INSTITUTO SUPERIOR MINERO METALÚRGICO
"Dr. Antonio Núñez Jiménez"
FACULTAD DE METALURGIA Y ELECTROMECÁNICA
DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA MECÁNICA

Trabajo de Diploma

En Opción al Título de Ingeniero Mecánico

Metalurgia de la soldadura disímil ASTM A 48 Clase 25-ИЧХ2Н4 con electrodo revestido

Autor: Alexis Batista García

Tutores: Prof. Tit. Alberto Velázquez del Rosario, Dr. C.
Prof. Tit. Tomás Fernández Columbié, Dr. C.
Ing. Eider Gresesqui Lobaina

Moa, 2015
"Año 57 de la Revolución"

DECLARACIÓN DE AUTORIDAD

Yo:

Alexis Batista García**,** autor principal de este Trabajo de Diploma, conjuntamente con los tutores, declaramos la propiedad intelectual de este al servicio del Instituto Superior Minero Metalúrgico de Moa para que dispongan de su uso cuando estimen conveniente.

_____
Diplomante: Alexis Batista García

_____ _____
Dr. C Alberto Velázquez del Rosario Dr. C Tomás Fernández Columbié

_____
Ing. Eider Gresesqui Lobaina

Agradecimientos

AGRADECIMIENTOS

Para la realización de este trabajo hemos contado con el valioso apoyo de un colectivo de personas que colaboraron en aras de que la investigación tuviera la mejor calidad posible, por lo que dejamos constancia de nuestro especial agradecimiento:

A mis tutores: Dr. C. Alberto Velázquez del Rosario, autor intelectual de la tesis; Dr. C. Tomás Fernández Columbié e Ing. Eider Gresesqui Lobaina, por las enseñanzas y oportunas sugerencias, por su confianza y ayuda depositada durante la realización de la tesis.

A mis padres Alexis Batista Batista y Yolanda García González por haberme guiado en la vida y darme una educación basada en valores y principios.

A mi familia por su preocupación y estar al tanto de mi crianza.

A mis amigos por su ayuda brindada y estar presentes durante toda mi carrera y por ser incondicionales.

A mis vecinos por estar presente durante la realización de este trabajo y por su ayuda brindada.

A los compañeros del departamento que siempre me ayudaron para que pudiera cumplir este sueño.

A todos los profesores de la facultada de Ingeniería Mecánica, y mis compañeros de estudio que de una forma u otra me ayudaron para alcanzar este éxito.

A los nombrados hoy y a quienes imperdonablemente no hemos recordado…

A los profesores de la Carrera de Mecánica del ISMMM, por toda paciencia, el empeño y dedicación puestos en mi formación profesional.

Muchas Gracias.

Dedicatoria

DEDICATORIA

A mis padres Alexis Batista Batista y Yolanda García González por ser la base de mi desarrollo como ser humano y ser las personas más importante en mi vida y por darme la confianza de llegar donde estoy, gracias.

A la memoria de mi amigo Jorge Luis Heredia Urrutia por haber sido el hermano que nunca tuve y haber estado en los mejores momentos, donde quiera que esté, este trabajo es dedicado a él.

A la Revolución Cubana y su líder indiscutible, Cdte. en Jefe Fidel Castro Ruz

A todos les dedico este éxito

PENSAMIENTO

"En nombre de los que cayeron por un país digno y respetable, de los ideales que ellos defendieron y de la patria que ellos soñaron estamos obligados a ser MEJORES".

"Si algún día nuestro trabajo nos pareciera bueno, debemos luchar por que sea mejor y cuando sea mejor debemos luchar por hacerlo perfecto".

Fidel

Resumen

RESUMEN:

El trabajo tiene como objetivo realizar la unión disímil de las aleaciones ASTM A 48 Clase 25 (ASTM A 48/A 48M) y la aleación ИЧХ2Н4 (GOST 6769-87) con el empleo del electrodo Castec 3055, base hierro fundido, aleaciones que son empleadas en la bomba DENVER para el trasiego de pulpa lixiviada. En el desarrollo del trabajo se cortaron muestras del hierro fundido y de la fundición blanca, el depósito se realizó con un electrodo de 4 mm, la unión se realizó a tope. Se estableció la metodología de cálculo para la unión disímil, así como la caracterización de las máquinas y equipos empleados en la experimentación. Se caracterizó microestructuralmente la zona fundida consistente de una matriz austenítica con ferrita de morfología tipo esqueleto y listoncillo alineadas en dirección a la fuente de calor del arco eléctrico, en la interfase del cordón una microestructura con alto contenido de ferrita acompañado de austenita primaria, austenita Widmansttäten y precipitación de austenita secundaria al interior de la ferrita y en la zona de influencia térmica una morfología de ferrita conocida como listón (lathy). La microdureza obtenida fue de 181 HV como promedio, en el hierro fundido, de 586 HV para la fundición ИЧХ2Н4 y una dureza promedio de 140 HV para el cordón de soldadura. Los resultados de la investigación se complementan, además, con los correspondientes efectos económico y ecológico.

ABSTRACT

It's paper have as objective to carry out the union dissimilar of the alloys ASTM TO 48 Class 25 (ASTM AT 48/A 48M) and the alloy ИЧХ2Н4 (GOST 6769-87) with the employment of the electrode Castec 3055, do base cast iron, alloys that employees are in the pump DENVER for the racking of leached pulp. In the development of the work they intersected samples of the cast iron and of the white foundry, the deposit was carried out with an electrode of 4 mm, the union was carried out to end. The calculation methodology settled down for the union dissimilar, as well as the characterization of the machines and teams used in the experimentation. Microstructure the consistent fused area of a main austenitic was characterized with ferrite of morphology type skeleton and listoncillo aligned in address to the source of heat of the electric arch, in the interface of the cord a microstructure with high ferrite content accompanied by primary austenite, austenite Widmansttäten and precipitation of secondary austenite to the interior of the ferrite and in the area of thermal influence a morphology of well-known ferrite as list (lathy). Was the obtained micro hardness of 181 HV like average, in the cast iron, of 586 HV for the foundry ИЧХ2Н4and a hardness average of 140 HV for the welding cord. The results of the investigation are supplemented, also, with the corresponding economic and ecological goods.

Índice

ÍNDICE

TABLA DE CONTENIDO **Págs.**

INTRODUCCIÓN..... 1

CAPITULO 1 MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS

1.1. Introducción…….. 5

1.2. Aspectos generales sobre los hierros blancos aleados al cromo…… 5

1.2.1. Fundición blanca (según sistema Fe-C metaestable)…… 7

1.2.2. Estructura y propiedades de la fundición…….. 8

1.3. Hierro de elevada aleación…… 8

1.3.1. Efectos de los elementos de aleación en las fundiciones…… 9

1.3.1.1. Efectos del silicio en las fundiciones…….. 10

1.3.1.2. Efectos del manganeso en las fundiciones……... 11

1.3.1.3. Efectos del fósforo en las fundiciones…… 11

1.3.1.4. Efectos del molibdeno en las fundiciones……..…….. 12

1.3.1.5. Efectos del cobre y níquel en las fundiciones……... 12

1.4. Fundiciones blancas de alta aleación…… 12

1.4.1. Fundición blanca al cromo – níquel…….. 13

1.4.1.1. Control de composición…… 14

1.4.2. Clasificación de las fundiciones de alto cromo……... 15

1.4.3. Fundición blanca de alto cromo…… 16

1.5. Fundamentos del desgaste en los metales…… 16

1.5.1. Desgaste por abrasión…… 17

1.5.2. Desgaste por erosión……... 18

1.5.2.1 Mecanismos de desgaste erosivo…… 19

1.5.3 Desgaste por adhesión (metal-base)…….. 20

1.5.4 Desgaste por temperatura…… 21

1.5.5 Desgaste por corrosión…….. 21
1.5.6 Desgaste por fatiga superficial…….. 22
1.5.7 Desgaste por cavitación…… 22
1.5.8 Desgaste por fricción o deslizamiento…… 23
1.6 Desgaste abrasivo en los hierros fundidos aleados con cromo……..... 23
1.6.1 Deterioro de las volutas de las bombas Denver……..... 25
1.7. Conclusiones del capítulo 1…… 27

CAPÍTULO 2. MATERIALES Y MÉTODOS. CONDICIONES EXPERIMENTALES

2.1. Introducción……..…. 28
2.2. Fundamentos para la selección del material de los aros de implante……. 28
2.3. Material base…… 29
2.4. Plan experimental…… 29
2.5. Máquina de soldar empleada en la soldadura…… 30
2.5.1. Material de aporte empleado……... 31
2.6. Determinación de la composición química……..…. 32
2.7. Diagrama de Schaeffler……..…… 32
2.8. Selección y preparación de los especímenes de prueba……... 34
2.8.1. Limpieza y lavado de las superficies a investigar…… 35
2.8.2. Ataque químico de las muestras……..…….. 35
2.8.3. Análisis metalográfico…… 35
2.8.4. Medición de la dureza…… 37
2.9. Parámetros de soldadura……..... 38
2.9.1. Determinación del voltaje del arco eléctrico…….. 39
2.9.2. Cálculo del calor aportado…… 39
2.9.3. Cálculo de la energía lineal del proceso de soldadura…… 39
2.9.4. Cálculo de la energía específica…… 40
2.9.5. Cantidad de electrodos…… 40
2.10. Proceso de simulación de la unión soldada……..…… 41
2.11. Conclusiones del capítulo 2…….. 42

CAPÍTULO 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Introducción…… 43
3.2. Análisis de la composición química de los materiales base y zona fundida…….. 43
3.3. Análisis microestructura de la aleación del material base ИЧХ2Н4…….. 44
3.3.1. Análisis microestructural de la zona fundida…….. 45
3.3.2. Análisis microestructural en la interfase del cordón…….. 46
3.3.3. Análisis microestructural en la zona de influencia térmica…….... 48
3.4. Análisis del depósito por el diagrama de Shaeffler……..….. 49
3.5. Análisis del ciclo térmico de soldadura…….. 51
3.6. Análisis de la dureza…….. 52
3.7. Análisis por el método de los elementos finitos…… 53
3.7.1. Análisis estático de la tensión…….. 54
3.8. Valoración económica…….....……... 56
3.9. Valoración del impacto medio ambiental…… 56
3.9.1. Riesgos en la industria……..…… 58
3.10. Conclusiones del capítulo 3……..…… 59
CONCLUSIONES GENERALES
RECOMENDACIONES
REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

Introducción

INTRODUCCIÓN

La actividad minero-metalúrgica constituye un renglón económico de gran envergadura para el desarrollo nacional. Cuba es uno de los países privilegiados en cuanto a lo que este tema respecta, aunque no tan desarrollada como otras industrias posee importantes minas, principalmente las de níquel, cobalto y cobre, entre otras.

Una de las principales fábricas productoras de níquel de nuestro país la constituye la empresa “Comandante Pedro Sotto Alba”- Moa Nickel S.A del municipio de Moa, donde se obtiene el sulfuro de Ni + Co con una tecnología de lixiviación ácida a presión.

Dentro de las plantas de proceso que conforman esta empresa, la Planta de Lixiviación constituye uno de los eslabones fundamentales de la cadena, ya que es en ella donde comienza el proceso metalúrgico del mineral laterítico después de haber recibido el tratamiento físico en las plantas de Pulpa y Espesadores.

Esta planta es la encargada de lixiviar la pulpa por medio de un agente químico, que en este caso es el ácido sulfúrico (H_2SO_4), mediante la disolución de los óxidos de níquel y cobalto fundamentalmente, separando los demás elementos que componen el mineral con vista a la extracción del níquel y cobalto en forma de sulfatos. Este proceso se efectúa bajo condiciones específicas y apropiadas de operación como son: temperatura, presión y otros factores que influyen y que determinan su eficiencia, los cuales son llevados a cabo en un sistema de reactores.

La planta cuenta con cinco trenes de trabajo en los cuales intervienen un sinnúmero de equipos y componentes industriales, entre ellos se encuentran las bombas centrífugas DENVER (dos por cada tren), encargadas de enviar la pulpa precalentada de los tanques de almacenaje hacia las bombas de alimentación de alta presión WIRTH, las que suministran el mineral a los calentadores de cada tren.

Las bombas DENVER tienen como objetivo succionar la pulpa contenida en los tanques de almacenaje, con un porcentaje de sólido entre 42 - 45 % y temperatura

alrededor de 85 ºC; para enviarlas hacia las bombas WIRTH de alimentación a alta presión.

Estos elementos se ven afectados por el elevado y continuo régimen de trabajo al que se encuentran expuestos y las condiciones extremadamente agresivas que los rodean. El contenido de sólidos presente en la mezcla a bombear al entrar en contacto con el revestimiento de goma interior de la voluta, provoca el deterioro del mismo por erosión y por tanto la pulpa incide de manera directa sobre la parte metálica de la tapa, trayendo consigo también su posterior deterioro.

Esta situación ha obligado a los técnicos de la fábrica a tomar medidas en aras de solución, realizando grandes inversiones sin obtener resultados satisfactorios. Entre las acciones que se han llevado a cabo se encuentra la recuperación del cuerpo mediante la extracción y fabricación de la parte dañada para su posterior reposición por soldadura; lo cual no ha sido suficiente para atenuar el problema en sí, puesto que al entrar en funcionamiento ocurre exactamente igual.

En trabajos anteriores (Durán, 2014) se investigaron y establecieron las principales causas del deterioro de la voluta de las bombas y entre estas:

1. Las tapas de succión de las volutas están fabricadas de fundición gris perlítica al carbono del tipo ASTM A 48 clase 25, con una dureza promedio de 178 HB.

2. La recuperación de las volutas se basa en el maquinado de las partes desgastadas y la sustitución de estas por aros de implante de fundición de alta resistencia del tipo ASTM A 48 clase 60, con una dureza promedio de 154 HB.

3. Ambos valores son insuficientes para satisfacer los requerimientos de abrasividad de la pulpa en suspensión.

Como alternativa de solución Durán (2014) propuso un nuevo material para la fabricación de los aros de implantes consistente en la fundición gris perlítica aleada del tipo ИЧХ2Н4 según norma rusa GOST 6769-87, fundida en la empresa “Comandante Gustavo Machin Hoed de Beche” y con dureza promedio de 345 HB, la que sería soldada a la fundición gris perlítica al carbono ASTM A 48 clases 25 utilizando electrodo AWS A5.15 (equivalente a UTP 8 FN y AWS E-3055) y proceso

SMAW, pero no se llegó a establecer el comportamiento metalúrgico de las aleaciones luego de haber sido sometida a proceso de soldadura con electrodos revestidos.

De modo que surge la **situación problémica** siguiente:

Los bajos valores de dureza del hierro fundido ASTM A 48 Clase 60 empleado en los aros de implante para las reparaciones de las volutas de las bombas DENVER SRL 5x4, no garantizan una adecuada resistencia al desgaste por la erosión de las partículas en suspensión de la pulpa no lixiviada, lo que sugiere la sustitución del material por uno más resistente como el hierro fundido ИЧХ2Н4 (GOST 6769-87), sin embargo no se precisa la compatibilidad metalúrgica de ambas aleaciones.

Problema

Los estudios realizados sobre el comportamiento metalúrgico de la unión soldada de las aleaciones ASTM A 48 clase 25 (hierro fundido gris) con la fundición aleada del tipo ИЧХ2Н4 (fundición blanca) para ser empleada como material antidesgaste en la bomba DENVER, aún es insuficiente.

Objeto de la investigación

Soldadura disímil de las aleaciones ASTM A 48 clase 25 (hierro fundido gris) con la fundición aleada del tipo ИЧХ2Н4 (fundición blanca).

Objetivo de la investigación

Establecer el comportamiento microestructural y la dureza de las aleaciones ASTM A 48 clase 25 (hierro fundido gris) con la fundición aleada del tipo ИЧХ2Н4 (fundición blanca) luego de ser sometido a proceso de soldadura con electrodo revestido.

Campo de acción

Estructura interna y la dureza de la unión soldada disímil en la zona fundida, la zona de influencia térmica y la interfase del cordón de soldadura.

Hipótesis

En la unión disímil de las aleaciones ASTM A 48 clase 25 (hierro fundido gris) con la fundición aleada del tipo ИЧХ2Н4 (fundición blanca), mediante el proceso de

soldadura con electrodo revestidos, puede aparecer en la zona fundida una matriz austenítica con estructura ferrífica que evite el defecto del agrietamiento en el cordón de soldadura.

Objetivos específicos del trabajo

1. Establecer los regímenes de soldadura a emplear, los cuales permitan la determinación de la soldabilidad más adecuada de las aleaciones.
2. Caracterizar el material base de cada una de las aleaciones, así como los materiales de aporte a emplear.
3. Analizar las fases presentes en las uniones soldadas luego de ejecutar el proceso de soldadura de ambas aleaciones.

Para cumplimentar el objetivo propuesto y verificar la hipótesis planteada, se trazaron las **tareas de trabajo** siguientes:

1. Búsqueda bibliográfica relacionada con el objeto de estudio.
2. Planificación de los experimentos.
3. Caracterización de la zona fundida, la zona de influencia térmica de la soldadura disímil realizada con proceso de soldadura con electrodo revestido.
4. Análisis de los resultados y fundamentación del comportamiento de la microestructura obtenida en el cordón de soldadura.
5. Planteamiento de las ventajas económicas de la aplicación de la metodología propuesta.

