ESCUELA SUPERIOR POLITECNICA DEL LITORAL

Facultad de Ingeniería en Mecánica

Fabricación de Acero Inoxidable Resistente a elevadas Temperaturas

TESIS DE GRADO

Previo a la obtención del título de

INGENIERO MECANICO

Presentado por

Marco Feijoo Romero

Guayaquil - Ecuador

1996

AGRADECIMIENTO.

Agradezco a todas las personas e instituciones que hicieron posible culminar este proyecto y de manera muy especial al Ingeniero Ignacio Wiesner por su apoyo incondicional y su inmensa lealtad a la causa de la investigación.

AGRADECIMIENTO ESPECIAL.

Agradezco al Museo Antropológico del Banco Central del Ecuador, en especial a las personas: Arq. Freddy Olmedo, Dra. Carolina Jerbis y al Ing. Alfredo Garcia.

DEDICATORIA

A mis Padres: Marco e Irma.

A mi Tío: Heriberto

A mis Hermanos: Manuel y Soraya.

DECLARACION EXPRESA

"La responsabilidad por los hechos, ideas y doctrinas expuestos en esta tesis, me corresponden exclusivamente; y el patrimonio intelectual de la misma, a la ESCUELA SUPERIOR POLITECNICA DEL LITORAL"

(Reglamento de Exámenes y Títulos Profesionales)

Marco Feijóo Romero.

TRIBUNAL DE GRADUACION

Dr. Alfrdo Barriga

Decano de la FIM.

Ing. Ignacio Wiesner.

Director de Tesis

Ing. José Pacheco.

Vocal

Ing. Omar Serrano.

Vocal

RESUMEN

Para la fabricación de acero inoxidable resistente a elevadas temperaturas se ha tratado con chatarra de materiales refractarios de norma ASTM 297 y se ha fundido en horno de crisol haciendo adiciones de elementos aleantes como: Níquel, cromo, silicio, manganeso y carbono para obtener una especificación de la misma norma H.

Se establece una primera homologación en base a estudio mocroscópico, dureza, análisis químico y condiciones de fusión confirmando que los resultados caen dentro de la norma.

Para examinar el comportamiento de esta aleación bajo condiciones de tratamiento térmico se realizo una prueba de estabilización con carbón mineral, carbón vegetal y cal.

INDICE GENERAL

INDICE DE FIGURAS

INDICE DE TABLAS

INTRODUCCION

Hoy las aleaciones de acero inoxidable son materiales básicos de construcción en una gran variedad de aplicaciones importantes en la industria requeridos a altas temperaturas con resistencia a la corrosión en medios acuosos a bajas temperaturas y también a la oxidación y reducción de gases corrosivos a altas temperaturas.

La fabricación de acero inoxidable tiene ciertas complicaciones más aún cuando se la realiza con los equipos que existen en nuestro País. Se ha desarrollado toda una técnica para la fabricación de este tipo de acero usando un horno de crisol con combustible líquido, se realizó una serie de experimentos en los cuales se fué variando el porcentaje de níquel adicional para establecer la cantidad mínima que se requiere para poder fundir acero inoxidable en este tipo de horno.

CAPITULO I

FUNDAMENTOS TEORICOS

1.1 BREVE HISTORIA DE LAS ALEACIONES RESISTENTES A ELEVADAS TEMPERATURAS.

Las aleaciones Fe - Cr - Ni han tenido un crecimiento firme en importancia técnica y comercial como materiales especiales a mediados de este siglo en adelante. Hoy estas aleaciones de acero inoxidable son materiales básicos de construcción en una gran variedad de aplicaciones importantes en la industria requeridos a altas temperaturas con resistencia a la corrosión en medios acuosos a bajas temperaturas y también a la oxidación y reducción de gases corrosivos a altas temperaturas.

A Guille se le acredita como el descubridor de las aleaciones Fe - Cr - Ni basadas en sus primeras exploraciones de la metalurgia y propiedades mecánicas de estas aleaciones en 1906. Más tarde, en 1909, Giesen publica un trabajo con adiciones significativas para el entendimiento de las aleaciones Fe - Cr - Ni austeníticas. Chevernard fue el primer investigador, en 1917 y 1918, de las aleaciones cromo - alto níquel resistentes a altas temperaturas. En el periodo de 1931 a 1934, los aceros inoxidables austeníticos tienen alta resistencia a la corrosión intergranular como un resultado de un muy bajo contenido de carbono (0.03 %) y la microestructura doble ferrita en austenita fue la primera en producirse comercialmente en Francia.

Desde1920 en adelante el rango de las aleaciones Hierro - Cromo - Níquel ha sido extendido grandemente para encontrar aplicaciones especiales que involucren resistencia a la corrosión y propiedades mecánicas requeridas.

CARACTERISTICAS GENERALES

Las aleaciones resistentes a altas temperaturas son clasificadas como tal, si son capaces de mantenerse en operación mientras están expuestas continuamente o intermitentemente a operaciones cuya temperatura de trabajo sea mayor a 650 °C. A las aleaciones con semejantes servicios se incluye a las siguientes:

Hierro - Cromo

Hierro - Cromo - Níquel

Hierro - Níquel - Cromo

Aleaciones base níquel

Aleaciones base cobalto

La aplicaciones de las aleaciones resistentes a elevadas temperaturas incluye consideraciones tales como:

a) Resistencia a la corrosión a elevadas temperaturas.

b) Estabilidad (resistencia a la deformación o fatiga térmica)

c) Resistencia al creep (resistencia a la fluencia plástica)

Muchas aleaciones de los mismos tipos generales son usadas para resistir la corrosión a temperaturas bajo los 650 ° C y fundidas para semejantes servicios son clasificadas como resistentes a la corrosión. Aunque hay usualmente una distinción entre aleaciones resistentes a la corrosión, basadas en el contenido de carbono, la línea de demarcación es particularmente vaga para aleaciones usadas en el rango de 480 ° y 650 ° C.

Aplicaciones comerciales de fundiciones resistentes a elevadas temperaturas incluye hornos de tratamiento térmico, equipos militares, hornos de refinerías de aceite, hornos petroquímicos, etc. Las aleaciones Fe - Cr - Ni son grupos de gran importancia comercial.

