FOX EVA7S 7018 4MM	60.0000	kg	1.90500	\$114.30000
11958-93	7/14/2009	31610900570000	ELECTRODO FOX EVA7S 7018 4MM	90.0000	kg	1.90500	\$171.45000
14655-93	8/29/2009	31610900570000	ELECTRODO FOX EVA7S 7018 4MM	50.0000	kg	1.90500	\$95.25000
16455-93	9/23/2009	31610900570000	ELECTRODO FOX EVA7S 7018 4MM	30.0000	kg	1.90500	\$57.15000
6684-93	4/22/2009	31610990230000	ELECTRODO E-6010 3.2 MM CELULOSICO FOX CEL	20.0000	kgs	1.97200	\$39.44000
21083-93	12/3/2009	31010117800000	DISCO DE CORTE C/ CENTRO DEPRIMIDO OXIDO DE ALUMINIO NORMAL DE 178X22X3	2.0000	uno	0.80000	\$1.60000
2744-93	2/10/2010	31310200030000	EMPAQUETADURA VAL MM 3397 3/16" 4.9MM 1X2KG	4.0000	kg	85.63000	\$342.52000
12783-93	7/31/2009	30318013960000	TORNILLO M16X40 CALID 8.8	100.0000	uno	0.20350	\$20.35000
1631-6	8/4/2009	27610600210000	TUBO AC. S/C A-106 GR B DE 1/2"	24.0000	mts	2.80458	\$67.30992
14899-93	9/2/2009	30311424060000	TORNILLO M16X60 CAB.HEX.AC.AL CARBONO	42.0000	uno	1.54738	\$64.98996
3068-7	7/17/2009	27060820030000	TUERCA 1/4" FLEAR CORTA	140.0000	uno	0.10000	\$14.00000
905-6	4/22/2009	27222002800000	VIGA AC. UPN 280X95X10X12	0.2700	uno	541.19044	\$146.12142
906-6	4/22/2009	27222002800000	VIGA AC. UPN 280X95X10X12	0.7100	uno	541.19046	\$386.40999
1068-6	5/13/2009	27222002800000	VIGA AC. UPN 280X95X10X12	2.5900	uno	541.19010	\$1400.59997
11203-93	7/2/2009	37813400580000	LOCTITE 5699 SELLADOR DE BANDAS GRIS REF: 21073 CAPAC: 300ML	6.0000	uno	17.36833	\$104.20998
4798-93	3/24/2010	59090100100000	LAPIZ INDICADOR DE TEMPERATURA 150oC	2.0000	uno	8.45500	\$16.91000
4798-93	3/24/2010	59090100110000	LAPIZ INDICADOR DE TEMPERATURA DE 200oC	2.0000	uno	8.40500	\$16.81000
4798-93	3/24/2010	59090100120000	LAPIZ INDICADOR DE TEMPERATURA DE 250oC	2.0000	uno	8.51000	\$17.02000
4798-93	3/24/2010	59090100130000	LAPIZ INDICADOR DE TEMPERATURA DE 300oC	2.0000	uno	8.41000	\$16.82000
8881-93	5/25/2009	30311636920000	TORNILLO M12X50 DIN 933 8.8	50.0000	uno	0.16520	\$8.26000
4953-93	3/26/2010	31611050770000	ELECTRODO E316 L-16 DE 3.2MM	5.0000	kg	14.89400	\$74.47000
19984-93	11/13/2009	31611050780000	ELECTRODO E316L-16 DE 4MM	20.0000	kg	6.72350	\$134.47000
1675-93	1/27/2010	31610950120000	ELECTRODO E- 6010 DIAM:3.2MM (CHINO)	10.0000	kg	2.59200	\$25.92000
5640-93	4/8/2010	30310001010000	TORNILLO M16 X 80 C/HEXAGONAL AL CARBONO	45.0000	uno	0.68844	\$30.97980
9437-93	6/3/2009	27331610060000	BARRA AC. INOX. 6 MM AISI-310	3.9600	kg	6.18939	\$24.50998
5640-93	4/8/2010	30311630200000	TUERCA M16 CAB.HEX.AC.AL CARBONO	45.0000	uno	0.14955	\$6.72975
15611-93	9/10/2009	27015230100000	CODO 4" GALV	6.0000	uno	37.89000	\$227.34000
17910-93	10/13/2009	27015230100000	CODO 4" GALV	6.0000	uno	37.89000	\$227.34000
1770-7	5/4/2010	72441463950000	OREJA DE GANCHO 002-J838 TERMO	144.0000	uno	81.25958	\$11701.37952
12797-93	7/31/2009	65430000060000	DISCO SAITEKO 180X3X22.2.	15.0000	uno	2.10533	\$31.57995
498-93	7/31/2009	65430000060000	DISCO SAITEKO 180X3X22.2.	-15.0000	uno	2.10533	-\$31.57995
12887-93	8/3/2009	65430000060000	DISCO SAITEKO 180X3X22.2.	15.0000	uno	2.10533	\$31.57995
6893-93	5/4/2010	65430000060000	DISCO SAITEKO 180X3X22.2.	10.0000	uno	2.10500	\$21.05000
14104-93	9/16/2010	65430000060000	DISCO SAITEKO 180X3X22.2.	12.0000	uno	2.10500	\$25.26000
14105-93	9/16/2010	65430000060000	DISCO SAITEKO 180X3X22.2.	6.0000	uno	2.10500	\$12.63000
15842-93	10/19/2010	65430000060000	DISCO SAITEKO 180X3X22.2.	15.0000	uno	2.10533	\$31.57995
1451-7	4/7/2010	30723140700000	VALVULA TIPO GLOBO DN. 1 1/2	10.0000	uno	59.52100	\$595.21000