Capítulo 1

Marco teórico. Antecedentes investigativos

CAPITULO 1 MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS

1.1. Introducción

Las fundiciones blancas aleadas con cromo son productos muy demandados por las industrias minera y petrolífera, para fabricar martillos trituradores y taladros de perforación. En virtud de su alta dureza, resistencia a la abrasión y a la oxidación/corrosión son usadas en regímenes de trabajo especiales. Se caracterizan por poseer unas microestructuras formadas a base de un alto contenido de carburos eutécticos, junto a otra fase predominantemente martensítica (Tabret y Sare, 1996). La fragilidad y falta de maquinabilidad limita la diversificación industrial de las fundiciones totalmente blancas, lo que hace reducido su empleo a solo aquellos casos en los que no se precise ductilidad.

El objetivo del capítulo consiste en el análisis de las bibliografías existentes, que permitan definir el estado del arte relacionado con la estructura y formación de las fundiciones blancas aleadas al cromo-níquel, así como los tratamientos térmicos conocidos que posibilite un producto de elevada dureza (resistencia al desgaste).

1.2. Aspectos generales sobre los hierros blancos aleados al cromo

Las fundiciones se utilizan mucho en las industrias mineras y petrolíferas, en aquellas situaciones en las que el producto debe soportar simultáneamente acciones de desgaste abrasivo e impactos, como ocurre en las instalaciones de trituración y molienda, clasificación granulométrica o sistemas de bombeo de lodos abrasivos (Fernández-Pariente, 2006). Zhang (2002) plantea que el empleo de estas fundiciones requiere un buen comportamiento mecánico, dureza, resistencia al desgaste y tenacidad a temperaturas elevadas (200 - 600 ºC).

Se le da el nombre de fundición blanca por el aspecto de su estructura, que tiene un color blanco mate. Se forma al enfriar rápidamente la fundición de hierro desde el estado líquido, siguiendo el diagrama hierro-cementita metaestable (Belzunce-Varela, 2006). En el período durante el enfriamiento, la austenita solidifica a partir de la aleación fundida en forma de dendritas. A los 1 148 °C el líquido alcanza la composición eutéctica (4,3 %C) y se solidifica como un eutéctico de austenita y

cementita llamado ledeburita. Este eutéctico aparece en su mayor parte como cementita blanca que rodea las dendritas de forma de helecho.

Ennis y Quadakkers (2007) muestran que la fundición blanca se produce en el horno de cubilote, su composición y rapidez de solidificación habilita coladas que se transformarán con tratamiento térmico en hierro maleable. Se utilizan en aplicaciones donde se necesita buena resistencia al desgaste tal como en las trituradoras y en los molinos de rodillos.

La fundición blanca se utiliza en elementos de molienda por su gran resistencia al desgaste, el enfriamiento rápido evita la grafitización de la cementita pero si se calienta de nuevo la pieza colada a una temperatura de 870 °C el grafito se forma lentamente adoptando una forma característica conocida como carbono de revenido, resultando la fundición maleable, debiéndose mencionar que un gran tonelaje de hierro fundido blanco se emplea como materia prima para la manufactura de hierro fundido maleable.

La matriz de la fundición puede ser ferrítica o perlítica si la aleación se enfría más rápidamente a partir de los 727 °C al final del tratamiento de maleabilización. Las fundiciones maleables se utilizan en la fabricación de partes de maquinaria agrícola, industrial y de transporte (Ennis y Quadakkers, 2007).

En Dogan (1997) se plantea que el conformado de todos estos productos se realiza mediante técnicas de moldeo, directamente, a partir del caldo líquido. Siendo habitualmente fundiciones hipoeutécticas, su solidificación comienza con la formación de dendritas de austenita y termina con la formación del constituyente eutéctico $\gamma+M_7C_3$. En el enfriamiento posterior, en virtud de la típica pérdida de solubilidad de la austenita con la disminución de la temperatura, precipitan cantidades importantes de estos mismos carburos.

La fundición blanca, en la cual el carbono no se transforma en grafito sino en cementita junto al Fe, ofrece una gran resistencia al desgaste y se emplea típicamente en aplicaciones similares a la nuestra (bolas y rodillos de molinos, trituradoras), pero es inadecuada para piezas con secciones grandes.

1.2.1. Fundición blanca (según sistema Fe-C metaestable)

Las fundiciones blancas, por corresponder a la solidificación metaestable, no presentan grafito. Pueden ser hipoeutécticas (2,11 % < %C < 4,3 %), eutécticas (4,3 %C) o hipereutécticas (4,3 %C a 6,67 %C).

Su característica general es que puesto al intervalo de solidificación termina en la eutéctica todas presentan ledeburita. En Pero-Sanz (1994) aparece que la morfología de la ledeburita se conserva a temperatura ambiente. El agregado no está formado por austenita y cementita, sino por perlita y cementita: en el intervalo θ_E - θ_e la austenita cede carbono que forma cementita secundaria; hasta llegar a θ_e, en que por tener la austenita 0,77 % de C, se transforma en perlita. El contenido en Si de las fundiciones blancas es pequeño: para favorecer la solidificación según el sistema metaestable y la formación de carburos metálicos en la matriz del metal.

Aunque las fundiciones integralmente blancas tienen una gama de empleo limitada a causa de su baja resistencia menor que las grises y de su difícil mecanizado mucha cementita, esta última característica justifica su uso cuando se quieren elevadas resistencias al desgaste: bolas de molino, forros de machacadoras de mandíbulas, revestimiento de tolvas.

En Belzunce (2001) se dice que prácticamente todas las funciones blancas industriales son hipoeutécticas. Pueden tener contenido bajo en elementos de aleación, para favorecer la templabilidad. Entre estas señalamos por su interés la fundición Ni-Hard que templa fácilmente; dado el alto contenido en Níquel aparecerá además de martensita gran cantidad de austenita retenida. En condiciones de trabajo esta austenita retenida puede pasar por acritud a martensita.

Cuando el desgaste proviene de materiales en fragmentos (gráneles), es más económico utilizar fundiciones blancas no aleadas o débilmente aleadas (en estado de moldeo o en condición de temple).

Cuando el desgaste y la corrosión se deben a rozamiento con partículas muy finas y abrasivas, es preferible emplear fundiciones blancas de media o alta aleación: presentan carburos no cementíticos y martensita (Belzunce, 2001).

1.2.2. Estructura y propiedades de la fundición

Según Walton (1981) y Guirshovich (1966) el término de hierro fundido es aplicado a una familia de aleaciones ferrosas que contienen más del 2 % de carbono. Incluye al hierro gris, el maleable, el dúctil (conocido como nodular), el blanco, con elevado nivel de aleación y con grafito compacto.

El hierro gris es el más empleado con una producción anual superior al resto de los metales fundidos. La presencia de grafito laminar, le proporciona características tales como: la baja resistencia a la tracción, al impacto y a la abrasión; sin embargo presenta propiedades excelentes como la colabilidad, facilidad para el maquinado y la amortiguación de vibraciones (Pages, 2000).

Con el objetivo de mejorar la baja resistencia a la tracción del hierro gris, fue diseñado el hierro maleable, el cual se obtiene por tratamiento térmico del hierro blanco y donde el grafito aparece en forma de nódulos, pero el costo de estas producciones es muy superior al del hierro gris (García, 2001).

Rivera *et al.* (2001) y Matic y Geltmacher (2001) plantean que en la búsqueda del aumento del módulo de elasticidad del hierro, surgió hace relativamente pocos años el hierro esferoidal, al cual le llaman hierro dúctil, por el incremento que sufre esta propiedad. Sin embargo estas aleaciones no son las más empleadas en la producción de piezas que trabajan en condiciones donde predomina el desgaste abrasivo, donde el hierro blanco presenta un mejor comportamiento y aún superior los hierros de elevada aleación, pero estos últimos tienen el gran inconveniente de ser prácticamente no maquinables.

1.3. Hierro de elevada aleación

Petty (1968) y Walton (1981) clasifican a los hierros de elevada aleación como un grupo independiente de aleaciones de hierro fundido, donde las propiedades dependen directamente de la influencia de los elementos de aleación. En estas aleaciones de hierro fundido, el contenido de aleación está por encima del 4 % y consecuentemente no pueden ser producidos por aleación en cuchara, como el resto de las aleaciones conocidas. Los hierros de elevada aleación usualmente son producidos en fundiciones con equipamiento especializado; sin embargo esta

afirmación es solo aplicable cuando la suma total de los elementos de aleación está muy por encima de 4 % (Guirshovich, 1966).

Según Tabrett, Sare (2000) y Belzunce (2001) los hierros blancos al Cr–Ni o Ni-Hard, como comúnmente se les conoce, son considerados el grupo más viejo entre los hierros blancos de elevada aleación. Han sido producidos por más de 50 años con un costo muy efectivo para la molida y trituración de materiales abrasivos.

En las especificaciones dadas por la ASTM A 532/A 532 se clasifican como Ni-Hard con cuatro tipos: I, II, III y IV y tienen relativamente contenidos de cromo (de 1 a 4 %) y de níquel (de 3 a 5 %) bajos, con una modificación en la que el cromo se eleva de 7 a 11 % de cromo), hierros al cromo-molibdeno, que contienen de 11 a 23 % de cromo y hasta el 3 % de molibdeno y se adicionan níquel o cobre. Un tercer grupo de hierros blancos aleados con elevado contenido de cromo (25 a 28 %), los cuales pueden ser aleados además con otros elementos como el molibdeno y/o níquel hasta 1,5 %.

Por otro lado precisan Zhao y Liu (2001) que las fundiciones de hierro blanco de baja aleación, que tienen un contenido de elementos de aleación inferior a 4 %, desarrollan durezas entre 350 y 550 HB, también plantean que los hierros de elevada aleación alcanzan durezas entre 450 y 800 HB. Los carburos en los hierros blancos aleados presentan durezas del orden de 900 a 1 200 HV y las matrices martensíticas con austenita residual llegan a durezas del orden de 600 a 700 HV, por lo que resultan ser muy duros y poco maquinables.

1.3.1. Efectos de los elementos de aleación en las fundiciones

De acuerdo con Ennis y Quadakkers (2007), la influencia de los elementos de aleación en el hierro fundido, puede dividirse en dos direcciones fundamentalmente: en el estado y distribución del carbono y en el control de la transformación de la austenita.

Ennis y Quadakkers (2007) también plantean que los elementos de aleación modifican la microestructura de las fundiciones y con ello su dureza y resistencia, estando en ocasiones estos cambios influenciados, además, por una variación de la templabilidad. Ciertos elementos como el silicio, aluminio, níquel y cobre, que se

disuelven en la ferrita, la endurecen y la hacen aumentar su resistencia, siendo elementos que favorecen la grafitización. Los elementos de aleación modifican también, como en los aceros, la situación de los puntos críticos y además ejercen una acción muy importante y compleja de la grafitización (Ennis y Quadakkers, 2007).

Otros elementos como el cromo, manganeso, y molibdeno son formadores de carburos, esto son elementos que tienden a formar fundición blanca en vez de gris y dificultan la grafitización. Estos autores resumen que la influencia que ejercen los diversos contenidos de cromo, así como las microestructuras y características que se obtienen en cada caso, se describen a continuación:

El cromo en porcentajes de 0,10 a 0,20 % afina la perlita y el grafito de las fundiciones ordinarias. Con 1 % de cromo se provoca ya la aparición de carburos de gran dureza, que, además, son muy estables a altas temperaturas. Con 2 % de cromo desaparece el grafito. La fundición gris se convierte en blanca y la proporción de carburos de cromo aumenta. Con 6 % la matriz es perlítica y la cantidad de carburos que aparecen en la microestructura es ya muy importante.

A partir de 12 % de cromo, los carburos se afinan y se disponen en red apareciendo austenita en la microestructura. Ennis y Quadakkers (2007) destacan que cuando se llega a 30 % de cromo, se observa que la matriz es ya ferrítica y que en ella hay pequeñas cantidades del eutéctico (ferrita y carburo de cromo). Estas fundiciones no tienen ya puntos de transformación en el calentamiento y en su estructura aparecen carburos de cromo fino incrustados en la matriz.

1.3.1.1. Efectos del silicio en las fundiciones

El silicio contribuye a la formación de ferrita y austenita. Algunos autores Krause (1969) y otros plantean que el silicio disminuye la solubilidad del carbono en la austenita y favorece la difusión del carbono. De esta forma se favorece la formación de grafito a partir de la descomposición de los carburos primarios, limitando la formación de carburos de alta resistencia. Las cantidades de silicio son calculadas teniendo en cuenta el carbono total, la velocidad de enfriamiento y el espesor de las piezas.

El contenido en silicio de las aleaciones hierro-carbono y la velocidad de enfriamiento, tienen gran influencia en la formación de una u otra clase de fundición. Las velocidades de enfriamiento muy lentas favorecen la formación de fundición gris; el enfriamiento rápido tiende en cambio, a producir fundición blanca.

1.3.1.2. Efectos del manganeso en las fundiciones

Según Sare, (1997) el manganeso ejerce una acción opuesta a la del silicio, pues favorece la formación de carbono combinado, se combina fácilmente con el hierro y el azufre. El manganeso disminuye la temperatura de transformación eutectoide de la austenita, aumenta el intervalo de la austenita y disminuye la concentración de carbono en la transformación eutectoide y en la transformación eutéctica, un 1 % de manganeso disminuye la concentración de carbono en 0,06 – 0,07 %, pero aumenta la temperatura de transformación eutéctica en 3 °C aproximadamente. El manganeso se distribuye entre la austenita, la ferrita y la cementita, fundamentalmente en esta última y forma $(Fe, Mn)_7C_3$ y $(Mn, Fe)_{23}C_6$.

El manganeso en conjunto con el azufre ejerce también una cierta influencia contraria a la del silicio, y favorecen la formación de fundición blanca. Sin embargo, el manganeso y el azufre, cuando se encuentran formando inclusiones no metálicas de sulfuro de manganeso, no ejercen influencia favorable ni desfavorable en la formación de grafito, ni en la aparición de fundiciones grises o blancas. Además de estos tres tipos de fundición, se fabrican también desde hace muchos años (1722 aproximadamente) las fundiciones maleables.

1.3.1.3. Efectos del fósforo en las fundiciones

El fósforo cuando se encuentra hasta 0,1 % es soluble en el hierro, cantidades superiores forman un microconstituyente conocido como esteadita, que es un complejo eutéctico de hierro y fosfuro de hierro, el cual solidifica en los límites de los granos. Cuando alcanza contenidos de 0,2 % en el hierro gris, la esteadita se presenta en los límites de las celdas y asume la forma de un triángulo cóncavo. Cuando llega a contenidos de hasta 1 %, forma una red alrededor de los límites de los granos. La eutéctica fosfórica le confiere a la fundición liquida una particular fluidez porque disminuye el punto de solidificación, pero al mismo tiempo aumenta la dureza y la fragilidad (Sare, 1997).

1.3.1.4. Efectos del molibdeno en las fundiciones

Krause (1969), señala que el molibdeno es uno de los elementos de aleación más ampliamente usado con el propósito de elevar la resistencia del hierro gris. Es añadido en cantidades entre 0,20 y 0,75 %. Este elemento aumenta las propiedades del hierro a elevadas temperaturas. El módulo de elasticidad del molibdeno es muy alto, las adiciones al hierro fundido provocan un aumento del módulo de elasticidad de este material. Es un potente endurecedor, colabora con el cromo, el cobre y el níquel para endurecer la matriz.

En el diagrama Fe-C-Mo en su variante metaestable, se presentan unas cuantas fases de carburos: cementita aleada en la cual se disuelve hasta 2 % de molibdeno, tres carburos binarios y carburos MoC y Mo_2C. En general el molibdeno disminuye la solubilidad del carbono en la fase alfa. El elemento como tal no es un gratificador, ni un estabilizador fuerte de carburos, explicando por qué puede ser adicionado a la carga metálica sin variar prácticamente su carácter.

1.3.1.5. Efectos del cobre y níquel en las fundiciones

Los elementos como el cobre y el níquel tienen un efecto grafitizante durante la transformación eutéctica de los hierros de elevada aleación, sin embargo durante la transformación eutectoide dificultan la difusión del carbono promoviendo la formación de carbono combinado (Sy, 1959; Petty, 1968 y Krause, 1969).

1.4. Fundiciones blancas de alta aleación

Las especificaciones ASTM A 532 y A 532M cubren los requisitos de composición y dureza de las fundiciones blancas utilizadas para el servicio de resistencia a la abrasión. A las fundiciones blancas de alta aleación se clasifican tres grandes grupos:

A. Fundiciones Blancas al cromo-níquel: Estas fundiciones poseen un contenido de cromo 1 – 4 % y 3 – 5 % Ni.
B. Fundiciones blancas al cromo molibdeno con contenidos de Cr del 11 al 23 % y contenido de molibdeno de hasta el 3 %, con pequeñas adiciones de Ni o Cu.
C. Fundiciones blancas con contenidos de Cr entre 25 al 28 % y con contenidos de aleantes como Ni o Mo de hasta 1,5 %.

Las fundiciones blancas con contenidos de cromo de hasta el 4 %, desarrollan una dureza entre 350 a 550 HB, teniendo los carburos del tipo M_3C (baja aleación). Las fundiciones blancas de alta aleación desarrollan una dureza de 450 a 800 HB, siendo los carburos del tipo M_7C_3, los cuales son más duros que los M_3C.