1.2 SISTEMA DE EQUILIBRIO BINARIO.

La más básica de las fases deriva de la forma alotrópica del hierro, el cual se puede ver por examen del sistema binario Fe - Cr (figura N° 1). Entre 1400 ° y 1539 ° C existe hierro puro cristalográficamente bcc cúbico centrado en el cuerpo (ferrita). Esta alotropía a altas temperaturas es amenudo ferrita delta, entre 910 ° y 1400 ° C, el hierro es cúbico centrado en la cara fcc, llamada fase gamma o austenita.

Bajo 910 ° C, el hierro como bcc, esta estructura se identifica como ferrita alfa. La ferrita alfa y la ferrita deltason fisicamente indistinguibles. La nomenclatura varia para identificar las condiciones de formación donde uno o ambos de estos contituyentes aparecen. La química de estas fases también puede ser diferente.

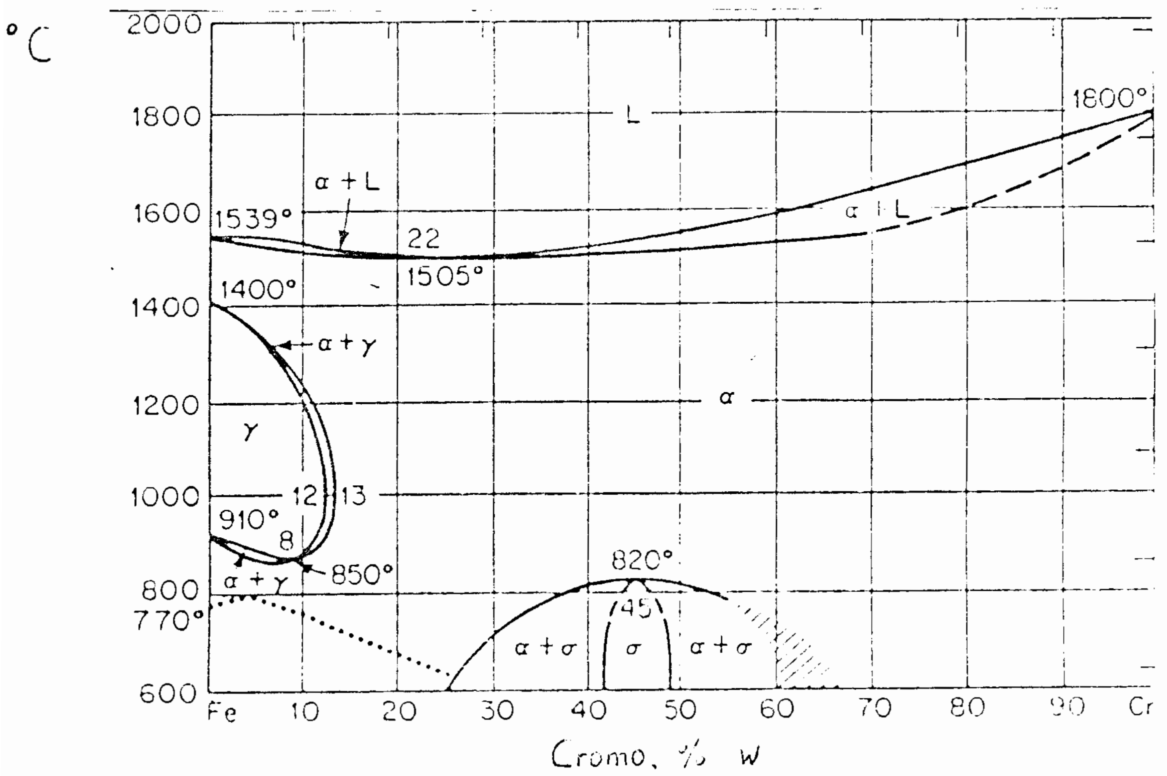


Figura N° 1: Diagrama de equilibrio Hierro - Cromo.

La línea encontrada en la figura N ° 1 representa un tercer punto de transformación en el hierro. Este es el punto de transformación magnética sobre el cual el hierro es paramagnético y bajo el cual este es ferromagnético.

El hierro paramagnético es no magnético, con una permeabilidad de 1.00. El hierro ferromagnético es magnético con una permeabilidad más grande que la unidad, la magnitud exacta depende de la composición. En esta conexión, se notara que si la estructura autenítica fcc se mantiene a baja temperatura, la aleación continuara siendo paramagnética (no magnética)

Si, austenita (fcc) es no magnética a temperatura ambiente, mientras que la ferrita alfa (bcc) es magnética.

En la figura N ° 1 la atención se centra en el lado izquierdo del diagrama. La adición del cromo sobre el 7 % reduce la temperatura del punto de transformación de ambos bcc a fcc y fcc a bcc sobre el 7 % el intervalo de temperatura sobre el cual la austenita existe decrece gradualmente hasta, alrededor de un 13 % de cromo, no hay transformación, y la ferrita existe en todas las temperaturas, así el cromo pasara a ser un formador de ferrita. Otros elementos comúnmente presentes en los aceros inoxidables como el molibdeno y el silicio presentan este mismo comportamiento.

Los aceros inoxidables austeníticos que contienen más del 16 % de cromo, es claro que el contenido de cromo de estas magnitudes presentan una aleación totalmente ferrítica (ferrita alfa). Este efecto es principalmente contrarrestado por el níquel. El campo de la austenita es ampliado por la adición de níquel. El manganeso así como el níquel son formadores de austenita.

La figura N° 2 es un diagrama de equilibrio del sistema Fe - Ni. En la actualidad a bajas temperaturas, la constitución de equilibrio no se forma como se predijo. esto sucede porque grandes cantidades de átomos sustitucionales con los del níquel difunden muy lentamente en el hierro. Normalmente el tiempo y / o las razones de enfriamiento son insuficientes para permitir la difusión necesaria para alcanzar el equilibrio.