1451-7	4/7/2010	3071314070000	VALVULA TIPO COMPUERTA A-105/F6 CLASE 800 LBS CONEXION SW DN.1 1/2 PULGADA	8.0000	uno	54.98125	\$439.85000	R
9264-93	6/2/2009	30341930310000	TUERCA M16 CAB.HEX.AC AL CARBONO	200.0000	uno	0.19075	\$38.15000	R
14899-93	9/2/2009	30314510060000	ARANDELA PLANA DE 16MM AC.AL CARBONO	42.0000	uno	0.08047	\$3.37974	R
5723-93	4/8/2010	31312901990000	JUNTA DE AMIANTO AF DIN-2636, P/N:30052-199 PREFORMADA P/MONTAJE DE VALV. DE 50-2	1.0000	PAQ	23.04000	\$23.04000	R
5514-93	4/7/2010	31311100040000	JUNTA REFORMADA P/ACOPLE DE BONETE CUERPO MONTAJE VALVULA ANSI-B16.5 P/VALVULA DE 50MM CLASE BA-GL-2	1.0000	PAQ	259.37000	\$259.37000	R
201-93	4/8/2010	31311100040000	JUNTA REFORMADA P/ACOPLE DE BONETE CUERPO MONTAJE VALVULA ANSI-B16.5 P/VALVULA DE 50MM CLASE BA-GL-2	-1.0000	PAQ	259.37000	-\$259.37000	R
17910-93	10/13/2009	27015240000000	CODO GALV. DE 2-1/2"	6.0000	uno	10.23333	\$61.39998	R
15610-93	9/10/2009	31530310160000	CEPILLO CIRCULAR 100X0.5XM14 LTDP. MC01 JAZ, P/N: 215-0020.	5.0000	uno	11.07800	\$55.39000	R
19740-93	11/11/2009	31530310160000	CEPILLO CIRCULAR 100X0.5XM14 LTDP. MC01 JAZ, P/N: 215-0020.	4.0000	uno	11.08000	\$44.32000	R
21083-93	12/3/2009	31530310160000	CEPILLO CIRCULAR 100X0.5XM14 LTDP. MC01 JAZ, P/N: 215-0020.	6.0000	uno	11.07833	\$66.46998	R
4796-93	3/24/2010	31530310160000	CEPILLO CIRCULAR 100X0.5XM14 LTDP. MC01 JAZ, P/N: 215-0020.	5.0000	uno	11.07800	\$55.39000	R
4798-93	3/24/2010	59090100140000	LAPIZ INDICADOR DETEMPERATURA DE 500 oC	2.0000	uno	7.92500	\$15.85000	R
8881-93	5/25/2009	67442610200000	TORNILLO 16 X 40	120.0000	uno	1.39825	\$167.79000	R
6893-93	5/4/2010	65430000210000	* DISCO DE DESBASTE CON CENTRO DEPRIMIDO PARA METALES NO FERROSOS CARBURO DE SILICIO DE 180X22.2X6	10.0000	uno	0.78000	\$7.80000	R
15842-93	10/19/2010	65430000210000	* DISCO DE DESBASTE CON CENTRO DEPRIMIDO PARA METALES NO FERROSOS CARBURO DE SILICIO DE 180X22.2X6	10.0000	uno	0.78100	\$7.81000	R