1.4.1. Fundición blanca al cromo - níquel

Este grupo de aleación es el de más antiguo desarrollo o uso, siendo utilizados por más de 50 años. Tienen una buena relación costo/servicio, y son utilizados en la minería. En las fundiciones blancas de matriz martensítica el níquel (elemento principal de esta aleación) con contenidos de 3 al 5 % es el encargado de suprimir la transformación de la matriz austenítica a perlítica, asegurando una estructura dura (martensítica, usualmente con cantidades significativas de austerita retenida).

La inclusión del cromo con contenidos que varían del 1,4 al 4 % es para asegurar que el hierro solidifique en forma de carburo, es decir para contrarrestar el efecto grafitizante del níquel. La composición óptima de la fundición blanca al 7 – cromo requiere de varios factores como: dimensiones, peso de la pieza y el más importante requerimiento en servicio.

La resistencia a la abrasión es función de la dureza y del volumen de carburos en la micro estructura. Si la resistencia al desgaste es el primer requisito y la resistencia al impacto el secundario entonces se utiliza una aleación con alto contenido de carbono como la ASTM A 532 clase I tipo A (Ni Hard I).

Si la condición de impacto es necesaria, entonces se utilizan aleaciones con bajo contenido de carbono ASTM A 532/ A 532 (Ni-Hard 2), debido a que tiene menos carburos y por lo tanto más resistencia (tenacidad). La clase I tipo C es un grado especial que fue desarrollado para producción de bolas de molienda (Ni Hard Tipo 3). El Ni hard Tipo 4 o ASTM A 532 tipo I clase D es una aleación de Níquel – Cromo modificada con tenores de cromo del 7 al 11 % y con incrementos de niveles de níquel del 5 al 7 %.

En las aleaciones de baja aleación, la fase eutéctica del hierro carburo es del tipo M_3C, el cual se forma como una red continua en el hierro, en las de alto cromo, tipo D. Se promueve los carburos de cromo del tipo M_7C_3, el cual presenta un eutéctico

de distribución discontinua, con lo cual le provee una mayor resistencia a la fractura por impacto, a su vez el alto contenido de cromo provee una resistencia a la corrosión la cual es útil cuando se debe manejar barros corrosivos.

1.4.1.1. Control de composición

El contenido de carbono es variable, dependiendo de la condición de servicio requerido:

Resistencia a la abrasión: 3,2 a 3,6 % C

Resistencia al impacto: 2,7 a 3,2 % C

Níquel: El contenido de este aleante se incrementa con el aumento de la sección o el tiempo de enfriamiento de la pieza fundida, para inhibir la transformación perlítica. Para piezas de 38 a 50 mm de espesor, el contenido de níquel de 3,4 a 4,2 % es suficiente para suprimir la transformación perlítica hasta que el molde se enfríe. Secciones mayores pueden requerir hasta 5,5 % de Ni para inhibir la transformación perlítica.

Es importante limitar el contenido de níquel necesario al control de la perlita, exceso de Níquel aumenta la cantidad de austenita retenida y disminuye la dureza.

Silicio: El silicio es necesario por dos razones

a) una mínima cantidad de silicio es necesario para proveer fluidez al metal y producir una escoria fluida.

b) De igual importancia es el efecto de dureza as cast (fundido), incrementando el silicio a rangos de 1 a 1,5 %, se incrementa la dureza por un incremento en la martensita. El bajo contenido de silicio provoca en las fundiciones blancas la mayor aparición de los carburos metálicos donde: los carburos en los hierros de alto cromo son muy duros y resistente al desgaste pero son frágiles. En regla general la resistencia al desgaste se incrementa por un incremento de la cantidad de carburos (incrementando el contenido de carbono), mientras que la tenacidad se alcanza por un incremento de la proporción de la matriz metálica (reduciendo el contenido de carbono).

Cromo: Se adiciona para contrarrestar el efecto grafitizante del níquel y del silicio en las fundiciones blancas tipo A, B y C con rangos de 1,4 a 3 %, debiéndose subir

dicho contenido con el aumento de la sección. En las aleaciones Tipo D, con un rango de cromo entre 7 al 11 %, usualmente 9 %, se adiciona para promover los carburos tipos M_7C_3 el cual es duro.

Manganeso: Un valor típico es de 0,8 % pero la especificación ASTM A 532 lo pone como máximo en 1,3 %. El manganeso más potente estabilizador de la austenita que el níquel, promoviendo un aumento de la austenita retenida y como consecuencia baja dureza en estado de fundición. Por dicha razón se lo debe acotar a valores bajos.

Cobre: Incrementa ambos: el endurecimiento y la cantidad de austenita retenida, por lo tanto debe ser controlado por la misma razón que se debe limitar el Manganeso. El cobre es un sustituto del Níquel.

Molibdeno: Es un potente agente endurecedor, siendo usado en piezas de secciones groseras para evitar la perlita y por lo tanto aumentar la dureza.

1.4.2. Clasificación de las fundiciones de alto cromo

La norma ASTM A 532 cubre la composición y la dureza de 2 grupos de fundiciones blancas.

ASTM A 532, Clase II (Fundiciones al Cromo –Molibdeno) con contenido de cromo entre 11 al 22 % y con un contenido de molibdeno de hasta 3,5 %Mo, pudiendo ser elaborada con una matriz austenítica o austenítica- martensítica, y por medio de tratamiento térmico se obtiene una matriz martensítica para obtener una máxima resistencia a la abrasión, siendo considerada la más dura de todas las fundiciones blancas. Comparadas con las fundiciones blancas al níquel–cromo de menor aleación, el eutéctico de carburo son más duros pudiéndose tratar con tratamiento térmico para alcanzar una alta dureza en la pieza.

La adición de molibdeno, cobre y níquel es para evitar la estructura perlítica y de ese modo asegurar la máxima dureza.

ASTM A 532 Clase III: Las fundiciones de alto cromo representan a las primeras fundiciones blancas, datando la primer patente de 1917 con contenidos de cromo de 23 o 28 % con contenido de molibdeno de hasta 1,5 %, adicionándose para prevenir la perlita. El contenido de Ni y de Cu es del 1 %.

1.4.3. Fundición blanca de alto cromo

En las aleaciones de alto cromo, utilizadas para la resistencia a la abrasión existe un balance entre la resistencia al desgaste y la tenacidad. Variando la composición química y el tratamiento térmico, se puede ajustar las propiedades a la mayoría de las aplicaciones abrasivas. Esta clase de fundiciones de alto cromo, presenta en la estructura un eutéctico de carburo duro M_7C_3, discontinuo, que es opuesto al carburo M_3C, que es continuo y mucho más blando, siendo este tipo de estructura la encontrada en las aleaciones con menos contenido de cromo.

1.5. Fundamentos del desgaste en los metales

Con respecto a los tipos de desgaste, hay que plantear que diferentes autores aprecian el estudio de los fenómenos de desgaste en dependencia de criterios propios (Morales, 2006 y Rodríguez 1992), presentándose generalmente distintos esquemas de clasificación, siendo muy común encontrar la que los dividen abrasión, adhesión, altas temperaturas, corrosión, fatiga superficial (rodadura) y cavitación.

Rabinowiez (1995), clasifica el desgaste en cuarto formas fundamentales: desgaste abrasivo, desgaste adhesivo, desgaste corrosivo y desgaste por fatiga superficial, aunque en la mayoría de los casos no suelen encontrarse estos mecanismos de forma aislada (Pástor, 2002) sino la combinación de algunos de ellos.

En las piezas metálicas, el desgaste se puede definir como una pérdida gradual del metal ocurrida en un cierto tiempo y mediante un mecanismo que actúa sobre este. Si la pieza o partes de la misma se deforman o se desgastan de tal manera que no puede trabajar adecuadamente, se debe remplazar o reconstruir. Por lo tanto, es esencial entender dichos mecanismos involucrados antes de realizar la selección del material de trabajo a utilizar. Los mecanismos de desgaste primario y secundario se encuentran distribuidos en la industria en las proporciones indicadas en la tabla 1.1.

Tabla 1.1. Distribución de los tipos de desgaste en la industria

Mecanismo de desgaste	Proporción de casos (%)
Abrasión	50
Adhesión (metal-metal)	15
Altas temperaturas	8
Corrosión	5
otros	22

También Streeter (1980), estudió los mecanismos de formación del desgaste y lo desglosa de la siguiente manera: fricción, cavitación, corrosión, impacto, abrasión, y erosión. Por otra parte Bengton (1991), relaciono el aspecto de una superficie desgastada con el posible mecanismo que le dio origen, lo cual se muestra en la tabla 1.2.

Tabla 1.2. Relación entre el aspecto de la superficie y el tipo de desgaste

Tipo de desgaste	Aspecto de la superficie
Por fatiga superficial	Grietas, caries
Abrasivo	Excoriación, arañazos, ralladuras
Adhesivo	Protuberancias, escamas, caries
Corrosivo mecánico	Producto de la reacción (película-partícula)

La clasificación de los tipos de desgaste incluye factores mecánicos, térmicos y químicos, y se realiza de la forma siguiente:

1.5.1 Desgaste por abrasión `

Se llama desgate abrasivo el que sufre la superficie de un elemento de máquina como resultado de la acción cortante o por ralladura de un cuerpo o partículas duras (Fleisher, 1980 y Martínez, 1983).

A igual que en los procesos de fatiga superficial, el desprendimiento de porciones de metal en el mecanismo de desgaste abrasivo también está vinculado fundamentalmente a los métodos de deformación por contacto (Strett, 1978).

En correspondencia con lo planteado por Kachev (1971), el desgaste abrasivo esta determinado por la presencia de partículas abrasivas en la zona de fricción y la destrucción de la superficie o como resultado de la deformación plástica local, microrrayaduras microcotres, cuando en el medio en que trabaja la pieza existen elementos que tienen o desprenden partículas de alta dureza.

El mecanismo de separación de las partículas de la superficie de contacto se origina debido a que las irregularidades del material más duro se introducen en la estructura de la más blanda mediante el deslizamiento plástico. En presencia de un movimiento tangencial, la superficie dura se deslizaría formando surcos en la superficie de menos dureza, pudiendo desprender al mismo tiempo material de este.

La abrasión es el mecanismo de desgaste más común en las piezas metálicas, según Cruz (2007) y Burgos (1996) el 50% de los elementos de máquinas agrícolas de la construcción y el transporte fallan por desgaste, aunque en la mayoría de los casos se presenta una combinación de dos o más mecanismos.

Según Rabinomiez (1995), es el desgaste producido por partículas abrasivas que se deslizan sobre las superficies metálicas produciendo desprendimiento del material, dislocaciones de cristales y ralladuras profundas. Este desgaste se pone de manifiesto en equipos agrícolas, de construcción y minería. También se observa en el equipamiento empleado en la preparación de las arenas de moldeo de fundición en una estructura determinada. La intensidad del desgaste por abrasión depende de la forma, dureza y tamaño de los granos y partículas abrasivas.

a) Abrasión pura o de baja tensión: Es el resultado de una acción de socavación provocada por pequeñas partículas, tales como arena, polvo o tierra. Una variación de este tipo de desgaste es la **erosión**, que ocurren cuando partículas arrastradas por un movimiento rápido de aire o líquido golpean el material. Un movimiento abrasivo produce virutas del material.
b) Abrasión de alta tensión: Es un desgaste que agrega una fuerza de compresión a la abrasión de baja tensión.
c) Abrasión por desgarramiento: Este desgaste combina la abrasión de alta tensión con impacto, produciendo deformación de plástica dentro del material.

1.5.2 Desgaste por erosión

En correspondencia con Rabinowiez (1995), el desgaste erosivo se presenta en la superficie de los cuerpos como resultado del impacto de partículas sólidas, líquidas o gaseosas que los impactan. Estas partículas pueden actuar solas o de manera combinada. La erosión afecta muchos materiales de ingeniería, especialmente elementos que componen maquinaria usada en la industria minera y en general toda pieza que sea impactada por cualquier tipo de partícula.

Las partículas que causan el desgaste erosivo pueden estar en ambientes secos o húmedos pudiendo actuar en forma muy variadas. Cuando el medio de trabajo es húmedo (por ejemplo, un medio con agua y partículas de arena), la erosión y la

corrosión son fenómenos que actúan en forma sinérgica y provocan la degradación acelerada de los materiales.

En otras definiciones clásicas de la erosión se afirma que este es el fenómeno por medio del cual el material es removido de una superficie durante la acción continua de partículas duras o de fluidos que la alcanzan. Las partículas impactan las superficies a diferentes velocidades y ángulos de incidencia, donde el desgaste se da a través de diferentes mecanismos. En la figura 1.1 son presentados esquemas que muestran la forma como partículas erosivas actúan en una superficie en dependencia del ángulo de incidencia. Para erosión en ángulos cercanos a 90°, la energía de la partícula es consumida durante la deformación de la superficie y para ángulos menores, esa energía es utilizada en deformar y cortar el material de la superficie.

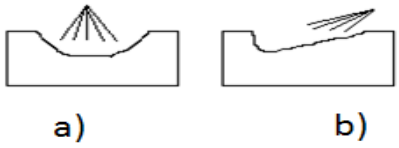


Figura 1.1. Erosión de una superficie según el ángulo de impacto a) normal y b) diferente de 90 %.

Den acuerdo el medio donde actúan las `partículas erosivas, la erosión puede ser divida en:

- ✓ Erosión en seco: cuando las partículas son arrastradas por aire u otro gas y son obligadas a impactar una superficie.
- ✓ Erosión en medio Acuoso: se presenta cuando partículas duras son arrastradas en un medio acuoso y son obligadas a impactar una superficie.

1.5.2.1 Mecanismos de desgaste erosivo

Cuando un material dúctil es impactado, son formados cráteres en su superficie, alrededor de los cuales aparece una pequeña proa constituida de material removido (Strett, 1978). Después de múltiples impactos, el material es arrancado en forma de debris (partículas de desgaste). La forma y tamaño de los cráteres formados dependen (entre otras variables) de la velocidad, tamaño y ángulo de impacto de las partículas. En la figura 1.2 (a) es presentado el mecanismo de formación de proa en materiales dúctiles.

Para materiales frágiles como los vidrios, cerámicas o metales muy duros, el mecanismo de remoción es diferente. Es estos materiales los sucesivos impactos causan micro-grietas superficiales, las cuales crecen hasta que se unen, provocando el arranque del material en forma de lascas. Este mecanismo es presentado en la figura 1.2 (b). Es interesante notar que un material (aunque sea dúctil), después de estar sometido a múltiples impactos, puede sufrir cambios estructurales que lo llevan a comportarse de una forma frágil.

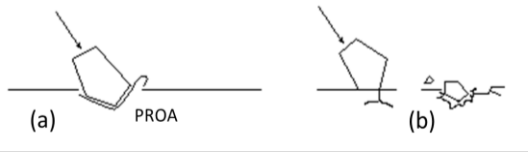


Figura 1.2. Mecanismos de remoción de material que actúa durante desgaste erosivo cuando una partícula sólida colisiona una superficie plana, para: a) metales dúctiles; y b) metales frágiles.

1.5.3 Desgaste por adhesión (metal-base)

Fleisher (1980), hace un análisis exhaustivo del mecanismo micro y macro estructural del desgaste adhesivo. Según este autor, el desgaste adhesivo se produce cuando dos superficies metálicas se rosan entre si, generando de este modo calor. La resistencia al deslizamiento tienen dos causas: las microsoldaduras temporales entre las aristas sobresalientes de ambas superficies y las trabas que se producen por deformaciones y diferencias por la dilatación que genera el propio rozamiento.

En este caso, se desgarran pequeñas porciones de la superficie, lo que causa daños de importancia. La fricción se origina por la resistencia al movimiento durante el deslizamiento o rodamiento que experimentan lo metales en contacto al moverse uno sobre el otro. Esta resistencia el movimiento depende de las características de las superficies.

Este mismo autor, al investigar el desgaste de los metales en una corriente de granos abrasivos, confirmó que existe una estrecha relación entre la resistencia al desgaste y las fuerzas de los enlaces en la red cristalina de los metales. Esta teoría explica la resistencia por la interacción entre puntos de contactos y la penetración de las asperezas y establece que la fricción depende de los factores siguientes:

- La interacción molecular (adhesión) de las superficies
- La interacción mecánica entre las partes

La fuerza de resistencia que actúa en una dirección opuesta a la dirección del movimiento se conoce como fuerza de fricción. Existen dos tipos principales de fricción: fricción estática y fricción dinámica. La fricción no es una propiedad del material, es una respuesta integral del sistema.

Existen tres leyes de la fricción:

1. La fuerza de fricción es proporcional a la carga normal.
2. La fuerza de fricción es independiente del área aparente de contacto entre las superficies deslizantes.
3. La fuerza de fricción es impediente a la velocidad del deslizamiento.

Los modos de desgaste, no suelen presentarse de forma aislada, sino conjuntamente y aún en etapas sucesivas, dependiendo de las condiciones de trabajo a que está sometida la pieza (Caraballo, 2003). La acción conjunta de los distintos tipos de desgaste conduce a la destrucción del estado superficial del material o la pieza.

El desgaste metálico y abrasivo están caracterizados por el deslizamiento y arranque de la superficie metálica, la única diferencia radica en que uno ocurre entre metales y el otro con un abrasivo metálico o no metálico; por lo que el modo de acción será análogo en los dos casos. En el primer instante del funcionamiento, se caracteriza por la destrucción mecánica de las asperezas, que son despuntadas hasta un aumento de la superficie real de contacto y hay un reparto suficiente y regular de la carga.