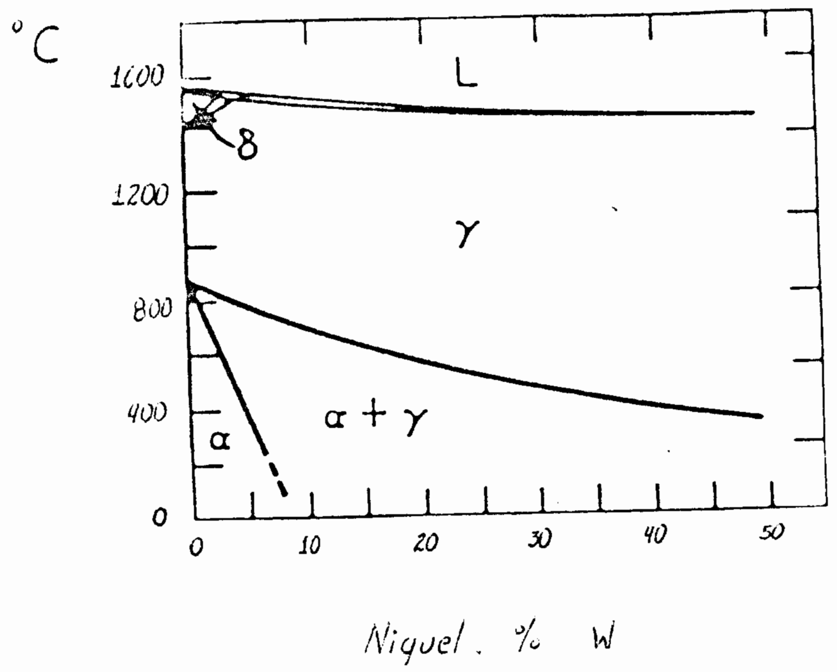


Figura N ° 2: Diagrama de equilibrio Fe - Ni.

1.3 ESTRUCTURA Y CONSTITUCION DE LAS ALEACIONES HIERRO CROMO - NIQUEL.

Las aleaciones Fe - Cr - Ni son aquellas que contienen más del 18 % de cromo y más del 8 % de níquel, pero el contenido de cromo siempre es más alto que el contenido de níquel. Estas aleaciones presentan gran resistencia y ductilidad a elevadas temperaturas más que las del grupo Hierro - Cromo y resisten moderados ciclos térmicos. Algunas de estas aleaciones son la HE, HF, HH, HI, HK Y HL.

La morfología de estos carburos precipitados en la microestructura de las fundiciones puede aparecer como pequeñas partículas discretas en aleaciones de bajo contenido de carbono o masivas colonias en los límites de grano de la austenita en aleaciones de alto contenido de carbono. De los varios tipos de carburos que se precipitan el tipo rico en cromo es el predominante. Esto ocurre más comúnmente como partículas finas pero puede también aparecer en forma de láminas y películas en los límites de grano.

Mucho del carbono que queda en solución sólida en la aleación Fe - Cr - Ni o en condiciones de tratamiento térmico precipita unos carburos secundarios. Estos carburos secundarios son indeseables para la óptima resistencia a la corrosión en aleaciones de bajo contenido de carbono (menos del 0.08 % C) y son eliminados por un subsecuente tratamiento térmico de solución. En la aleaciones de alto contenido de carbono (0.2 - 0.75 % C) resistentes a altas temperaturas, estos finos carburos son constituyentes deseados que confieren resistencia a la ruptura por creep a temperatura de servicio.

CONSTITUCION

Es conveniente iniciar la discusión de la constitución de las aleaciones Fe - Cr - Ni con el diagrama de fase Fe - Cr (figura N ° 3). El efecto pronunciado del cromo en la estabilización de la ferrita delta en el hierro es obvio en el diagrama. Como el contenido de cromo se aumenta, el rango de temperatura sobre el cual la austenita es estable disminuye hasta que el contenido de cromo esta sobre el 12 %.

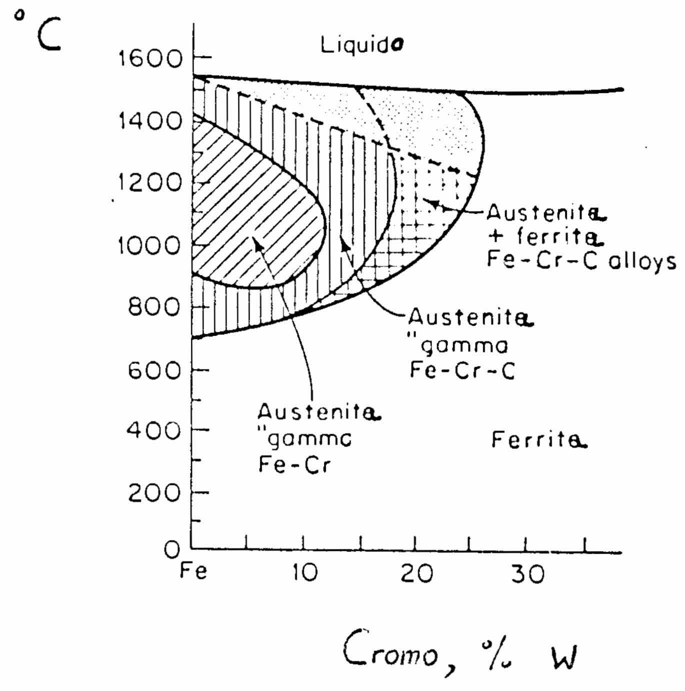


Figura N ° 3: Diagrama de constitución Fe - Cr.

Como se indica en la figura N° 3 la adición de carbono expande significativamente el campo de la austenita estable. Con el incremento de carbono la fase austenita se expande hasta alcanzar un contenido de cromo de aproximadamente 0.6 % de carbono adicionado. Es obvio, por lo tanto, que el carbono es un potencial estabilizador de la austenita.

Nuevos incrementos de carbono sobre el 0.6 % produce carburos pero no incrementa el campo de la fase austenita. El cruce de la banda hacia el lado derecho del campo expandido de austenita con el carbono presente se encuentra 2 fases que son ferrita y austenita, ambos son estables. Este campo se extiende hasta aproximadamente 26 % de cromo en el que de aquí en adelante la austenita no esta presente a cualquier temperatura.