14105-93	9/16/2010	65430000220000	* DISCO DE DESBASTE CON CENTRO DEPRIMIDO, OXIDO DE ALUMINIO NORMAL DE 180X22.2X6	3.0000	uno	1.28667	\$3.86001	R
1376-6	6/19/2009	27236000700000	ANGULAR AC. DE 70x70x8	7.0000	TON	48.99714	\$342.97998	R
8881-93	5/25/2009	30310200800000	TORNILLO M16X80 C/TUERCA	50.0000	uno	0.38840	\$19.42000	R
1849-6	9/2/2009	26620161000000	REJILLA 30X30X1000X6100 P/ PISO DE ACERO GALVANIZADO	4.0000	uno	442.56000	\$1770.24000	R
217-6	2/3/2010	26620161000000	REJILLA 30X30X1000X6100 P/ PISO DE ACERO GALVANIZADO	10.0000	uno	442.56100	\$4425.61000	R
6684-93	4/22/2009	31610990450000	ELECTRODO FOX 7018 3.2MM.	40.0000	kg	1.94275	\$77.71000	R
8381-93	5/15/2009	31610990450000	ELECTRODO FOX 7018 3.2MM.	50.0000	kg	1.94280	\$97.14000	R
9361-93	6/3/2009	31610990450000	ELECTRODO FOX 7018 3.2MM.	60.0000	kg	1.94283	\$116.56980	R
10237-93	6/12/2009	31610990450000	ELECTRODO FOX 7018 3.2MM.	40.0000	kg	1.94300	\$77.72000	R
10784-93	6/23/2009	31610990450000	ELECTRODO FOX 7018 3.2MM.	40.0000	kg	1.94300	\$77.72000	R
11201-93	7/2/2009	31610990450000	ELECTRODO FOX 7018 3.2MM.	54.0000	kg	1.94296	\$104.91984	R
11958-93	7/14/2009	31610990450000	ELECTRODO FOX 7018 3.2MM.	93.0000	kg	1.94290	\$180.68970	R
8881-93	5/25/2009	30311618400000	TORNILLO M18 X 40 C/TUERCA CALIDAD 8.8	100.0000	uno	0.50260	\$50.26000	R
4798-93	3/24/2010	78720321200000	MARCADOR PERMANENTE SOBRE METALES C/PUNTA DE FIELTRO(BLANCO, AMARILLO Y ROJO)	2.0000	uno	3.41000	\$6.82000	R
16455-93	9/23/2009	31610932000000	ELECTRODO 7018 DE 3.2MM(1PAQ=5 KG)	40.0000	kg	1.17375	\$46.95000	R
17582-93	10/8/2009	31610932000000	ELECTRODO 7018 DE 3.2MM(1PAQ=5 KG)	10.0000	kg	1.17400	\$11.74000	R
19983-93	11/13/2009	31610932000000	ELECTRODO 7018 DE 3.2MM(1PAQ=5 KG)	20.0000	kg	1.17350	\$23.47000	R
21084-93	12/3/2009	31610932000000	ELECTRODO 7018 DE 3.2MM(1PAQ=5 KG)	10.0000	kg	1.17300	\$11.73000	R