1.5.4 Desgaste por temperatura

Influye sobre estructuras endurecidas por tratamiento térmico, reblandeciéndolas. Esto puede causar cambios de fase que incrementen la dureza y fragilidad, y puede acelerar el ataque químico, tal como la oxidación y exfoliación.

1.5.5 Desgaste por corrosión

Se entiende por corrosión a la interacción de un metal con el medio que lo rodea, produciendo deterioro en sus propiedades físico-químicas. La característica

fundamental de este fenómeno es que solo ocurre en presencia de un electrólito, ocasionando regiones plenamente identificadas, llamadas anódicas y catódicas.

Se consuma una reacción de oxidación anódica en la cual los electrones son liberados dirigiéndose a otras regiones catódicas (Amorim, 1997). En la región anódica se producirá la dislocación del metal trayendo consigo su deterioro.

1.5.6 Desgaste por fatiga superficial

Amorim (1997), expresó que este tipo de desgaste ocurre cuando piezas son sometidas a elevados esfuerzos, los cuales provocan la aparición y propagación de grietas bajo la acción repetitiva de ellos. En el caso de piezas sometidas a deslizamiento, las capas superficiales sufren intensas deformaciones como resultado de la acción simultánea de las tensiones de contacto y de la fuerza de fricción. Los esfuerzos a lo que están sometidos los materiales particularmente en las capas superficiales, promueven en la mayoría de los casos, alteraciones de la estructura cristalina y en el tamaño del grano.

El picado originado a partir de grietas, es una de las fallas por fatiga de contacto superficial típicas de elementos de máquinas, los cuales trabajan bajo régimen de lubricación de elastohidrodinámicas y elevadas cargas superficiales.

1.5.7 Desgaste por cavitación

De acuerdo con lo planteado por Avery (1980), durante el flujo de un fluido pueden ocurrir caídas de presión que pueden alcanzar valores del orden de la presión de vapor del líquido en la temperatura de trabajo, provocando la nucleación de pequeñas burbujas de vapor. Estas burbujas son llevadas por el flujo y al alcanzar regiones de mayores presiones sufren un colapso violento y caótico que genera altas presiones y velocidades en las regiones próximas al colapso. Esta alta presiones y velocidades que surgen del colapso, provocan el desgaste de superficies sólidas próximas.

Como conclusión a esta teoría, hasta ahora la mas aceptada, es que, el desgaste por cavitación se puede definir como aquel daño que ocurre en los materiales debido al crecimiento y colapso de pequeñas burbujas, que surgen debido a las variaciones de presión durante el flujo de un fluido.

1.5.8 Desgaste por fricción o deslizamiento

Esencialmente, el desgaste por deslizamiento es aquel en el cual hay un movimiento relativo entre dos superficies en contacto con una carga aplicada, donde el daño de la superficie no ocurre por riscado debido a la penetración de las asperezas o por partículas externas.

En el desgaste por deslizamiento están presentes mecanismos de adhesión, formación y crecimiento de grietas sub-superficiales por fatiga y formación de películas superficiales por procesos triboquímicos. También ocurre abrasión por microcorte, surcado o formación de proas.

1.6 Desgaste abrasivo en los hierros fundidos aleados con cromo

Los hierros blancos con elevado cromo tienen una excelente resistencia a la abrasión y son usados efectivamente para la fabricación de bombas para líquidos abrasivos, en la trituración y molida de minerales de la industria minera. Son reconocidos, además como los de mayor combinación de resistencia a la corrección y la abrasión entre los hierros blancos aleados (Sillen y Aranzabal, 2002).

Según Vélez (2006) en los hierros aleados con elevado contenido de cromo, como en los materiales resistentes a la abrasión, coexisten la tenacidad de la matriz y la resistencia al desgaste. Al variar la composición química y con tratamientos térmicos, estas propiedades pueden ser ajustadas para alcanzar las necesidades de la mayoría de las aplicaciones donde son empleadas las piezas fabricadas de estos materiales.

Al analizar la influencia de los elementos de aleación, Niu *et al.* (2003) y Sánchez *et al.* (2007) señalan que los hierros blancos aleados ofrecen una considerable versatilidad en sus propiedades. La composición del hierro blanco aleado se selecciona para obtener una distribución determinada en los carburos y una matriz que brinden una vida de servicio elevada con efectividad de costos.

Ishikawa y otros (2001) estudiaron la resistencia al desgaste de los hierros fundidos, proponiendo un hierro con elevado nivel de aleación con el objetivo de ser empleado en ambientes abrasivos. Para lograrlo emplean un hierro con base carbono entre 2 y 4 %, silicio hasta 1,5 % y manganeso hasta 1,2 %. Se le adiciona además cromo

entre 6 y 20 %, molibdeno ente 2 y 12 % y vanadio entre 3 y 10 % o un contenido de wolframio hasta 20 %.

Con este nivel de aleación obtuvieron carburos del tipo M_6C en los límites de los granos de los carburos primarios, con un tamaño de partícula hasta 3 μm y una densidad de 0,05 g/mm^3. Ishikawa y el colectivo logra obtener una resistencia al desgaste abrasivo elevada, sin embargo el costo de producción ya no resulta tan bajo como el de los hierros fundidos no aleados. La presencia de los carburos del tipo M_6C en los límites de los granos de los carburos primarios, además de proporcionar una elevada dureza, harán prácticamente no maquinables a las piezas obtenidas con este material.

Masaaki *et al.* (2001) proponen el uso de un hierro de elevado contenido de cromo y alto carbono con la presencia de wolframio y el niobio para actuar en la región hipoeutéctica. En dicha aleación se manifiestan carburos de mayor dureza y con la tenacidad de los hierros aleados de elevado contenido de cromo. Las piezas fundidas obtenidas con dicha aleación pueden presentar una dureza del orden de 69 HRC. Con tal dureza indiscutiblemente se eleva la resistencia al desgaste, pero la maquinabilidad se limita notablemente y los costos se elevan dado el nivel de aleación y los elementos empleados.

La matriz de los hierros blancos aleados con alto cromo y molibdeno es austenítica (510-520 HV_{10}). La adición de cobre o níquel impide la transformación a perlita, aún con altos contenidos de carbono según Tian (2002), con tratamiento térmico la dureza de la matriz se incrementa hasta cerca de 800 HV_{10}, debido a que es martensítica con alguna austenita retenida.

La matriz austenítica, martensítica o mezcla de las dos actúa de soporte de los carburos, previniendo la fractura y el desconche de los mismos. Sare (1979) indicó que la matriz juega un papel fundamental en la tenacidad a fractura del material de las fundiciones blancas ya que dificulta la propagación de las grietas de unos carburos a otros. Sare demostró que las fundiciones de matriz austenítica poseen mayor tenacidad a fractura que las fundiciones de matriz martensítica, lo que coincide también con lo reportado por (Zhang *et al.,* 2001).

Yoghito (1992) propone un hierro fundido aleado con excelente resistencia al desgaste, empleando adiciones de molibdeno (5 a 15 %), el níquel (0,3 y 3 %), el cromo (7 a 18 %), vanadio (1 a 8 %) y wolframio hasta 10 %. Establecen como condición que el % Mo + 0,5 % W esté entre 2 y 15 % y se aproveche la micro segregación del vanadio, incrementar la dureza. Además endurecen la matriz con un tratamiento térmico. En tales condiciones la dureza alcanzada hace excelente la aleación para usos donde sea necesario alta resistencia al desgaste, pero la maquinabilidad se ve extremadamente limitada. Los comentarios sobre los costos de producción son similares a los expuestos anteriormente, con objetivos similares.

1.6.1 Deterioro de las volutas de las bombas Denver

Durán (2014) realizó un análisis del deterioro de las bombas Denver en condiciones de operación, entre ellos, la influencia de factores tecnológicos y funcionales en las fallas, las características de la pulpa transportada y el movimiento y velocidad del flujo. De acuerdo con estudios realizados por Izquierdo (1989), la pulpa sin lixiviar transportada por esta bomba contiene entre 40-46% de sólidos en suspensión. Estas partículas resultan ser altamente abrasivas ya que su composición química (Óxido de Ni, Co, Fe, Mn, Mg, Al, Zn, Cr, Cu, Si) le otorgan propiedades, de dureza principalmente, que la hacen ser un agente adhesivo-abrasivo a gran escala. No obstante a lo anteriormente señalado, esta características de encuentran en el rango permitido por los diseñadores.

Por otra parte, en la tecnología ácida a presión, la pulpa bombeada a la planta de lixiviación se mueve por la tubería siguiendo un flujo laminar (Izquierdo, 1989). En este caso, se puede asumir que el flujo es congruente con las líneas de corriente de la tubería y la velocidad de las partículas se considera linear, en ausencia del flujo rotacional (Guiles, 1999). Al llegar a la zona de succión y penetrar a la voluta, ocurre una variación brusca en la velocidad del flujo y, bajo los efectos de la rotación del rodete (impelente) esta cambia de lineal a angular.

Como resultado, el flujo alcanza una elevada energía cinética y las partículas de la pulpa en suspensión adquieren una cantidad de movimiento proporcional a la velocidad angular. La elevada energía cinética de las partículas en suspensión incrementa los efectos de choque primero, sobre el revestimiento de neopreno de la

voluta y ponen al descubierto las superficies metálicas, que bajo los mismos efectos locales de la erosión de la pulpa y la baja dureza del metal, origina el desgaste de la zona de entrada de impelente, según el mecanismo de desgaste expuesto por (Strett, 1978).

Conforme el líquido es succionado, la corriente se hace congruente con los álabes del impelente, disminuye la energía de rotación del flujo y la cantidad de movimiento de la partícula; por lo que los efectos del desgaste por el impulso de las mismas se reduce considerablemente, resultado congruente con Guiles (1999) y como consecuencia, el recubrimiento de neopreno del impelente y las zonas de descarga de la voluta conserva su buen estado.

Como conclusiones, Durán (2014) arriba a las siguientes: las averías presentadas en las volutas de las bombas DENVER SRL 5x4 se deben a la mala selección de los materiales empleados en ellas y los efectos provocados por el cambio brusco y acelerado en el régimen del fluido que se traslada por el interior de las mismas; el material propuesto para la sustitución del casquillo de la tapa de succión de la bomba cumple con los requerimientos necesarios para desempeñar trabajos en medios altamente abrasivos.

1.7. Conclusiones del capítulo 1

- La literatura consultada revela que las averías presentadas en las volutas de las bombas DENVER SRL 5x4 se deben a la mala selección de los materiales empleados en ellas, y a los efectos provocados por el cambio brusco y acelerado en el régimen del fluido que se traslada por el interior de las mismas.
- El desgaste que se genera en la tapa de succión de las volutas de las bombas DENVER es producto de la erosión de los sólidos en suspensión presentes en la pulpa, que inciden de manera directa sobre el material de hierro fundido, los cuales son originado por el movimiento irregular y desproporcionado que describe el fluido al pasar desde la tubería acoplada en la succión de la bomba hacia el interior de la misma.
- Los hierros aleados con elevado contenido de cromo, fundamentalmente la fundición blanca, presentan buen comportamiento para trabajar en condiciones de elevada abrasión por su alta resistencia y dureza.

Capítulo 2

Materiales y métodos

CAPÍTULO 2. MATERIALES Y MÉTODOS. CONDICIONES EXPERIMENTALES

2.1. Introducción

La realización de experimentos ha sido siempre una potente herramienta para el tratamiento, verificación de hipótesis y la solución a los problemas de fabricación y recuperación en elementos y equipamientos industriales y es por ello que se requiere de la realización de los mismos para tales propósitos.

En este capítulo se plantea como objetivo

Establecer el procedimiento metodológico para realizar el proceso de soldadura del material aleado del tipo ИЧХ2Н4 y el hierro fundido ASTM A 48 clases 25 utilizando electrodo AWS A5.15 (equivalente a UTP 8 FN y AWS E-3055) y proceso SMAW.

2.2. Fundamentos para la selección del material de los aros de implante

En el caso que se analiza, el elemento está sometido fundamentalmente a esfuerzos de abrasión. Debido a que la resistencia al desgaste es el primer requisito y la resistencia al impacto el secundario, entonces, a partir de lo expuesto por Durán (2014) se utiliza la fundición aleada ASTM A 532 clase I tipo A (Ni Hard I), equivalente a ИЧХ2Н4 según la norma rusa GOST 7769-87. La propuesta de solución al problema planteado consiste en sustituir el material para fabricar el aro de implante de la tapa de succión de la bomba DENVER por un hierro fundido gris, pero aleado con elementos que permitan la formación de cementita aleada que incremente la dureza del material.

Los contenidos de carbono y silicio se mantienen alrededor de los valores de la fundición ASTM A 48 Clase 60 (3 % y 2 % respectivamente) y se añade alrededor de 4 % de níquel para favorecer el proceso de grafitización y evitar obtener fundición blanca. La acción conjunta de estos tres elementos, además, incrementa los valores de resistencia del material. Se incrementa el contenido de manganeso y se añaden los elementos cromo y molibdeno porque son fuertes formadores de carburos. Como el módulo de elasticidad del manganeso, el cromo y el molibdeno es muy alto, las adiciones al hierro fundido provocan un aumento del módulo de elasticidad. La presencia del cromo también favorece la formación de la perlita, pues aumenta la solubilidad del carbono en la austenita e impide de esta forma la formación de la ferrita.

2.3. Material base

El conocimiento del material base es esencial para definir el procedimiento de soldadura a utilizar, ya que el propio debe ir de acuerdo a las características del mismo. La cantidad de carbono y los elementos de aleación son necesarios a tener en cuenta a la hora de determinar el precalentamiento, el post calentamiento, la velocidad de enfriamiento y los esfuerzos que son necesarios controlar.

Tabla 2.1. Composición química de las aleaciones

ИЧХ2Н4 (GOST 6769-87)							ASTM A 48 Clase 25 (ASTM A 48/A 48M)					
% C	% Si	% Ni	% Cr	% Mn	% Mo	% P	% C	% Si	% Ni	% Cr	% Mn	% P
3,01	2,02	4,38	1,20	0,93	0,52	0,04	3,59	1,82	0,04	0,04	0,44	0,02

2.4. Plan experimental

Para el desarrollo del plan experimental se prepararon probetas de la aleación ИЧХ2Н4 y del hierro fundido ASTM A 48 Clase 25, la unión se realizó a tope en doble U" con preparación de los bordes a 10^0, como se muestra en la figura 2.1, se soldaron con el electrodo del tipo AWS A5.15 (equivalente a UTP 8 FN y AWS E - 3055), del tipo Castec Xyron.

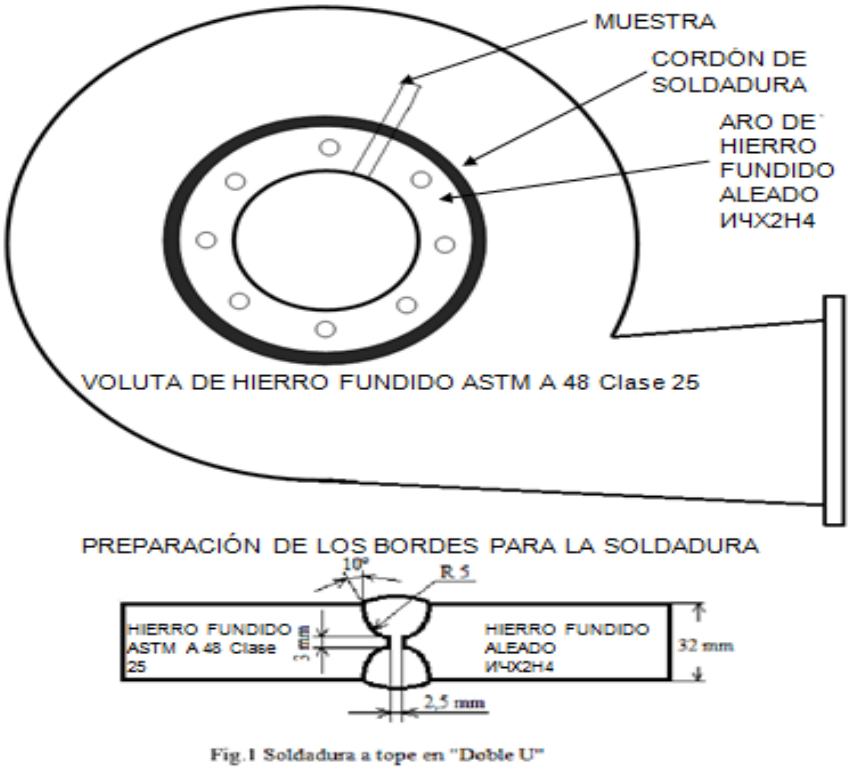


Figura 2.1 Área de selección de las muestras.

Las diferentes probetas se prepararon con longitud de 100 mm y un ancho de 30 mm, se cortaron longitudinalmente, en una fresadora, 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 del electrodo se basa en buscar un material de aporte que en dependencia de la deposición, también pueda emplearse para atenuar los problemas que puedan ocurrir en el cordón de soldadura por las condiciones de la unión disímil. La preparación de las muestras para la soldadura se realizó según Norma ASTM E - 92.

2.5. Máquina de soldar empleada en la soldadura

La soldadura manual con electrodo revestido se puede hacer tanto como corriente alterna (CA) como con corriente directa (CD) y esta última se puede aplicar con el electrodo como negativo. El tipo de corriente está condicionado con el tipo de máquina (fuente de energía) que la genera. La máquina de soldar empleada fue un transformador, el cual presenta un bobinado monofásico, que da como resultado corriente alterna, esto provoca que no sea posible controlar su polaridad, por lo que se convierte en unas de sus principales desventajas.