Habiendo considerado el efecto del cromo y el carbono en la constitución, se debe considerar al níquel como elemento básico que compone las aleaciones Fe - Cr - Ni. Esto se puede observar en la figura N ° 4, la cual representa el efecto del incremento en el contenido del níquel en un acero al 18 % de cromo. La figura N ° 4 manifiesta que el níquel, semejante al carbono, es muy efectivo para estabilizar la austenita. La austenita empieza aparecer con adiciones de níquel mayores al 2 %. Incrementos del contenido de níquel favorece a estabilizar la austenita sobre un amplio rango de temperatura hasta alrededor del 13 % de níquel, esta es una fase estable en todas las temperaturas sobre el punto de fusión de la aleación.

De lo descrito anteriormente esta claro que la microestructura de las aleaciones Fe - Cr - Ni fundamentalmente dependen de la composición y del mayor elemento que compone a estas aleaciones que están en competencia para formar las fases austenita o ferrita en la microestructura de estas aleaciones.

Schoefer ha desarrollado un diagrama para las fundiciones Fe - Cr - Ni con la cual se estima el contenido de ferrita solamente conociendo la composición de la aleación.

Para usar el diagrama de Schoefer se requiere que los elementos estabilizadores de la ferrita en la composición sean convertidos a cromo equivalente y que todos los elementos estabilizadores de la austenita sean convertidos a níquel equivalente. El total del cromo equivalente Cre y níquel equivalente Nie son calculados según la expresión:

$$Cre = \% Cr + 1.5(\%Si) + \%Mo + \%Nb - 499$$

$$Nie = \%Ni + 30(\%C) + 0.5(\%Mn) + 2(\%N - 0.02) + 2.77$$

donde la concentración de los elementos que forman las ecuaciones antes citadas son porcentajes en peso.

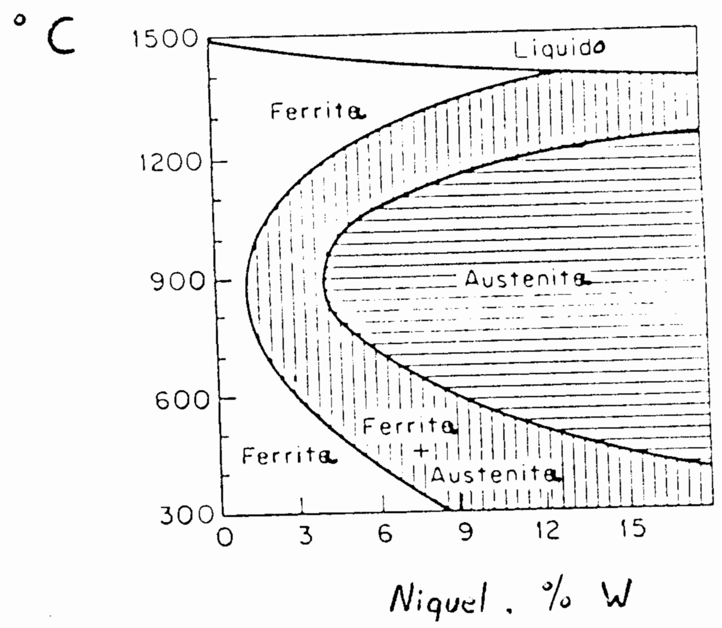


Figura N ° 4: El diagrama de constitución muestra el efecto del níquel en fase de equilibrio de una aleación Fe - Cr conteniendo 18 % de cromo con insignificante contenido de carbono.

Con el cromo y níquel equivalente que se obtienen apartir de las expresiones anteriores se puede sacar la razón Cre / Nie y con la ayuda del diagrama de Schoefer (figura N ° 5) se obtiene la cantidad de ferrita presente en la aleación.