6350-93	4/21/2010	31690400870000	Cepillo circular acero latonado 0.5 mm, Ø Exterior 100x6 mm Ancho 17 mm, RPM máx seguridad 6000	10.0000	uno	11.76200	\$117.62000	R
19740-93	11/11/2009	31690400880000	Cepillo circular acero latonado 0.5 mm, Ø Exterior 150x6 Ancho 15 mm, RPM máx seguridad 6000	2.0000	uno	15.24000	\$30.48000	R
1068-6	5/13/2009	27236101000000	Angular de acero S235 de 75X75X8 mm (1unid. X 6metros)	10.0000	uno	90.70600	\$907.06000	R
1206-6	6/2/2009	27236101000000	Angular de acero S235 de 75X75X8 mm (1unid. X 6metros)	24.0000	uno	90.70583	\$2176.93992	R
1624-6	7/31/2009	27236101020000	Angular de acero S 235 de 90X90X8 mm (1unid. X 9 metros)	14.0000	uno	109.64071	\$1534.96994	R
1068-6	5/13/2009	27236101060000	Angular de acero S 235 de 125x 125x 10 mm (1 unid. X 9 metros)	2.0000	uno	285.08500	\$570.17000	R
1206-6	6/2/2009	27236101150000	Viga Canal de acero S 235 de 100x48x5.3 mm (1 unid. X 6metros)	5.0000	uno	110.67600	\$553.38000	R
907-6	4/22/2009	27236101210000	Viga IPN100 de acero S 235 de 100x55 mm (1 unid. X 6metros)	2.0000	uno	130.24500	\$260.49000	R
1848-6	9/2/2009	27236101220000	Viga IPE100 de acero S 235 de 120x64 mm (1 unid. X 9metros)	4.0000	uno	181.12000	\$724.48000	R
906-6	4/22/2009	27236101230000	Viga IPE140 de acero S 235 de 140x73 mm (1 unid. X 9metros)	2.0000	uno	212.85500	\$425.71000	R
907-6	4/22/2009	27236101240000	Viga IPE160 de acero S 235 de 160x81 mm (1 unid. X 10metros)	9.0000	uno	295.66000	\$2660.94000	R
907-6	4/22/2009	27236101280000	Viga HEB300 de acero S 235 de 300x300 mm (1 unid. X 11.8metros)	2.0000	uno	2804.72500	\$5609.45000	R
1451-7	4/7/2010	30710386240000	VALVULA TIPO COMPUERTA S.W CUERPO DE A150 ACCIONAMIENTO MANUAL DN 2"	4.0000	uno	75.12500	\$300.50000	R
1631-6	8/4/2009	27610632310000	TUBOS DE AC. A-53 DE 1" GRB S/C L-6M	24.0000	m	5.01417	\$120.34008	R
218-6	2/3/2010	27610632310000	TUBOS DE AC. A-53 DE 1" GRB S/C L-6M	78.0000	m	5.01410	\$391.09980	R
2893-7	7/9/2009	72441474430000	PLANCHA 002-N443 120X100X8 TERMOELECT.	325.0000	uno	2.39000	\$776.75000	R
2893-7	7/9/2009	72441454440000	SOPORTE N4 002-N480 TERMOELECT.	26.0000	uno	84.90000	\$2207.40000	R
2893-7	7/9/2009	72441454790000	SOPORTE N3 002-N479 TERMOELECT.	13.0000	uno	84.56000	\$1099.28000	R
2893-7	7/9/2009	72441454800000	SOPORTE N1 002-N477 TERMOELECT.	9.0000	uno	89.83000	\$808.47000	R
2893-7	7/9/2009	72441455810000	SOPORTE N2 002-N478 TERMOELECT.	13.0000	uno	84.84000	\$1102.92000	R
2893-7	7/9/2009	72441455820000	PERCHA N2 002-N478 TERMOELECT.	190.0000	uno	25.73000	\$4888.70000	R
2901-7	7/9/2009	72441474490000	MOCHETA D-700 002-N449 TERMOELECT.	6.0000	uno	261.90000	\$1571.40000	R
2901-7	7/9/2009	72441474480000	MOHETA D-500 002-N448 TERMOELECT.	6.0000	uno	224.47000	\$1346.82000	R
2905-7	7/9/2009	72441474440000	PLATINA 190X80X8 002-N444 TERMOELECT.	100.0000	uno	3.86000	\$386.00000	R
4315-7	10/12/2009	72441419400000	PLATINA 190 X 40 002-N714 TERMOELECT.	60.0000	uno	10.25000	\$615.00000	R
1276-6	7/29/2010	27610301190000	TUBO DE ACERO ST-35.8 III. 60.3 X 3.2 MM	13.0000	uno	143.10538	\$1860.36994	R
860-42	9/16/2010	74439800050000	ELECTRODO UTP 6013 3.2 X 350MM P/ ACERO (1 X 20 KG)	5.0000	kg	1.92600	\$9.63000	R
859-42	9/16/2010	74439800040000	ELECTRODO UTP 7018 4.0 X 450MM P/ ACERO (1 X 20 KG)	20.0000	kg	1.92650	\$38.53000	R
468-42	7/22/2010	74439800070000	ELECTRODO UTP 7018 3.2 X 350MM P/ ACERO (1 X 20 KG)	10.0000	kg	1.92600	\$19.26000	R
859-42	9/16/2010	74439800070000	ELECTRODO UTP 7018 3.2 X 350MM P/ ACERO (1 X 20 KG)	40.0000	kg	1.92625	\$77.05000	R
2816-7	7/20/2010	72441454480000	PARED LATERAL DERECHA 002-P448 TERMOELECTRICA	1.0000	uno	2977.56000	\$2977.56000	R
2816-7	7/20/2010	72441454490000	PARED FRONTAL 002-P450 TERMOELECTRICA	1.0000	uno	2886.10000	\$2886.10000	R
2816-7	7/20/2010	72441454500000	PARED LATERAL IZQUIERDA 002-P449 TERMOELECTRICA	1.0000	uno	3285.44000	\$3285.44000	R