Los rangos de amperaje para los que son diseñadas no sobrepasan los 180 A, las cual limita los tipos de materiales en los que se puede utilizar, el arco que produce es muy inestable y alcanza un rendimiento de 85 a 90 %. La ventaja fundamental de este tipo de máquina en su gran economía en el consumo energético. En la tabla 2.2 se muestran las características de la máquina del tipo Miller.

Tabla 2.2. Características de la máquina Miller

Alimentación primaria		230V monofásica - 60/60 Hz
Consumo primario de intensidad máxima		19A (TIG) - 29A (ARCO)
Voltaje en vacío		82 V
Gama de ajuste		5A a 150 A
Factor de Marcha (a 40 ^{0}C)	a 100 %	100 A
	a 60 %	120 A
	a 35 %	150 A
Diámetro de electrodo máximo		4 mm / 5/32pulg
Índice de Protección		IP23
Normas		EN 60974 - 1
Dimensiones (L x a x A)		420 x 175 x 300 mm
Masa		10 kg

2.5.1. Material de aporte empleado

El electrodo del tipo AWS A5.15 (equivalente a UTP 8 FN y AWS E-3055) consta de un revestimiento a base de substancias químicas que cumple varias funciones y posee además un extremo no revestido que permite fijarlo en el portaelectrodo. Las características del electrodo del tipo AWS A5.15 (equivalente a UTP 8 FN y AWS E - 3055) se muestran en la tabla 2.3

Tabla 2.3. Composición química del metal de aporte

Electrodo del tipo AWS A5.15 (equivalente a UTP 8 FN y AWS E-3055)						
%C	%Si	%Ni	%S	%Mn	%Fe	%P
0,90	0,70	55,00	0,02	0,80	45,00	0,02

Este electrodo como características de la soldadura presenta un revestimiento especial, que produce un arco suave y estable. Se debe utilizar con corriente mínima, lo que permite una adhesión perfecta en el material base. La transferencia del metal en el arco por gotas finas, provoca altos valores mecánicos y una estructura a prueba de fisuración. Las principales aplicaciones del mismo son:

Unión y reparación de hierro fundido gris, maleable y especialmente nodular ya sea entre sí o con otros metales ferrosos o no ferrosos, tanto en frío como en caliente. Excelente para la unión de secciones gruesas, fundiciones con contenido de fósforo mayor a 0,20 %, fundiciones de alta resistencia y aleaciones especiales de hierro fundido. Reparación de piezas como bloques de motores, carcasas e impelentes de bombas, bases y soportes de máquinas, relleno de secciones faltantes en piezas de hierro fundido. Los fabricantes de este electrodo exigen para soldar las instrucciones siguientes:

- Limpiar la zona de soldadura y remover la corteza de la colada.
- Redondear los cantos agudos conforme al espesor de la pared y preparar el bisel en forma de U o doble U.
- Se suelda con el amperaje más bajo posible y el arco corto.
- Mantener el electrodo perpendicular al trabajo.
- Sellar las caras del bisel con cordones finos.
- El ancho del cordón no debe no debe exceder dos veces del diámetro del núcleo del electrodo para evitar exceso de calentamiento.

- Remover la escoria inmediatamente después de la soldadura y martillar con cuidado cada depósito al terminarlo.
- Reencender el arco siempre sobre el depósito.
- Al final de cada cordón mantener el arco para llenar el cráter.

2.6. Determinación de la composición química

Se comprobó la composición química de los especímenes para verificarlas con los estándares y establecer su correspondencia con la aleación a investigar. En la figura 2.2 se muestra el laboratorio espectral empleado en la determinación de la composición química de los especímenes empleados en el trabajo.

Figura 2.2. Espectrómetro cuántico de masa Belec Compact Port (Mobile Spectrometer for Metal Analisys).

El análisis químico se realizó empleando un espectrómetro cuántico de masa Belec Compact Port (Mobile Spectrometer for Metal Análisis) en el laboratorio de corrosión de la empresa “Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche”. A cada espécimen se les aplicaron tres chispazos separados uno del otro. Finalmente se toma una media de los resultados obtenidos por las chispas y se realiza una comparación para verificar si los valores se encuentren dentro del rango establecido.

2.7. Diagrama de Schaeffler

Cuando el acero contiene muchos elementos, el efecto global es una suma de los diferentes efectos individuales. Los elementos más característicos de los aceros inoxidables son el cromo, el molibdeno, el nitrógeno y el níquel, elementos alfágenos y gammágenos. Estos últimos elementos permiten la coexistencia de ferrita y

austenita en el seno del acero. La figura 2.3 muestra el diagrama de Schaeffler, que resume el efecto de los dos elementos mayores (Cr y Ni) sobre las familias de aceros inoxidables. (Kotecki y Siewert, 1992).

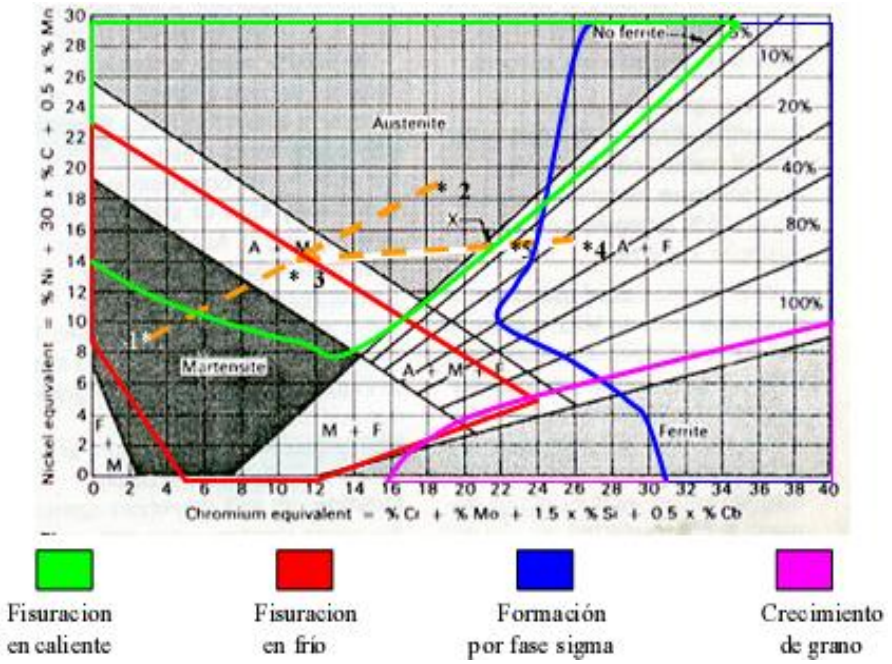


Figura 2.3. Diagrama de Schaeffler.

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

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

$$[Ni] = \%\ Ni + 30 \cdot \%C + 0{,}5 \cdot \%\ Mn \qquad (2.1)$$

$$[Cr] = \%\ Cr + \%Mo + 1{,}5 \cdot \%Si + 0{,}5 \cdot \%\ Nb \qquad (2.2)$$

$$[Ni] = \%\ Ni + 15 \cdot \%C + 0{,}5 \cdot \%\ Mn \qquad (2.3)$$

La ecuación 2.3 se emplea para determinar el $[Ni]$ en el hierro fundido.

En la figura 2.4 se muestra el diagrama de Schaeffler con las zonas críticas que se obtienen durante la soldadura de los aceros inoxidables en correspondencia con el [Ni] y el [Cr].

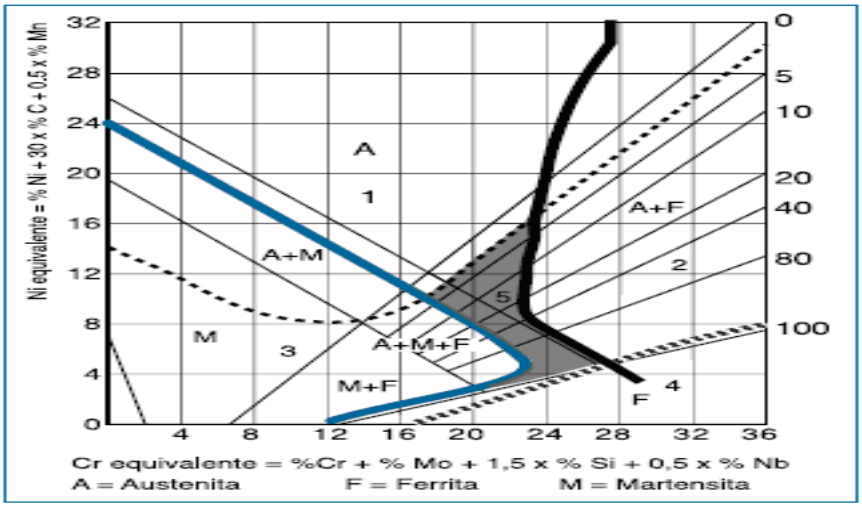


Figura 2.4. Zonas críticas según el diagrama de Schaeffler.

Leyenda:

1 ------- Fisuración en caliente por encima de 1250 ^{0}C.

2 ▬▬ Fragilidad por fase sigma entre 500 y 900 ^{0}C.

3 ▬▬ Fisuración por temple por debajo de 400 ^{0}C.

4 ≈≈≈ Crecimiento del grano por encima de 1150 ^{0}C.

5 —— Metal de soldadura óptimo respecto a solicitaciones mecánicas.

2.8. Selección y preparación de los especímenes de prueba

Terminado el proceso de soldadura en los defectos simulados en forma de canales y cumpliendo estrictamente con todas las variables recogidas, se tomaron las probetas para obtener los especímenes de prueba.

El pulido de las superficies se desarrolló según las Normas NC 10 - 56:86 y ASTM E3 – 95. Señalizaron operaciones de corte, desbaste, pulido, desengrasado, lavado y ataque químico. Las probetas se elaboraron con abundante refrigeración, con el objetivo de lograr una superficie con la menor cantidad posible de rugosidades superficiales. El desbaste a grandes rasgos consiste en obtener primeramente una superficie plana y semipulida, mediante el empleo de máquinas herramienta y papeles abrasivos.

El pulido se hizo siguiendo las normas ISO 9001 con los papeles abrasivos tipo 180, 400 y 600. Se realizó variando la granulometría de las mismas al ser aplicadas a la

pieza de trabajo, desde la más gruesa a la más fina. En el pulido fino se empleó pasta abrasiva (Pasta GOI), añadida sobre discos provistos de paños o motas.

Este pulido se llevó a cabo con la lija montada sobre una placa de vidrio, cambiando el sentido del lijado 90º al pasar de un pliegue a otro de manera que se elimine la capa de metal distorsionado y deslizado dejado por el anterior. Para obtener una superficie lisa y pulida libre de impregnación de impurezas o ralladuras, las muestras se pasaron en una pulidora metalográfica marca MONTASUPAL. Con el objetivo de lograr el acabado final, se utilizó un paño de fieltro grueso usando como sustancia abrasiva el óxido de cromo.

2.8.1. Limpieza y lavado de las superficies a investigar

Para eliminar los residuos de partículas, grasas y suciedades originadas en el maquinado, se limpió la superficie con agua tetracloruro de carbono. Una vez pulidas las probetas, se lavaron de nuevo con agua destilada, se secaron con papel de filtro y finalmente se lavaron con tetracloruro de carbono para evitar cualquier vestigio de grasas o suciedades.

2.8.2. Ataque químico de las muestras

Una vez pulidas las muestras, estas se atacaron químicamente con el objetivo de resaltar la estructura obtenida. Para ello se empleó Nital al 2 % (solución de 5 ml de HNO_3 en 100 ml de etanol) y tres partes de ácido clorídico más una parte de ácido nítrico según lo especificado por ASTM E–262-Practice A. El tiempo de ataque fue de 15 segundos sobre la superficie pulida y se realizó a una temperatura de 28 ˚C, este reactivo antes de ser utilizado se mantuvo de 20 a 30 horas en reposo.

2.8.3. Análisis metalográfico

Para la observación de la micro estructura y homogeneidad de las muestras, se empleó un microscopio óptico binocular marca NOVEL modelo NIM – 100 (Figura 2.5) ubicado en el laboratorio de Ciencia de los Materiales del ISMM de Moa, el cual está dotado de una cámara instalada mediante el hardware IMI.VIDEOCAPTURE.exe que refleja la fotografía en el computador. Para colocar las probetas en el microscopio se montan en un dispositivo con plastilina que permite una nivelación adecuada de estas.

Figura 2.5. Microscópio óptico NOVEL modelo NIM - 100.

Todos los especímenes de prueba fueron examinados en dirección perpendicular a la superficie de corte pudiéndose apreciar las zonas de metal fundido, zona de influencia térmica y la zona de metal base (figura 2.6) con sus características específicas. Los parámetros de radiación se seleccionaron observando el incremento de la sensitividad de las pruebas según los valores de prueba y variaron con el espesor de los especímenes de prueba.

La figura 2.6. Cordón de soldadura entre la aleación disímil, la cual está caracterizada por un cordón de soldadura bien definido, así como la zona fundida.

El análisis microestructural consistió en la observación de una muestra patrón de la aleación del hierro fundido ASTM A 48 clases 25, se seleccionó la zona del metal base, es decir lo más alejado de donde pudiera tener influencia el ciclo térmico de soldadura, el objetivo de este análisis fue obtener una muestra sin afectación en su estructura cristalina que nos permitiera determinar posibles cambios ocurridos tanto en la ZF como en la influencia térmica, se procedió de igual manera para la aleación ИЧХ2Н4. Las figuras 2.7 y 2.8 muestran las estructuras metalográficas de las diferentes probetas seleccionadas.

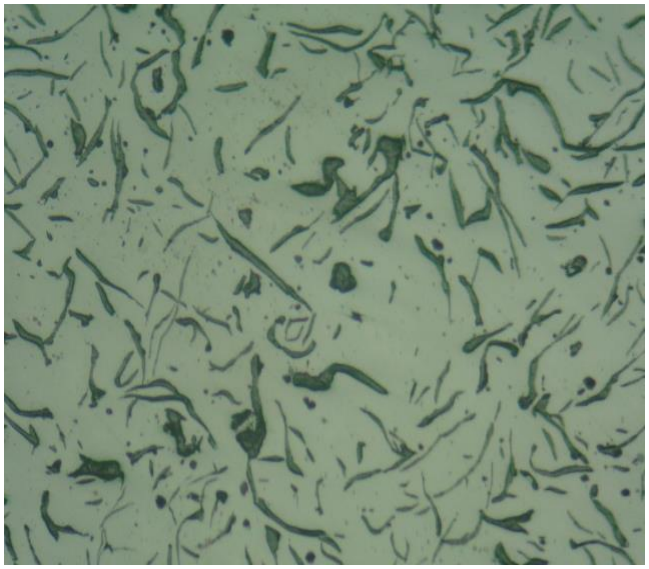


Figura 2.7. Estructura de grafito laminar del hierro fundido ASTM A 48 clase 25.

La figura 2.8 se corresponde con la estructura de la aleación ИЧХ2Н4, la cual está compuesta por una estructura de carburos y segregaciones que se forman durante el proceso de solidificación, típico del acero austenítico ИЧХ2Н4.

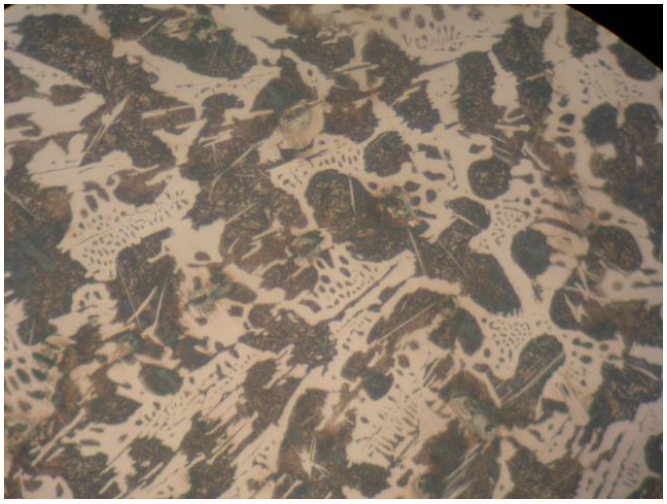


Figura 2.8. Estructura de carburos con segregaciones de la aleación ИЧХ2Н4.

2.8.4. Medición de la dureza

El ensayo de dureza se aplicó para determinar la dureza del material en diferentes puntos. En el ensayo se utilizaron dos durómetro el Rockwalharte (HRC) y el (HRB). En el caso del (HRC) con 150 kg de carga con 10 kg preliminar, del laboratorio de Ciencia de los Materiales del ISMM de Moa, se le aplica al material aleado ИЧХ2Н4 y al cordón de soldadura por tener una elevada dureza en lo que se utiliza el (HRB)

para el hierro fundido ASTM A 48 Clase 25 con una carga de 100 kg y 10 kg preliminar por ser un material dúctil y no tener tratamiento térmico por lo cual no posee una elevada dureza.

La figura 2.9 muestra el barrido de dureza realizado a ambas aleaciones.