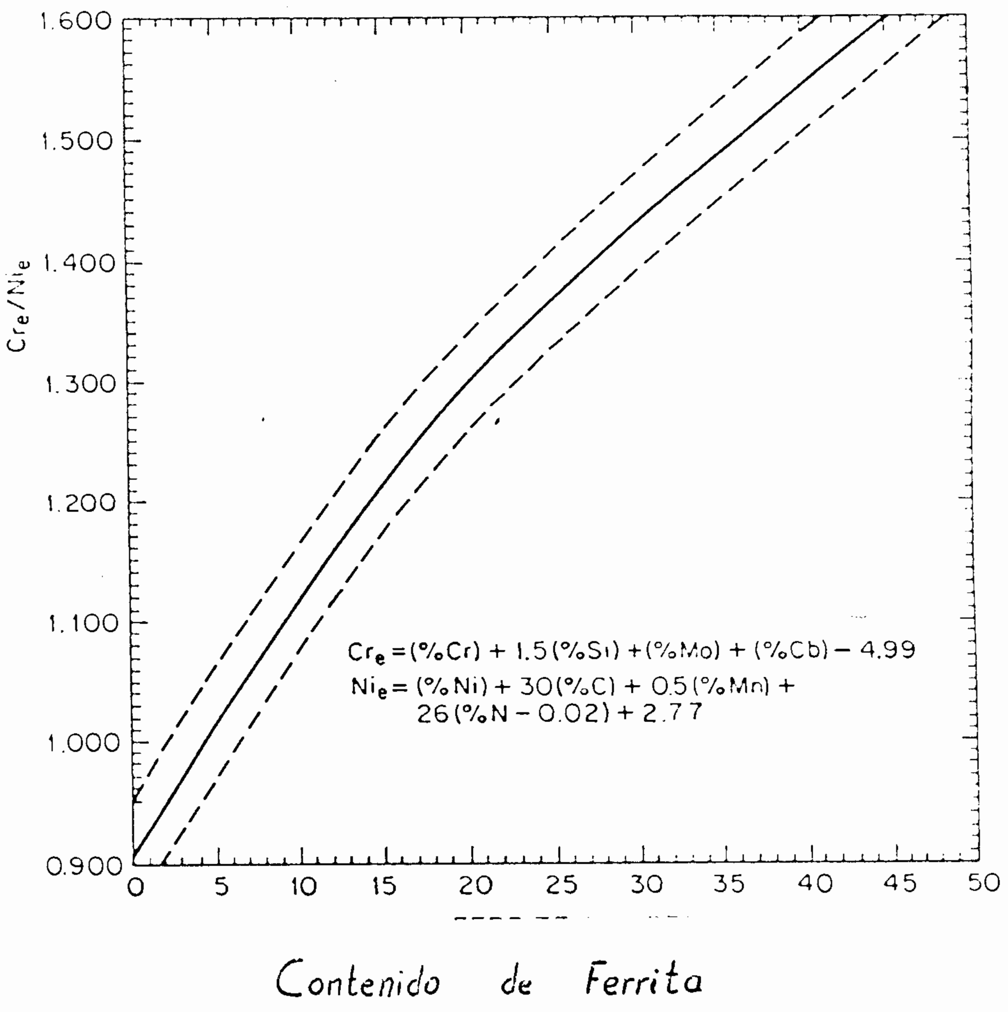


Figura N ° 5: Diagrama de constitución para estimar el contenido de ferrita en aceros inoxidables fundidos con composición de 16 a 26 %, 6 a 14 % de níquel.

1.4 EFECTO DEL CROMO Y NIQUEL EN LA ESTRUCTURA DE LOS ACEROS INOXIDABLES.

Los aceros inoxidables son una amplia gama de aleaciones caracterizada por su resistencia a la corrosión a temperatura ambiente. Las características que identifican al acero inoxidable son impartidas por el cromo más que por algún otro elemento. En algunos aceros inoxidables, la inoxibildad o pasividad es dado por la adición de cromo. Otros elementos de aleación, de cualquier manera, intensifican el efecto del cromo en muchos ambientes e imparten más de las propiedades especiales.

De un gran número de factores los cuales influyen en la pasividad, a continuación se listan algunos de estos que tienen principal importancia:

1.- Contenido de cromo.

2.- Contenido de níquel.

3.- Tratamiento térmico.

4.- Contenido de carbono.

5.- Contenido de molibdeno.

EFECTO DEL CROMO EN LA ESTABILIZACION DE LA AUSTENITA

La figura N ° 6 muestra la influencia del cromo en el contenido mínimo de níquel requerido para que la estructura austenítica sea estable en aceros que contienen alrededor de 0.1 % de carbono.

El decrecimiento del níquel como el aumento del cromo alrededor del18 % y el subsecuente aumento del níquel con un nuevo incremento del cromo se nota la formación de 2 soluciones conjugadas, la una ferrita y la otra austenita. En este sistema la ferrita contiene más cromo y menos níquel que la cantidad promedio de estos 2 elementos en los aceros mientras que la austenita contiene más níquel y menos cromo.

EFECTO DEL NIQUEL EN LOS ACEROS INOXIDABLES

La progresiva adición de níquel desplaza a la ferrita delta a la zona de alta temperatura e incrementa la cantidad de austenita así que sobre el 8 % de níquel la estructura austenítica se mantiene a temperatura ambiente.

Según la figura N ° 7 los contenidos de cromo sobre o bajo alrededor de 18 %, incrementos de níquel son requeridos para obtener una estructura completamente austenítica a temperatura ambiente.

FUSION

El níquel baja el punto de fusión en alrededor de 4.4 ° C por porcentaje de níquel. Mientras el níquel no es un elemento poderoso como el carbono y el boro, sin embargo, tiene un importante comportamiento en la fusión y colada de los aceros inoxidables austeníticos.

ALEACIONES HIERRO - CROMO - NÍQUEL

Son aleaciones ferrosas con contenido de cromo que sobrepasan el contenido de níquel. Sus composiciones están desde 20Cr - 10Ni a 30Cr - 20Ni.

Existen algunas combinaciones dentro de estas aleaciones que están dentro del grupo H y son la HA, HC, HD, HE, HF, HH, HI, HK, HL. Se mencionará la aleación HH la cual tiene gran importancia dentro de este grupo.

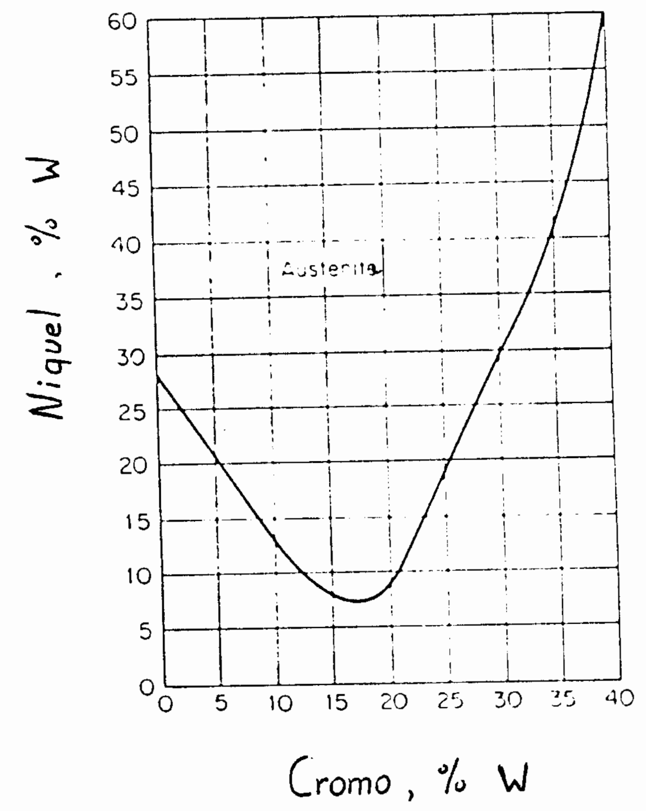


Figura N ° 6: Efecto del cromo en el contenido mínimo de níquel requerido para tener una estructura austenítica estable en aceros que contienen alrededor de 0.1 % de carbono.

ALEACION HH (26Cr - 12Ni)

Esta aleación cubre alrededor de la tercera parte de la producción de las fundiciones resistentes a elevadas temperaturas base hierro. La aleación HH es usada extensivamente en aplicaciones a elevadas temperaturas porque tienen alta resistencia y buena resistencia a la oxidación a temperaturas sobre los 1100 ° C.