Anexo 5. Determinación de tecnología, cálculo de los consumos y costos de los procesos

Cálculos tecnológicos de la S.A.B.F.

1. Determinación de la profundidad de fusión (mm):

$hf = 0,6 \cdot S \Rightarrow$ En la primera de varias pasadas.

$hf = 0,8 \cdot S \Rightarrow$ En la soldadura en una pasada.

Donde: **S**: Espesor de la plancha en mm.

2. Determinación de la intensidad de corriente (A):

$$I_s = \frac{hf}{K} \quad (\text{A})$$

Donde: **K**: Coeficiente con valor de 0,01 mm/A..

3. Determinación de la velocidad de soldadura (m/h):

$$V_s = \frac{25000}{I_s} \quad (\text{m/h})$$

4. Determinación del ancho de la costura (mm):

$$b = j_p \cdot hf$$

Donde: **j_p**: Coeficiente de forma del ancho del cordón con valor de 1,3 adimensional.

5. Determinación de la altura del refuerzo de la costura (mm):

$$h_r = b/j_r$$

Donde: **j_r**: Coeficiente de forma de la altura del refuerzo del cordón con valor de 7 adimensional.

6. Selección de la preparación de bordes para la soldadura automática:

Teniendo en cuenta los parámetros calculados en los dos pasos anteriores, es decir el ancho del cordón y la altura del refuerzo, seleccionar el tipo de costura de acuerdo a las normas establecidas para soldadura automática bajo fundente. Téngase siempre en cuenta que en el este tipo de soldadura se puede soldar espesores de hasta 10 mm sin necesidad de preparación de borde.