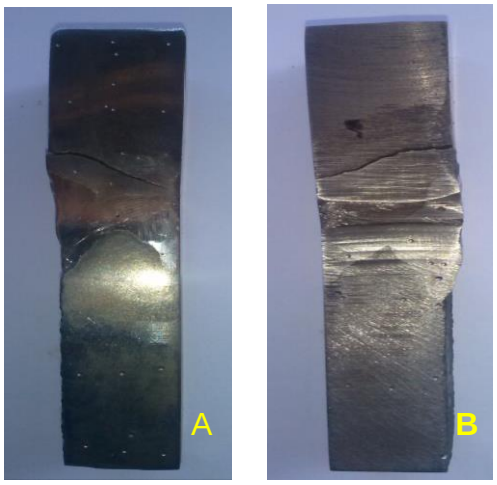


Figura 2.9. Especímenes de prueba.

La figura 2.9 muestra las secciones de la pieza luego de realizar el proceso de corte, la figura A permitirá realizar el análisis correspondiente a la sección transversal en el cordón de soldadura, por otro lado, la figura B se tendrá en cuenta para el análisis de la unión disímil en la sección longitudinal. La determinación de poros o grietas que pudieran haber surgidos durante el proceso de solidificación, motivado por las características químicas que presenta cada uno de los materiales bases.

2.9. Parámetros de soldadura

Los parámetros de soldadura definidos para la unión disímil fueron: corriente de soldadura (Is), tensión de arco (Ua) y velocidad de soldadura (Vs). El diámetro del electrodo fue de 4,0 mm con una longitud de 350 mm.

La intensidad de la corriente de soldadura depende del diámetro del electrodo, el cual se selecciona atendiendo: al espesor del material base, al tipo de construcción soldada, además del tipo de revestimiento y la posición del cordón en el espacio que influyen en la magnitud de la intensidad y según Quintero *et al.* (2006), se determina como:

$$I_s = 2{,}5d_e^2 + 35{,}5d_e - 18 \qquad (2.4)$$

Donde:

I_s - intensidad de corriente de soldadura; A

d_e - diámetro del electrodo; mm

2.9.1. Determinación del voltaje del arco eléctrico

La tensión de arco no influye significativamente en el ancho del cordón; influye notablemente en el refuerzo (forma cóncava o convexa del mismo), teniéndose soldaduras planas (con tensiones altas) y abultadas (con tensiones bajas), pero siempre en el rango de tener un arco estable y según Rodríguez (1987) se determina como:

$$U_a = 0{,}05 \cdot I_s + 10 \tag{2.5}$$

Donde:

U_a - tensión del arco; V

2.9.2. Cálculo del calor aportado

Debido a las actuales exigencias de mejorar la productividad en la deposición de recargues fue necesario estudiar el efecto de parámetros de soldadura y su resistencia al desgaste. Para ello se seleccionaron dos grupos relacionados con el aporte térmico. El calor aportado se calculó en base a la ecuación 2.6.

$$Q = \frac{Ua \cdot Is}{Vs} \tag{2.6}$$

Donde:

Q - calor aportado; kJ/mm

U_a - tensión del arco; V

I_s - corriente de soldadura; A

V_s - velocidad de soldadura; mm/s

2.9.3. Cálculo de la energía lineal del proceso de soldadura

Cuando se deposita una pasada de soldadura sobre la superficie de una placa, el flujo de calor afecta cada punto produciendo tensiones en función de la distancia a la fuente de calor, Talero (2000) propone la siguiente ecuación:

$$E_L = 60 \cdot \eta \frac{U_a \cdot I_s}{v_s} \tag{2.7}$$

E_L - energía lineal; J/m

η - eficiencia de la fuente de calor; %

La eficiencia (η) del proceso de soldadura SMAW oscila entre 0,65 a 0,85 (Cary, 1998). A los efectos de los cálculos realizados, se asumió una eficiencia de 0,7.

2.9.4. Cálculo de la energía específica

La energía específica de soldadura caracteriza la cantidad de calor expresada en calorías que se introduce por cada centímetro de longitud de la costura y se puede expresar como la relación de la potencia efectiva del arco (Q_{efec}) respecto a la velocidad de su desplazamiento (V).

$$q_{esp} = \frac{0{,}24.K.I_{arc}.U_{arc}\eta}{V_{sol}} \qquad (2.8)$$

Donde:

V_{sold} = Velocidad de desplazamiento del arco; cm/s

2.9.5. Cantidad de electrodos

Es habitual que quien tiene que efectuar o presupuestar un trabajo de soldadura de unión de un recipiente, una estructura o una construcción en particular, se vea en el problema de calcular cuanto material de aporte (varillas, alambres, fundentes, electrodos) necesita y muchas veces también el costo total de dicho trabajo.

$$Ce = \frac{S.Lc}{10^6}\delta\,(1{,}2) \qquad (2.9)$$

Donde:

Ce – Cantidad de electrodos; kg

S – Área de la sección transversal de la pieza; mm^2

Lc – Longitud a soldar; (mm)

10^6 – Factor de conversión.

δ - peso específico del material; kg/dm^3

$1{,}2$ – Coeficiente que tiene en cuenta las pérdidas por salpicaduras, calentamiento, aprovechamiento del electrodo.

2.10. Proceso de simulación de la unión soldada

El proceso de simulación se realizó con la ayuda del software Solidword, el cual se encarga de analizar y comprobar los materiales utilizados en los especímenes de pruebas. En la figura 2.10 se muestra el esquema de la probeta.

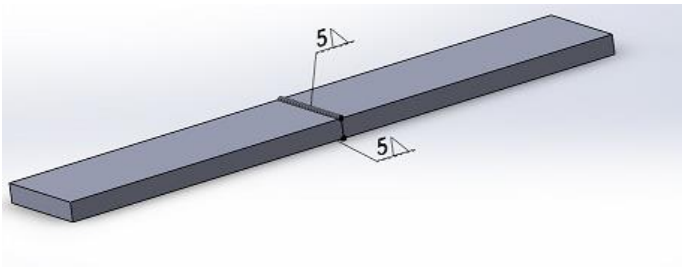


Figura 2.10. Proceso de simulación de la unión soldada.

Se realizó el estudio estático para una soldadura con características similares al caso de estudio, aplicándole sujeciones y cargas de prueba de 10 Newton.

La resolución de cualquier problema, ya sea mecánico o de cualquier otro tipo, mediante el método de los elementos finitos requiere definir previamente el mallado de elementos (discretizar el problema). El modelado mediante elementos finitos (FEM) involucra, además, la elección del tipo de elementos (i.e. las funciones de forma), del modelo constitutivo correspondiente a cada elemento y del tipo de algoritmo numérico (*solver*) que se utilizará para resolver el sistema de ecuaciones.

Para cada nodo *j* se define una función, *Nj* con valores no nulos en la región *Vj* formada por los elementos que comparten dicho nodo. La función *Nj* se elige de forma que sea igual a la unidad en el nodo *j* y nula en el resto de nodos de la región *Vj.* En cada elemento *V e* solo toman valores no nulos las funciones *Nj* correspondientes a cada uno de sus nodos. Este hecho permite automatizar y simplificar notablemente la resolución del sistema de ecuaciones mediante métodos numéricos tradicionales.

2.11. Conclusiones del capítulo 2

- Se estableció la composición química de la aleación ИЧХ2Н4, del hierro fundido ASTM A 48 Clase 25 y del material de aporte empleado de tipo AWS A5.15 (equivalente a UTP 8 FN y AWS E-3055).
- Quedó establecido un plan experimental el cual establece todos los parámetros y requisitos para el procedimiento de soldadura a emplear, fundamentando en el diagrama de Schaeffler para definir las zonas críticas de la unión soldada disímil en correspondencia con los elementos presentes en el metal base y en el metal de aporte.
- Quedó establecida la observación microestructural de la aleación ИЧХ2Н4 y del hierro fundido ASTM A 48 Clase 25, las cuales permitirán predecir el comportamiento de la unión soldada disímil en la zona fundida y la zona de influencia térmica.

Capítulo 3

Análisis de los resultados

CAPÍTULO 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Introducción

La soldadura por arco de metal protegido puede efectuarse con corriente tanto alterna como continua, siempre que se use el electrodo adecuado. El tipo de corriente de soldadura, la polaridad y los constituyentes de la cobertura del electrodo afectan la rapidez de fusión de todos los electrodos cubiertos. Para un electrodo determinado, la rapidez de fusión se relaciona directamente con la energía eléctrica suministrada al arco. Parte de esta energía se destina a fundir una porción del metal base, y otra parte sirve para fundir el electrodo.

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

3.2. Análisis de la composición química de los materiales base y zona fundida

En la tabla 3.1, 3.2 Y 3.3 se reporta el promedio de tres mediciones de composición en cada muestra. Como se observa, los elementos más representativos en la aleación lo constituyen el Cr, C, Ni y Si. Las cantidades de los elementos que participan en la composición de la aleación se encuentran dentro del rango permisible por los estándares (Norma ASTM A 532).

Tabla 3.1. Composición química de la aleación en el material base.

ИЧХ2Н4 (GOST 6769-87)						
% C	% Si	% Ni	% Cr	% Mn	% Cu	% Fe
3,75	0,85	2,21	1,86	0,10	0,16	90,51

En la tabla 3.2 se muestra la composición química del material base de la aleación.

ASTM A 48 Clase 25 (ASTM A 48/A 48M)						
% C	% Si	% Cr	% Mn	% P	% Cu	% Fe
3,91	1,96	0,37	0,14	0,10	0,12	92,89

La tabla 3.3 es la composición química resultante de la unión entre las dos aleaciones, es decir en la zona fundida.

Tabla 3.3. Composición química resultante en la unión soldada

% C	% Si	% Ni	% Cr	% Mn	% Co	% Cu	% Fe
1,86	0,95	45,59	0,20	0,20	0,30	0,21	49,97

Si se comparan la composición químicas de las aleaciones fundidas, ИЧХ2Н4 (GOST 6769-87) y la ASTM A 48 Clase 25 (ASTM A 48/A 48M) con las aleaciones estándar, se puede apreciar la variabilidad en algunos de sus elementos químicos, fundamentalmente en el porciento de carbono, el cual para ambas aleaciones está por encima del que establecen las normas.

Para el porciento de carbono para fundiciones de este tipo, al considerar los demás elementos aleantes, este elemento afecta en el proceso de soldadura, una fundición con estas características se ubica dentro del grupo de las fundiciones hipereutectoide, lo cual puede provocar la formación de ledeburita durante el proceso de soldadura.

Con un carbono equivalente igual a la del eutéctico la colabilidad es máxima y la tendencia de la contracción es mínima, con el aumento de carbono equivalente la tendencia al temple y la resistencia mecánica disminuyen. El carbono equivalente es una noción cómoda que permite traer de nuevo la metalurgia de las fundiciones sobre un diagrama binario constituyendo una simplificación no rigurosa de los fenómenos. Sin embargo el concepto no es válido para contenidos elevados de silicio.

3.3. Análisis microestructura de la aleación del material base ИЧХ2Н4

La micrografía de la figura 3.1 muestra la microestructura del aro de implante fabricado con la aleación ИЧХ2Н4, en estado bruto de colada.

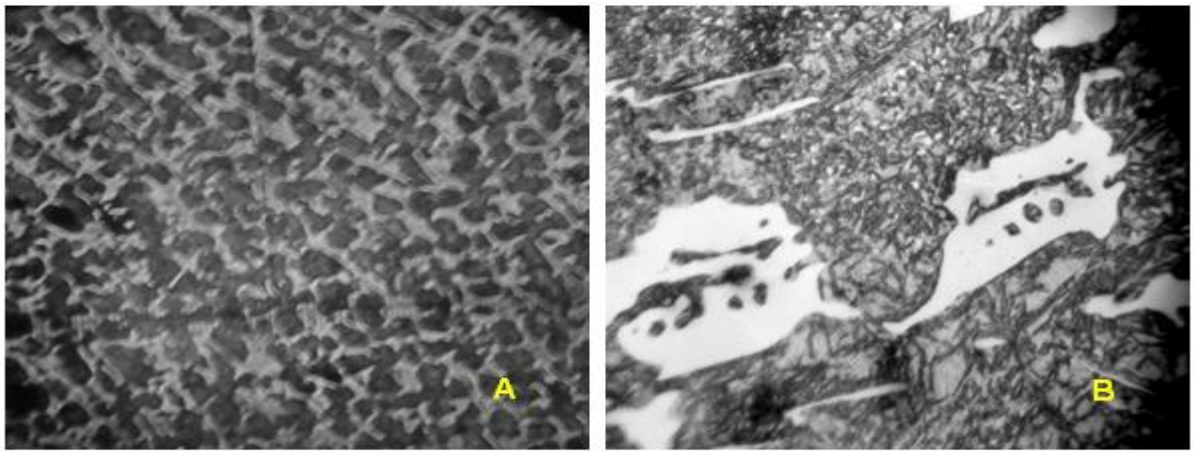


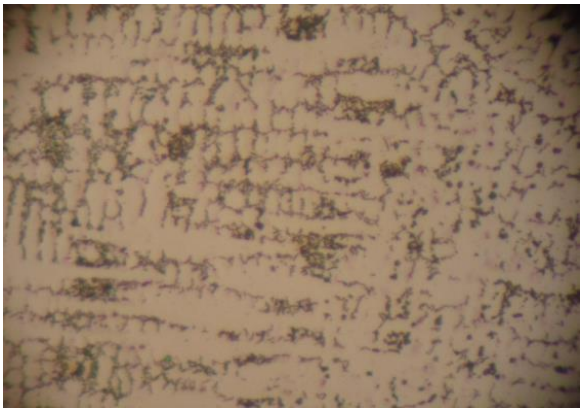
Figura 3.1. Microestructura representativa de la aleación ИЧХ2Н4 en estado bruto de colada. a) 100 X y b) 400 X

Las figuras 3.1 (a y b) se corresponden con las muestras de la fundición blanca sin tratamiento térmico, como se observa, las mismas están compuestas por porcentaje de carburos eutécticos, así como de austenita retenida. La mayor parte del carbono se halla formando carburo de hierro o cementita. Se observa el predominio de los carburos aciculares, libres de martensita y algunos carburos globulares más ferrita.

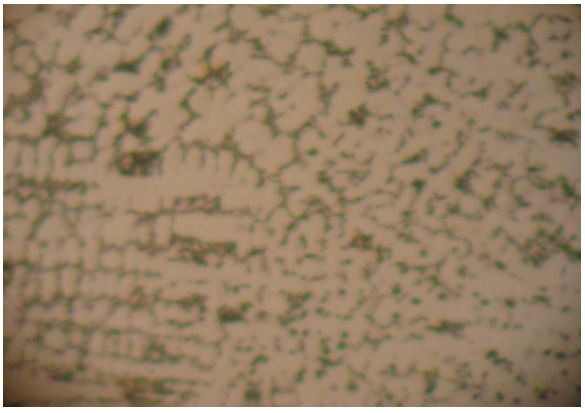
La estructura que presenta este tipo de fundición, objeto de estudio, es precisamente la causa de que presenten una fractura blanca, son estos microconstituyentes lo que la hacen muy duras y poco dúctiles, no maquinables y con gran resistencia al desgaste y la abrasión.

3.3.1. Análisis microestructural de la zona fundida

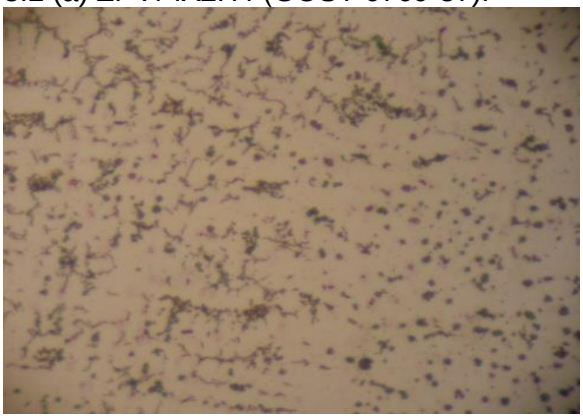
Se observó gráficamente la coalescencia que presentan cada uno de los recubrimientos al ser depositados en el material base, es decir la soldabilidad de cada uno de ellos, y a la vez observar las consecuencias que genera su aplicación sobre el material. Las figuras 3.2 (a y b) y 3.2 (c y d) se corresponden con la zona fundida de la unión disímil.



3.2 (a) ZF ИЧХ2Н4 (GOST 6769-87).



3.2 (b) ZF ИЧХ2Н4 (GOST 6769-87).



3.2 (c) ZF ИЧХ2Н4 (GOST 6769-87)

3.2 (d) ZF ASTM A 48 Clase 25

La estructura de solidificación de la ZF es determinada principalmente por el proceso de crecimiento competitivo entre los granos columnares e igual tienen una gran importancia en las propiedades finales de esta zona.

En la pileta (cordón de soldadura), la unión presenta una microestructura consistente de una matriz austenítica con ferrita de morfología tipo esqueleto y listoncillo alineadas en dirección a la fuente de calor del arco eléctrico. Solidificación del tipo FA, debido a que la velocidad de enfriamiento es moderada.

Se observa en todas las microestructuras que se han obtenidos estructuras favorables desde el punto de vista del depósito, sin embargo también hay que precisar que se ha obtenido estructura con matriz martensítica. La obtención de la matriz martensita en la soldadura del hierro fundido gris es indeseable ya que la misma introduce dureza y fragilidad al cordón, no obstante hay que precisar que la zona afectada en la bomba DENVER no recibe esfuerzo, por lo que no afecta la obtención de esta microestructura.