Para las aleaciones base hierro de esta composición, el balance en la composición química es crítico. Un desbalance en los elementos formadores de ferrita sobre los elementos formadores de austenita puede resultar cantidades de ferrita. La ferrita mejora la ductilidad, pero decrece la resistencia a elevadas temperaturas.

Para alcanzar la máxima resistencia a elevadas temperaturas, la aleación HH debe ser completamente austenítica. Si el balance es mantenido entre los elementos formadores de ferrita (como el cromo y el silicio) y los elementos formadores de austenita (como el níquel, carbono y nitrógeno), la estructura austenítica deseada puede ser obtenida. La aleación HH comercialmente, con el uso del contenido de carbono, nitrógeno, manganeso y silicio, la razón del cromo y níquel necesario para obtener una estructura austenítica es la siguiente

$$(\% \text{ CR} - 16 (\% \text{ C})) / \% \text{ Ni} < 1.7$$

La aleación HH de estructura completamente austenítica tiene gran resistencia a elevadas temperaturas comparada con aleaciones con un porcentaje de ferrita de composición similar.

La inecuación anteriormente expuesta, si la razón es menor a 1.7 indica un material completamente austenítico, si esta razón es mayor a 1.7 no constituye una indicación cuantitativa del contenido de ferrita. Sin embargo, es posible medir el contenido de ferrita por análisis magnético después de ser templado desde 1100° C. La permeabilidad magnética de la aleación HH aumenta con el contenido de ferrita.

ALEACIONES HIERRO - NIQUEL - CROMO.

Generalmente tienen una estructura más estable que las aleaciones base hierro en el cual el cromo es el elemento predominante de la aleación. Datos experimentales indican que la composición límite no es crítica.

Las siguientes observaciones deben considerarse para la selección de las aleaciones Hierro - Niquel - Cromo:

a) Como el contenido de níquel se incrementa la capacidad de la aleación para absorber carbono desde una atmósfera carburizada decrece.

b) Como el contenido de níquel se incrementa, la resistencia a la tensión a elevadas temperaturas decrece algo, pero la resistencia al choque térmico y fatiga térmica aumenta.

c) Como el contenido de cromo se incrementa, la resistencia a la oxidación y a la corrosión en ambientes químicos se incrementa.

d) como el contenido de carbono se incrementa, la resistencia a la tensión se incrementa a elevadas temperaturas.

e) Como el contenido de silicio se incrementa, la resistencia a la tensión decrece pero la resistencia a la carburización aumenta algo.

Dentro de este grupo se encuentran las aleaciones HN, HP, HT, HU, HW, HX.

ALEACION HN (25Ni - 20CR)

Esta aleación contiene bastante cromo para dar buena resistencia a la corrosión a elevadas temperaturas. Esta aleación es usada para componentes que soporten altos esfuerzos a temperaturas en el rango de 980 a 1100 ° C. En servicios de aplicaciones especiales, da resultados satisfactorios a temperaturas de servicio desde 1100 a 1150 ° C esta aleación es completamente austenítica en todas las temperaturas.

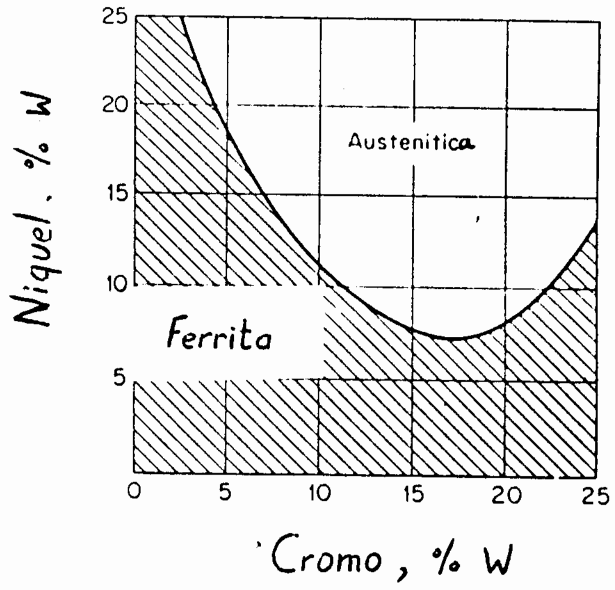


Figura N ° 7: Efecto del contenido de níquel en los límites de la austenita estable para aceros de 0.1 % de carbono enfriado rápidamente.

1.5 NORMA ASTM 297

Esta especificación cubre las aleaciones fundidas de hierro - cromo - níquel, hierro - cromo además hierro - níquel - cromo para aplicaciones en las cuales se requiera que sean resistentes a elevadas temperaturas.

Los grados cubiertos por esta especificación son aleaciones de propósitos generales y no intenta incluir las aleaciones resistentes a elevadas temperaturas usadas para aplicación de productos especiales, estas son cubiertas por otras normas.

En el apéndice A se muestra la norma ASTM 297.

CAPITULO II

DESARROLLO EXPERIMENTAL

2.1 OBJETIVO EXPERIMENTAL Y METODOLOGIA

Debido a que no se cuenta con los materiales y materias primas para fabricar acero inoxidable austenítico resistente a elevadas temperaturas, se utiliza chatarra de alto contenido de cromo y níquel, misma que se le realizo un análisis químico para establecer el porcentaje de cada elemento presente y de acuerdo a estos resultados se hará la corrección necesaria para alcanzar los porcentajes establecidos por la norma ASTM 297. De colada se tomaron muestras para un posterior análisis microestructural, toma de dureza y de acuerdo a esto proyectar las siguientes fundiciones de esta aleación.