7. Determinación del diámetro del alambre. Ajustar el régimen de acuerdo a las recomendaciones.

El régimen de soldadura depende de diversos factores: tipo de material base, tipo de alambre, fundente, tipo de unión y otros. Los regímenes aproximados para la soldadura automática de las uniones a tope, en el caso de los aceros al carbono y de baja y mediana aleación se deben reajustar de acuerdo a los datos de la tabla siguiente (Tabla 3.).

Tabla 3.1: Valores tecnológicos recomendados para la soldadura automática bajo fundente

Espesor del metal (mm).	Diámetro del alambre (mm)	Corriente de soldadura (A)	Tensión del arco (V)	Velocidad de soldadura (m/h)	Notas.
2	3	270 – 300	23 – 27	82	Soldadura sobre placa de apoyo de acero.
3	3	270 – 300	23 – 27	60	
6	4	680 – 720	35 – 37	45	
10	6	1000	35	40	
10	6	900	38	45	Soldadura sobre almohadilla de fundente
16	6	1000	35	27	
20	8	1000	35	22	
25	8	1250	35	13	
16	5	850 – 880	40 – 42	18	Soldadura a mano de la parte inversa de la costura.
20	6	1000	42 – 43	16	
30	8	1400	38 – 40	16	
70	10	2600	42 – 43	6	

8. Determinación del fundente y del material del alambre.

Estos materiales se seleccionan de acuerdo a las tablas que se ofrecen en esta monografía o en cualquier texto o catálogo industrial que ofrezca información al respecto, siempre teniendo en cuenta que el sistema alambre fundente garantice la composición química y propiedades del metal depositado.

9. Cálculo de la velocidad de suministro del alambre al cabezal.

$$V_e = \frac{4 \cdot F \cdot V_s}{\pi \cdot d_a^2 \cdot (1 - \phi_1)}$$

Donde:

F: Área de la sección transversal de la costura.

V_s: Velocidad de soldadura.

D_a: Diámetro del alambre.

j_1 : Coeficiente de pérdidas (0,1)

10. Norma de tiempo de soldadura (T_p).

$$T_t = \frac{l_o}{V_s}$$

$T_a = 1,2 \text{ min} \bullet \text{ cada metro de costura.}$

$$T_{op} = T_t + T_a$$

$$T_{ser} = 0,06 \bullet T_{op}$$

$$T_{des} = 0,04 \bullet T_{op}$$

$$T_p = T_{op} + T_{ser} + T_{des}$$

Donde:

T_p : Norma de tiempo o tiempo total por pieza.

T_t : Tiempo de arco o tiempo tecnológico.

V_s : Velocidad de soldadura.

l_o : longitud de la costura.

T_a : Tiempo auxiliar.

T_{op} : Tiempo operativo.

T_{ser} : Tiempo de servicio.

T_{des} : Tiempo de descanso.

11. Gasto de alambre (G_{al}).

$$G = F \bullet l_o \bullet \gamma$$

$$G_{al} = K_p \bullet G$$

Donde:

G : Peso del metal depositado.

γ : Densidad del metal depositado (γ del acero = 7,8 g/cm³).

K_p : Coeficiente de pérdidas ($K_p = 1,03$)

12. Gasto de fundente (G_{fun}).

$$G_{fun} = 1,13 \bullet G_{al}$$

13. Consumo de energía eléctrica.

$$W_a = I_s \cdot V_a \cdot 0,001$$

$$A = \frac{W_a \cdot l_o}{\eta \cdot V_s}$$

Donde:

W_a: Potencia del arco eléctrico.

h: Eficiencia de la máquina (máquinas de corriente alterna = 0,9; máquinas de corriente continua = 0,6)

V_a: Voltaje de soldadura, de la tabla 3.6 de la página 94 del texto “Tecnología de la Soldadura de José Burgos Sola” reproducida en este material.

l_o: La longitud debe ser expresada en metros.

14. Calculo de costos.

Los costos se calculan de manera similar al caso de la soldadura (S.M.A.W) pero agregando el costo del fundente.