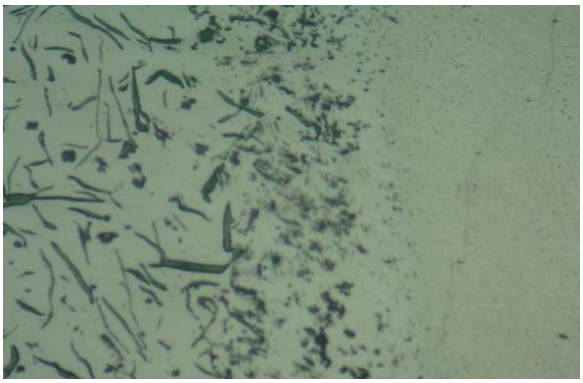
En el depósito del segundo cordón, la morfología de esqueleto muestra claramente un patrón de solidificación dendritico, la ferrita esqueleto se hace presente en todo el cordón de soldadura, cerca de la interface se da el crecimiento epitaxial siguiendo la solidificación de patrón dendrítico dirigido hacia la dirección a la fuente de calor del arco eléctrico. Se puede apreciar además lo que pudiera ser la formación de austenita Widmänstatten (fase alargada blanca), lo cual provoca alta dureza y fragilidad en la unión soldada.

Sare (1979) indicó que la matriz juega un papel fundamental en la tenacidad al desgaste en los aceros inoxidables, ya que dificulta la propagación de las grietas de unos carburos a otros, se considera además que las fundiciones de matriz austenítica poseen mayor tenacidad a fractura que las fundiciones de matriz martensítica (Zhang, 2001).

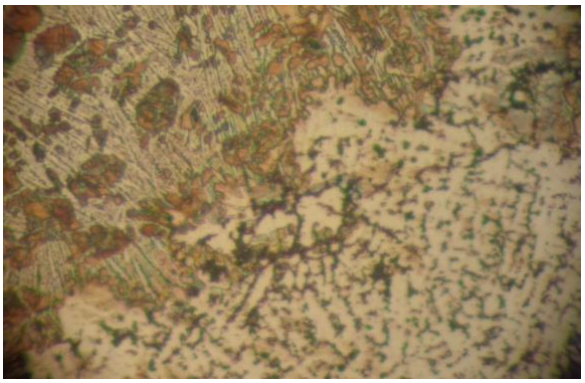
3.3.2. Análisis microestructural en la interfase del cordón

La interfase en la soldadura, es una línea donde el material base es parcialmente fundido, el cual está en contacto directo con la pileta (cordón de soldadura), donde los granos empiezan con el crecimiento epitaxial y de forma perpendicular a esta

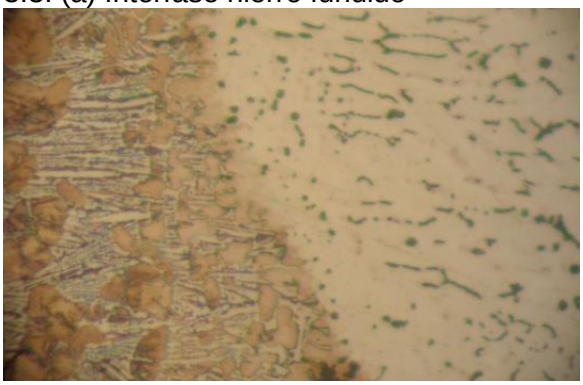
película, la cual contiene un refinamiento de grano, debido al choque térmico concedido por la temperatura propia de la soldadura. En la figura 3.3 (a) (interfase hierro fundido) 3.3 (b) 3.3 (c) y 3.3 (d) se puede observar el comportamiento microestructural de la unión soldada en la interfase del cordón.



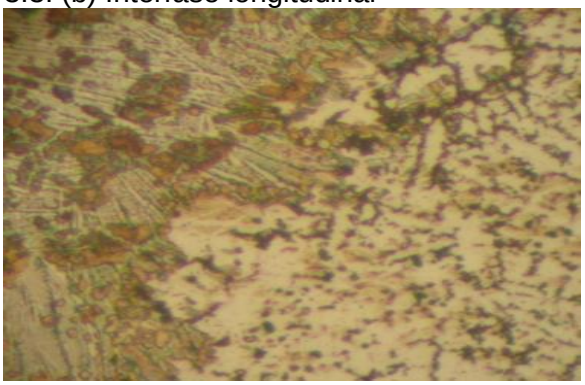
3.3. (a) Interfase hierro fundido



3.3. (b) Interfase longitudinal



3.3. (c) Interfase transversal.



3.3. (d) Interfase

El análisis microestructural en la interfase se puede apreciar claramente la estructura austenítica del material base y la estructura del material de aporte, para el material base se reveló una microestructura con alto contenido de ferrita acompañado de austenita primaria, austenita Widmansttäten y precipitación de austenita secundaria al interior de la ferrita. Adicionalmente la cinética de reformación de la austenita se vió dificultada en las condiciones que presentaron mayor tamaño de grano ferrítico.

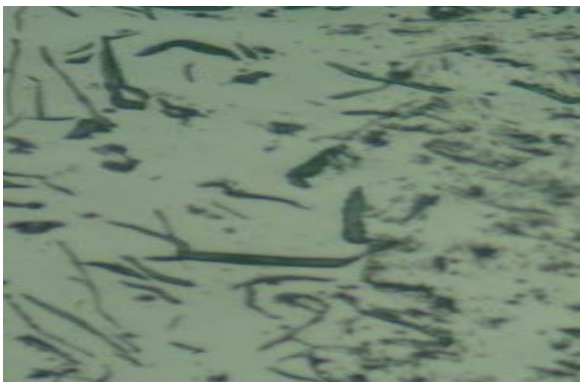
Se observan, en la zona correspondiente al material de aporte, brazos secundarios de austenita con morfologías tipo Widmanstatten y partículas aisladas menos pronunciadas. En esta zona se experimentaron temperaturas cercanas a la recristalización, lo cual propicia que la ferrita en esta zona se regenere y la austenita quede en forma más grande dado que de esta forma la ferrita origina mayor dureza y mayor fragilidad en esta zona.

En la figura 3.3 (a) se puede apreciar la estructura laminar del hierro fundido, precedida por una estructura del tipo martensitica obtenida luego de impuesto el ciclo de soldadura.

La fase austenita (fase clara), figuras 3.3. (b), 3.3. (c) y 3.3. (d), con apreciable morfología Widmanstatten y una morfología casi esferoidizada están orientadas hacia la parte superior del cordón de soldadura y en la raíz esta orientación fue menos pronunciada, ya que la velocidad de enfriamiento fue menor.

3.3.3. Análisis microestructural en la zona de influencia térmica

La zona afectada por el calor (ZAC), es la región que abarca varios milímetros desde la línea de fusión de la soldadura. Los cambios microestructurales que en esta región se producen, son debidos a la energía calorífica aportada por la soldadura, y cuyo ciclo térmico genera productos de transformación, que dependen fundamentalmente de la temperatura alcanzada, velocidad de enfriamiento y composición química del metal base. La figura 3.4 (a), (b), (c) y (d) se corresponde con la ZAC.



3.4 (a) ZIT hierro fundido.

3.4 (b) ZIT ИЧХ2Н4 (GOST 6769-87).

3.4 (c) ZIT hierro fundido - ИЧХ2Н4.

3.4 (d) ZIT ИЧХ2Н4.

En esta zona se presentan fundamentalmente cambios del tipo de formación de ferrita, la cual es de mayor tamaño cerca de la interfase y disminuye su tamaño

conforme se aleja de esta, donde el ciclo térmico experimenta temperaturas pico justo por debajo de la línea de los solidus de la aleación ИЧХ2Н4 (GOST 6769-87), con lo cual también genera la precipitación carburos, estructuras muy duras y frágiles.

La formación de las microestructuras obtenidas es producto de las velocidades de enfriamiento que fueron altas, producto del segundo depósito de soldadura en el lado opuesto de la preparación de la junta soldada con preparación de bordes a 60º, además por la relación Creq/Nieq que aumenta dentro del intervalo ferrita–austeníta (FA), provoca la formación de una morfología de ferrita conocida como listón (lathy). La morfología listón se forma en lugar de la morfología esqueleto, debido a la difusión durante la transformación de ferrita a austenita.

La formación de estructura del tipo ferrita en la soldadura del hierro fundido, está asociado a la cantidad de hierro que se presenta en el mismo en su composición química. En los aceros inoxidables durante la soldadura, este elemento provoca la precipitación de agregados de carbono dando origen a estructuras de este tipo.

Las diferencias microestructurales entre ambas uniones soldadas disímiles en el paso de relleno, son causadas por los ciclos térmicos de soldadura, los cuales controlan la difusión del carbono y por lo tanto, las transformaciones de fase tal como se muestra en la microestructura de la unión soldada a 60° en donde los cambios microestructurales son promovidos por las diferentes velocidades de enfriamiento y las temperaturas a las que se inician las transformaciones durante el enfriamiento.

La región de transición de las uniones soldadas disímiles es observada junto a la zona de fusión, presentando una microestructura diferente al metal de soldadura y a la ZAT de las aleaciones. En las USD se puede distinguir como una estrecha banda de martensita, que se caracteriza por ser una línea blanca en la línea de fusión, que funciona como interfase entre el hierro fundido y el metal de soldadura.

3.4. Análisis del depósito por el diagrama de Shaeffler

Al determinar la composición del depósito del cordón de soldadura se analizó la composición química del material de aporte y el de las aleaciones, los elementos

fundamentales como el cromo y el níquel. En la figura 3.5 se muestran los resultados del diagrama de Shaeffler.

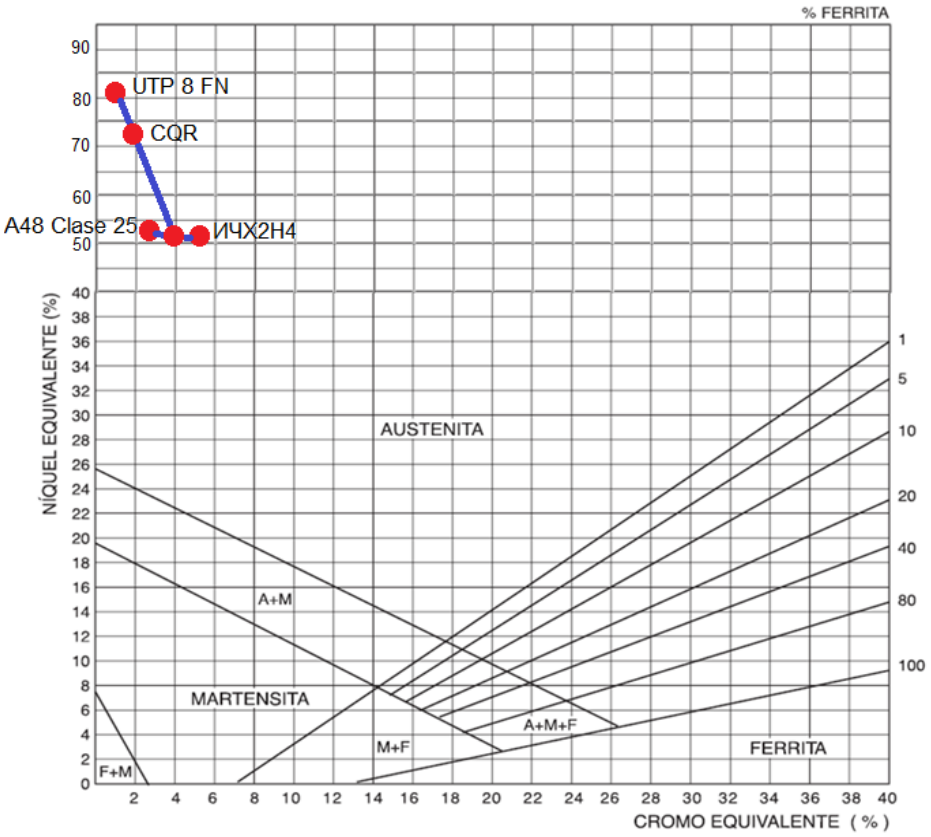


Figura 3.5. Diagrama de Shaeffler para el comportamiento del depósito.

Aleaciones	Creq %	Nieq %
ИЧХ2Н4	4,75	51,35
A48 Clase 25	2,77	54,11
UTP 8 FN	1,05	82,4
CQR	1,9	75

De acuerdo con el Diagrama de Shaeffler, se puede observar que a través del proceso de soldadura SMAW y para un coeficiente de dilución del 30 %, se obtiene el punto CQR (composición química resultante) con una estructura cristalina totalmente austenítica, en la cual se puede apreciar una posible fisuración en caliente por encima de 1 250 ºC y ausencia de ferrita (F). Es por ello que para garantizar un gradiente térmico que mitigue las tensiones de primer género (tensiones térmicas) se debe aplicar un tratamiento térmico pre-soldadura con el objeto de lograr un retículo cristalino que sea capaz de adaptarse por deformación plástica al campo de tensiones de origen térmico.

3.5. Análisis del ciclo térmico de soldadura

Los cálculos de los regímenes de soldadura para el proceso con el empleo del material de aporte, donde se considera por la ecuación 2.4 la intensidad de corriente, se sustituyen los valores y se establece que para la unión disímil este parámetro sería de 136 A.

La corriente es proporcional a la velocidad del electrodo e inversamente proporcional a la longitud libre del electrodo, siempre y cuando se mantengan constantes la composición y el diámetro del mismo. Respecto al diámetro del electrodo, la corriente aumenta con el diámetro, manteniendo constante la velocidad de alimentación del electrodo y las demás variables constantes. Los valores calculados de la intensidad de corriente están dentro de los parámetros que se establecen según las normas de la AWS.

Por la ecuación 2.5 se determinó la tensión del arco necesaria para fundir el electrodo, sustituyendo los valores de dicha ecuación, se tiene que la misma es de 17 V.

La tensión del arco está relacionada con la altura del mismo. La apariencia, la calidad y las propiedades de las soldaduras son afectadas por variaciones en la tensión del arco. Una tensión de arco demasiado alta (arco largo) puede originar excesivas salpicaduras y cordones anchos e irregulares. Una tensión de arco demasiado baja (arco corto) puede dar origen a excesivas salpicaduras y cordones angostos y convexos con poca penetración.

Para junta de pequeño espesor, la penetración depende de la tensión de arco, la velocidad de avance y principalmente de la corriente, la penetración varía alrededor de un valor inestimable con la velocidad y la tensión; sin embargo, con la corriente, la variación es lineal. Las funciones principales de la tensión (voltaje) son estabilizar el arco y proporcionar un cordón liso, sin salpicaduras. Por otro lado se plantea que para electrodos de 4,0 mm, la tensión de arco no influye significativamente en el ancho del cordón; influye notablemente en el refuerzo.

El calor aportado a la unión para ambos electrodos se calculó por la ecuación 2.6, los resultados de los mismos, sustituyendo en esta ecuación sería de 2 084, 28 kJ/mm.

La distribución de temperaturas máximas se concentra a ambos lados del cordón de soldadura, en dos bandas estrechas y cuando aumentan la distribución de temperaturas máximas se dispersa, lo que provoca que las bandas se ensanchen. Cuando se deposita una pasada de soldadura sobre la superficie de una placa, el flujo de calor afecta cada punto produciendo tensiones en función de la distancia a la fuente de calor.

La velocidad de soldadura, la corriente y el voltaje en conjunto, controlan el calor aportado por el proceso de soldadura, cuyo propósito es causar la fusión de los materiales para que al solidificar permitan la formación de una unión integral

El cálculo de la energía lineal del proceso de soldadura se determinó por la ecuación 2.7, sustituyendo los valores en el cálculo se obtuvo que el resultado es de 77 410,5 J/m.

El valor de la energía lineal alcanzado en cada punto está relacionado con varios factores, como por ejemplo la distancia a que se encuentra la fuente, la velocidad de traslación e intensidad de la misma, donde para el caso correcto de la distancia, según la literatura consultada (Radhakrishnan, 2000) plantea que la temperatura lograda en un punto determinado guarda una relación inversa con la separación desde la línea de aplicación del calor.

Los efectos, más graves, en el material base serán en las zonas cercanas al cordón, debido a la disipación del calor. Esta zona alcanza temperaturas mayores a la de fusión del propio material y, por lo comentado anteriormente, la estructura del titanio varía proporcionalmente a la zona afectada por el calor.

La cantidad de electrodos para realizar la unión, considerando que se empleará el electrodo E 3055, se realizará cuatro pasada, la cantidad es de 0,04 kg.

La cantidad de electrodos a consumir será de 0,04 kg, en una pasada, un primer cordón de penetración, los demás cordones serán depositados según se enfríe la unión soldada.

3.6. Análisis de la dureza

Se realizó con el objetivo de determinar las variaciones asociadas a la geometría deformada teniendo en cuenta que no se alcanza la misma deformación en todos los

puntos de las muestras. La medición de dureza se realizó en tres áreas diferentes, la primera en el material base (hierro fundido y la fundición blanca), la otra se realizó en el cordón de soldadura. En la tabla 3.4 aparecen los resultados de la misma.