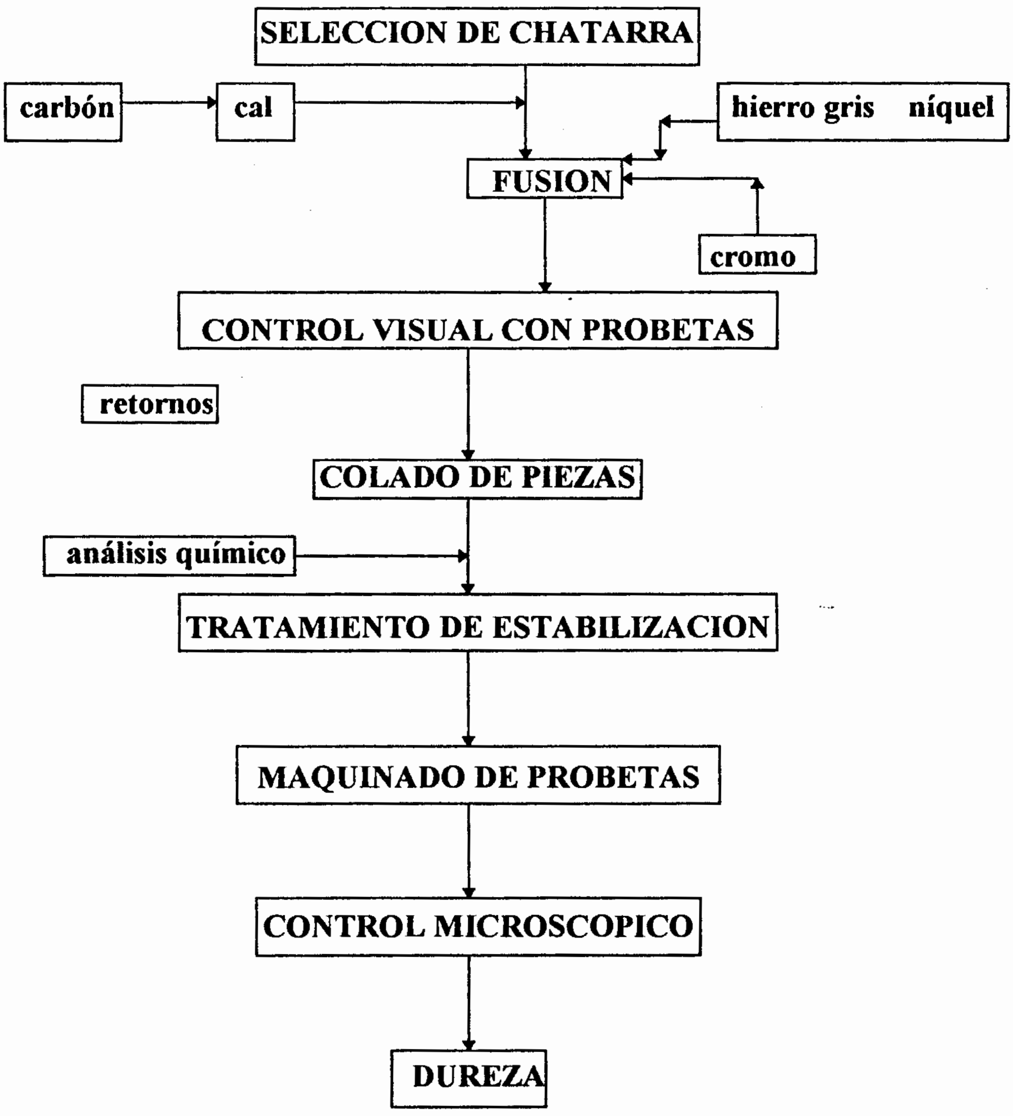
METODOLOGIA

Para la fabricación y posterior estudio de las aleaciones hierro - cromo - níquel, específicamente del acero inoxidable austenítico resistente a elevadas temperaturas, se puede dividir la metodología en:

* Adición de níquel y cromo.

* Establecer los porcentajes de los elementos de mayor influcncia para la fusión de acero inoxidable.

* Tratamiento Térmico de homogenización.



METODOLOGIA DE LA FABRICACION DE LA ALEACION Fe - Cr - Ni.

Como se expuso anteriormente para la fabricación de estas aleaciones se usa material de alto contenido de cromo y alto contenido de níquel, se cuenta con planchas pequeñas, las mismas que se parten con la finalidad que puedan entrar por la boca del horno

A continuación se indican los pasos que se siguieron para la carga del crisol y la posterior fusión de acero.

Primeramente se colocó chatarra de alto contenido de carbono (hierro gris que se la ha denominado larva) ya que este material tiene un punto de fusión un poco más bajo que la del acero a fundir (alrededor de 1160° C).

Seguidamente se colocó una pequeña cantidad de chatarra para la producción de acero y se obtuvo un líquido de alto contenido de carbono, mismo que contribuyó a que por disolución cambie de fase el acero. Este aporte de chatarra se hace a intervalos de tiempos prudenciales, es decir, cuando la carga anterior se haya disuelto por completo. A continuación se introduce ciertas cantidades de ferrosilicio y ferromanganeso, además se colocó 1 % de cromo con la finalidad de compensar las pérdidas que puede haber en el proceso de fusión. Al final se introdujo un porcentaje de níquel. Este elemento se tomó como parámetro de control del punto de fusión de la aleación que a su vez es factor de control del tiempo de fusión.

ENSAYO DE TRATAMIENTO TERMICO DE HOMOGENIZACION.

La homogenización es un tratamiento térmico de una aleación encaminada a hacerla uniforme en composición eliminando la segregación dendrítica.

1.- En una caja metálica se introduce viruta de hierro gris la misma que se utilizo para cubrir las muestras de acero, y en esta condición se coloco la caja en el horno de tratamiento térmico durante 4 horas a una temperatura de 950° C. Una vez que se coloco la caja en el horno de tratamiento, el tiempo se empezó a contar una vez que en el interior del horno se encuentre a los 950° C esto es aproximadamente después de 45 minutos.

2.- De la misma manera que en la parte 1 en una caja metálica, ahora se coloco en una mezcla carburante compuesta de por carbón vegetal, carbón mineral en proporciones iguales además un 40 % de cal, esta mezcla cubrirá las probetas de acero. Las muestras fueron expuestas a 950° C durante un tiempo de 4 horas después de haber alcanzado esta temperatura.

2.2 EQUIPO EXPERIMENTAL

*** Horno de crisol con combustible líquido.**

De todo el equipo experimental utilizado para la parte práctica de la tesis se puede considerar que ha sido el horno el más importante de los equipos, porque se puede decir que este tipo de horno en los paises desarrollados son obsoletos para fabricar aleaciones especiales como esta, pero que en nuestro medio resulto ser muy eficiente.