Tabla 3.4. Resultados de los ensayos de dureza

No	Dureza de los materiales (HV)					
	ASTM A 48		Soldadura		ИЧХ2Н4	
1	160	173	130	140	550	553
	180		140		530	
	180		150		580	
2	170	183	130	140	560	567
	180		140		580	
	200		150		560	
3	190	187	130	140	610	637
	190		140		650	
	200		150		650	
total		181		140		586

Para el material en estado de entrega se midió una dureza de 181 HV como promedio, en la fundición ASTM A 48 clase 25, de 586 HV para la fundición ИЧХ2Н4 y una dureza promedio de 140 HV para el cordón de soldadura, donde en esta zona es menor la comparada con la dureza obtenida para las demás zonas. El incremento en la aleación ИЧХ2Н4 se debe a la presencia de la estructura contenido de ferrita acompañado de austenita primaria, austenita Widmansttäten y precipitación de austenita secundaria al interior de la ferrita, así como la formación de carburos de cromo, los cuales hacen a esta aleación dura y no maquinable.

La menor dureza presentada en el cordón (140 HV promedio) es debido a que entre las diferentes pasadas se produjo un revenido de los cordones previos. Esto se evidencia a través del oscurecimiento de la martensita debido a la precipitación de carburos (figuras 3.2 (a), 3.2 (b) y 3.2 (c), que fue mayor en la primera capa y fue disminuyendo hasta desaparecer en la última capa. También se observa que las zonas afectadas por el calor pueden producir una importante caída de dureza, principalmente en las de mayor calor aportado.

3.7. Análisis por el método de los elementos finitos

En el presente trabajo se simula un experimento de soldadura, realizado sobre la superficie de una placa de acero disímil ASTM A 48 y ИЧХ2Н4, de 250 x 160 x 10

mm. El procedimiento empleado fue: proceso SMAW. Los parámetros utilizados en el experimento fueron: corriente de 136 A, tensión de 17 V, velocidad de soldeo de 1,12 mm/s. La longitud del cordón fue de 230 mm, y este comienza y termina a 10 mm del borde de la placa (vea figura 3.6) donde se representa la vista lateral de la placa).

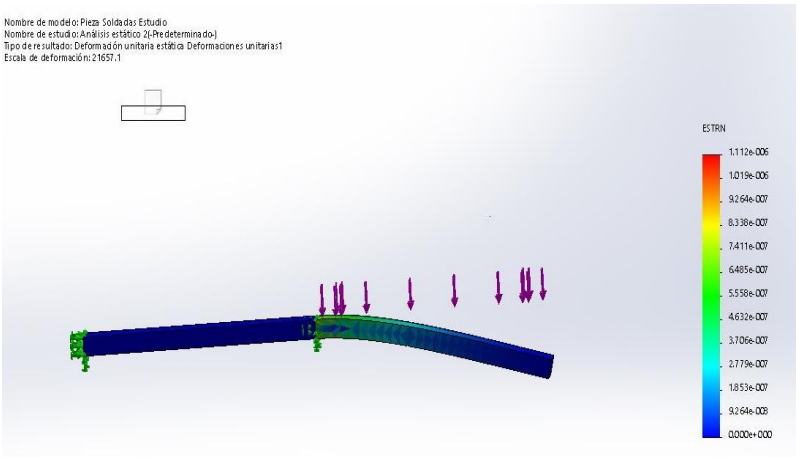


Figura 3.6. Vista lateral de la placa sometida a solicitación.

Como se observa en la figura 3.6 las propiedades térmicas juegan un papel más importante que las propiedades mecánicas para explicar el diferente comportamiento entre estos aceros (ASTM A 48 y ИЧХ2Н4). Esto se debe al hecho de que la dilatación térmica es la fuerza impulsora en la deformación y la barra esta libre para doblarse. La dilatación térmica es determinada por el campo de temperaturas y es, por tanto, fuertemente influenciada por las propiedades térmicas (ciclo térmico de soldadura).

Los modelos de elementos finitos de soldadura no solo deben cubrir la zona de interés sino también deben ser lo suficientemente precisos para resolver detalles cercanos a la soldadura. Resolver el problema termo-mecánico no lineal mediante un procedimiento de incremento de tiempo o “time-stepping” requiere de potencia computacional (potencia de cálculo).

3.7.1. Análisis estático de la tensión

La sección transversal ortogonal a la dirección de soldadura es analizada en simetría axial y en modelos de estado plano de deformaciones. Entonces, la conducción de calor en la dirección de soldadura es también ignorada. Se asume en el modelo

plano de esfuerzos que todo es constante a través del espesor y el esfuerzo normal al plano es cero. Esto requiere que la plancha sea delgada y los movimientos fuera del plano se ignoren. El arco se mueve en el plano del modelo, como se muestra en la figura 3.7, relacionada con el análisis estático de la tensión.

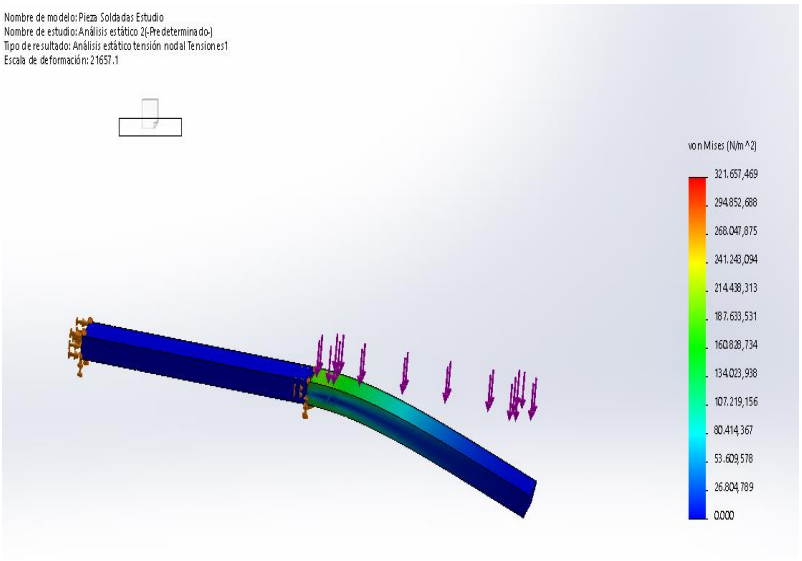


Figura 3.7. Análisis estático de la tensión.

El análisis bidimensional ha sido realizado bajo modelos de estado plano de deformación (ver figura 3.7). Es decir, la soldadura se divide en dos rebanadas finas perpendiculares al movimiento de la fuente y se asume que estas rebanadas no interactúan una con otra. El uso del estado plano de deformación implica ciertas consecuencias sutiles. En nuestro caso, el flujo de calor longitudinal y los desplazamientos longitudinales se asumen iguales a cero. Mientras que el flujo de calor longitudinal, no ha sido considerable, las interacciones longitudinales en los esfuerzos pueden ser muy grandes.

Las mediciones experimentales de los desplazamientos durante la soldadura mostraron pequeños desplazamientos longitudinales en dirección de movimiento de la fuente antes de que la fuente haya terminado su recorrido y algunos desplazamientos posteriores grandes después del paso de la fuente. Además, el estado plano de deformaciones significa que la red de esfuerzos residuales longitudinales después del enfriamiento no es cero.

Es como si toda la plancha fuera rígida en la dirección longitudinal. Las restricciones longitudinales demasiado elevadas debido a la suposición de estado plano de deformación pueden ser mitigadas asumiendo estado plano de deformaciones generalizado o deformación plana. La deformación en la dirección longitudinal es constante en el caso de estado plano de deformaciones generalizado, y es una función lineal de las coordenadas en el caso de deformación plana.

3.8. Valoración económica

Desde el punto de vista de la producción podemos señalar que las averías por imprevistos de estas bombas a partir de las fallas analizadas, no constituyen un elemento de extrema relevancia en los procesos productivos, debido a que por cada tren funcionan dos ejemplares de este tipo y el tiempo máximo en realizar este mantenimiento no superan los tres días.

Pero si analizamos desde el punto de vista de los gastos en que incurre la compra de una nueva tapa, o ya sea la recuperación de la misma, nos podemos percatar de la magnitud del problema planteado y la necesidad de una solución. Tomando en cuenta las frecuencias de estas averías en determinado períodos, y que el precio de una tapa nueva es de 5 279,59 CUC (sin mano de obra) y el de una reparación con cambio de aro de succión oscila alrededor de los 1 300 CUC obtendríamos valores de gastos por reparaciones similares a los mostrados en la tabla 3.5.

Tabla 3.5. Costo de las reparaciones por diferentes períodos en CUC.

	3 meses	**5 meses**	**1 año**	**3 años**	**5 años**
Tapa nueva	10 559	26 395	58 069	174 207	274 508
Tapa reparada	2 600	5 200	14 300	42 900	67 600

Pretendiendo que con la propuesta de solución planteada se reduzcan las fallas en estos componentes en al menos tres averías por año y considerando que se evitará la utilización de una tapa nueva en cada reparación, se tendría una disminución de los costos cercana a los 53 000 CUC por cada año, lo que resultaría de manera positiva, un gran impacto para la economía de la empresa.

3.9. Valoración del impacto medio ambiental

En la soldadura, de forma general, el desafío consiste en la continuidad del material, o lo que llamamos la ausencia de defectos físicos y topoquímicos; también en la

productividad a lograr en los distintos procesos y en muchos casos se le suma a lo anterior la necesidad de acercarse todo lo posible a la homogeneidad química y mecánica de la junta respecto al material a soldar.

Para lograr estas metas ya existe un elevado nivel de conocimiento y experiencias dentro de todas las ramas de la técnica que intervienen en el proceso de soldadura, tales como el equipamiento, los materiales para soldar y los procedimientos a seguir. Además pudiera añadirse que se cuenta con abundante literatura científica en estos campos.

Si se hace este análisis tomando como centro al soldador, se puede decir que a pesar de que se ha avanzado mucho en su calificación, lo que aumenta su cultura y profesionalismo, aún no se puede ser tan optimista en lo que a su salud y seguridad se refiere. Esto se debe a que, por causas económicas o de desconocimiento, en muchas ocasiones no se tienen en cuenta los riesgos que impone la realización de los procesos de soldadura, ni se toman las medidas de seguridad para la protección de los soldadores y demás operarios.

Son alarmantes los datos acerca de los riesgos a la salud humana que trae consigo la realización, sin la protección necesaria, de la labor de soldadura. Son también impresionantes las cifras de dolencias y el número de soldadores que las padecen debido, sobre todo, a la ausencia de utilización de la protección necesaria para este trabajo.

Algo que ilustra lo dicho anteriormente es que debido a los riesgos de enfermedades profesionales a que están sometidos los soldadores, ellos se incluyen dentro de un grupo llamado de sobre-riesgo, con una elevada tasa de jubilación temprana a causa de las dolencias adquiridas en la ejecución de su trabajo. Esto también provoca la escasez de soldadores calificados que se mantengan de forma estable, con lo que se afecta seriamente el proceso de producción.

Los gases más comunes que aparecen como componentes del humo de soldadura son: el ozono, los gases nitrosos y el dióxido de carbono, aunque existen otros que se presentan en ocasiones particulares y en dependencia de las características

específicas del proceso que se está realizando, como por ejemplo el gas fosgeno, los fluoruros.

3.9.1. Riesgos en la industria

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

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

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

En la actividad extractiva como en otras actividades económicas debe tomar parte cada vez más la comunidad. La comunidad tiene que encontrarse informada de las actividades y riesgos que implican para ellos las decisiones que le conciernen.

3.10. Conclusiones del capítulo 3

- Se caracterizó microestructuralmente, así como la dureza de la unión disímil de las aleaciones ASTM A 48 clase 25 (hierro fundido gris) con la fundición aleada del tipo ИЧХ2Н4 (fundición blanca) con electrodo revestido.
- Quedaron establecidas las diferentes durezas obtenidas en cada una de las zonas de la unión soldada, así como la dureza obtenidas en las mismas luego de realizado el proceso de soldadura.
- En el método de los elementos finitos se realizó el análisis en simetría axial y en modelos de estado plano de deformaciones, las mediciones experimentales de los desplazamientos durante la soldadura mostraron pequeños desplazamientos longitudinales en dirección de movimiento de la fuente de calor.

Conclusiones

CONCLUSIONES GENERALES

- Al determinar el comportamiento microestructural se pudo observar variaciones en la zona fundida una matriz austenítica con ferrita de morfología tipo esqueleto y listoncillo, en la interfase con alto contenido de ferrita acompañado de austenita primaria, austenita Widmansttäten y precipitación de austenita secundaria y en la zona de influencia térmica se generó la precipitación carburos, estructuras muy duras y frágiles.
- Los perfiles de dureza realizados en la unión disímil se determinó un incremento de dureza para la fundición ASTM A 48 clase 25 de 181 HV como promedio, de 586 HV para la fundición ИЧХ2Н4 y una dureza promedio de 140 HV para el cordón de soldadura, donde en esta zona es menor la comparada con la dureza obtenida para las demás zonas.
- Las pérdidas económicas anuales por concepto de reparaciones de este tipo de volutas oscila alrededor de 58 069 CUC. En este caso de implementar la propuesta de solución analizada habría una reducción en estos costos de al menos 53 000 CUC por cada año de trabajo para las condiciones actuales de explotación.

Recomendaciones

RECOMENDACIONES

- Sugerir a la Dirección de la empresa que realice una valoración exhaustiva sobre la posibilidad de fabricar las tapas del lado de succión en las volutas de las bombas DENVER 5x4 de hierro fundido ИЧХ2Н4.
- Someter a ensayos mecánico de doblado muestras soldadas de la unión disímil fundición ASTM A 48 clase 25 y la fundición ИЧХ2Н4, para determinar la resistencia mecánica de la unión disímil.
- Si fuese posible la aprobación de la propuesta de solución, realizar la fabricación de al menos un ejemplar y ponerlo aprueba, tomando mediciones respecto al tiempo de duración del mismo.

Bibliografía

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. American Welding Society (AWS) "Welding Handbook". 8va Edición. 2009.

2. Amorim, R. Análisis de Corrosión en estructuras Metálicas. 1997.

3. Annual Book of ASTM Standards, Ohio: ASTM. Vol. 03.05. 1993.

4. Annual Book of ASTM Standards, Ohio: ASTM. Vol. 01.02. 1994.

5. Avery, H. Mantenimiento Industrial por soldadura. ABEX Corporation. Boletín técnico. No. 22.1980.

6. Bengton, U., Design requirements materials properties a basic for materials selection. American society for testing. USA. 1991.

7. Normas Cubanas: NC 10-55:86. Metalografía. Microfotografías. Escala de las Imágenes.

NC 10-56:86. Metalografía. Microestructura de Metales de aleaciones duras. Métodos de ensayo.

8. Normas internacionales: ASTM E 3-95. Preparation of Metallographic Specimens. ASTM E 92. Harness Testing.

9. Burgos, J. Relleno superficial por soldaduras. Curso recuperación de piezas por soldaduras. Universidad central de Venezuela. 1996.

10. Callister, W.D. Materials Science and Engineering. An Introduction. John Wiley & Sons, Inc, Publishers. 2003.

11. Caraballo, M. A. Endurecimiento del acero Hadfield en presencia de cargas explosivas. Tesis presentada en opción al título de Doctor en Ciencias Técnicas. Departamento de Mecánica, ISMMM. 2003.

12. Castillo, F. Lecturas de Ingeniería 3, Hierros Fundidos. Departamento de Ingeniería. Laboratorio de Tecnología de Materiales. Cuautitlán Izcalli. 2007. "Instituto Superior Minero Metalúrgico Dr. Antonio Núñez Jiménez"

13. Cruz, A. y Scotti, A.: Evaluación del comportamiento operacional de electrodos tubulares revestidos para revestimiento duro por SMAW. Informe parcial de proyecto CAPES-MES 06. Universidad Federal de Uberlandia. 2007.

14. Fleisher, G. Verschleiss and Zuwerlassigteit. Vurlag TechnikBudem. 1980.

15. Giles, R. V. Mecánica de los Fluidos e Hidráulica. Mcgraw Hill. 1999

16. Guliaev, A. Metalografía. Tomos I y II. Moscú. Editorial MIR. 1983.

17. Izquierdo, R. Hidrotransporte de pulpa laterítica del régimen estructural. Tesis presentada en opción al título de Doctor en Ciencias Técnicas. Departamento de Mecánica, ISMMM. 1989.

18. Kachev, V. V. fisch tein BM .Metode pogischionige dolgovechmosti ditalier mschin. Ed. maschinstroginigi. Moscú. 1971.

19. Keyser, C. Ciencia de materiales para Ingeniería. Ed. Limusa. México. 1992.

20. Lajtin, Y. Metalografía y tratamiento térmico de los metales. 4ta Edición. Editorial Mir Moscú. 1985.

21. Manual de operaciones. Planta de Lixiviación. Empresa “Comandante Pedro Sotto Alba”. Moa. 2005.

22. Martínez, F. Castañeda S. Fundamentos teóricos del desgaste abrasivo. Revista Construcción de Maquinaria. No. 8, mayo-agosto. 1983.

23. Pástor, M. Introducción a la Metalurgia de la Soldadura. Ecuador: Editorial ESPOCH. 2002.

24. Rabinowiez, Ernest (1995). Friction and wear of materials. July 1995 | ISBN-10: 0471830844 | ISBN-13: 978-0471830849 | Edition: 2.

25. Rodríguez, H. Metalurgia de la Soldadura. Edit Pueblo y Educación. 1983.

26. Streeter, John: Curso sobre recuperación de piezas, Serie técnica. 1980.

27. Strett, H. Desgaste superficial. Schwistechnik., Viena. No. 3. 1978.

28. Velazco, P. Breve reseña histórica de la Empresa "Comandante Pedro Sotto Alba”-Moa Nickel S.A. Sala de Historia. 2000.