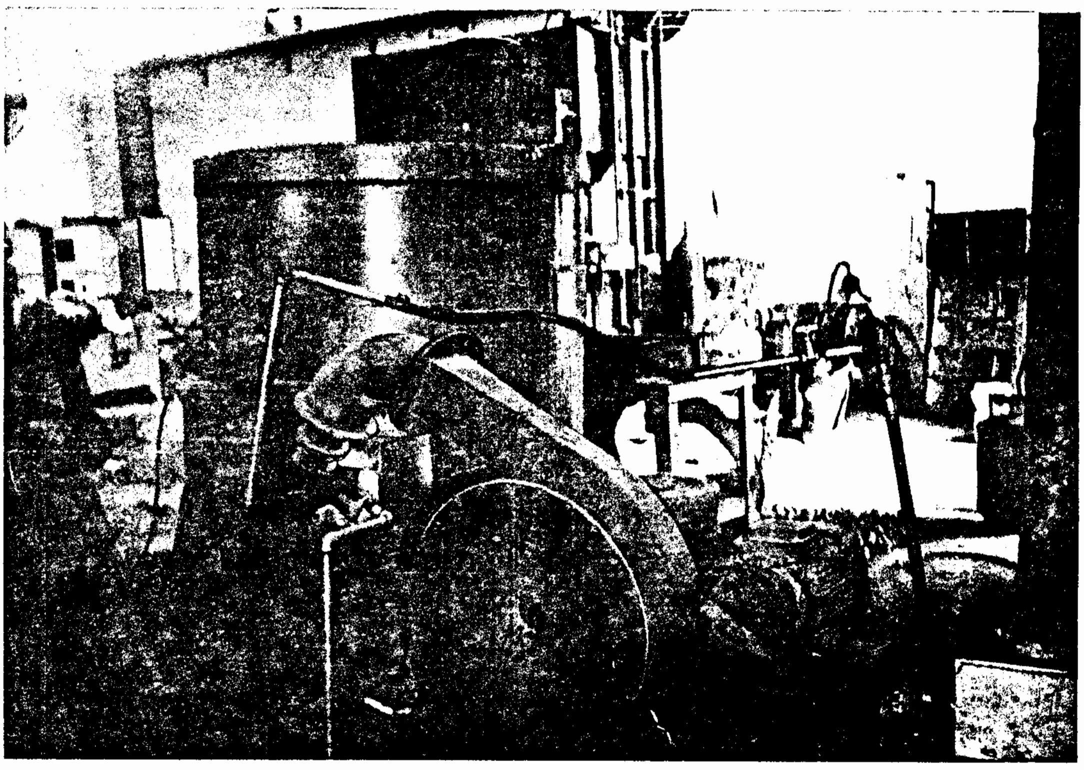


Figura N° 8: Horno de crisol.

*** Microscopio Olympus modelo 202827.**

Este tipo de microscopio permite visualizar las microestructuras de las diferentes muestras, a la vez microfotografiarlas pudiendo escoger el aumento y este fué de 150 X y 100 X, utilizando cartuchos polaroid nùmero 667 asa 3000.

*** Horno con combustible gaseoso.**

En este horno se realizaron los tratamientos térmicosde homogenización.

*** Pulidor rotatorio.**

Utilizado para realizar el pulido fino ya que consta de un paño que junto con alúmina permite tener una superficie totalmente libre de rayaduras producidas por el pulido grueso en base a lijas.

***Durometro Rockwell.**

En este se tomaron todas las medidas de dureza en la escala Rc.

2.3 ENSAYOS PRELIMINARES

Estos ensayos se los realizaron en los talleres de **INTRAMET**, en base a la experiencia del director de tesis, de cada colada se extrajo muestras en forma de barras cilídricas. Acontinuación de esto se las enfrió y se procedio a partirlas y realizar inspección visual para calificarlas en los parámetros que se anotan a continuación:

* Tamaño de grano.
* Defectos interiores como porosidades.
* Grado de magnetismo.

Las probetas analizadas en planta no demostraron magnetismo (excepto la del ensayo 4), estaban libres de porosidades y el tamaño de grano observado en probeta fracturada fué fino.

2.4 RESULTADOS

En la tabla N° 1 se encuentran ubicados todos los ensayos experimentales de fusión de la aleación, más adelante se ubican en forma de tablas, diagramas y fotos los resultados encontrados en los ensayos de dureza, análisis químico y microestructuras.

Tabla N°1: Porcentaje de elementos para la carga en el crisol

ENSAYO N°	1	2	3	4	5	6	7	8
Chatarra Lb.	500	170	400	400	130	200	400	290
Retorno Lb.	--	80	--	--	80	20	--	110
Ni. %	8	3	8	7	6	6	3	3.5
Cr. %	1	1	1	1	1	--	--	--
FeSi. %	0.5	--	0.5	0.5	0.5	0.5	0.25	0.5
FeMn. %	0.5	--	0.5	--	--	--	--	0.5
Larva Lb.	10	--	40	40	21	20	40	40
C Ca Lb	4	4	4	4	8	8	8	8

2.4.1 ENSAYOS DE DUREZA

Los valores de dureza que se presentan a continuación han sido medidos en la escala Rockwell C (Rc).

Homogenización 1: Muestras de acero colocadas en mezcla carburante (carbón mineral, carbón vegetal y cal).

Homogenización 2: Muestras de acero colocadas en viruta de hierro gris.

Tabla N° 2: Resultados de la prueba de dureza. Rc

MUESTRA N°	Original	Homogenización 1	Homogenización 2
1	17	22	23
2	18	23	25
3	17	19	23
4	45	58	57
5	18	20	24
6	23	25	25
7	22	23	26
8	22	23	26

2.4.2 ANALISIS QUIMICO.

Con relación a los análisis químicos en las muestras se encontraron muchas dificultades, a saber:

* Para analizar vía absorción atómica es requerido disolver la muestra, lo cual no fué posible ni en agua regia.

* Después de la disolución queda un residuo que presumiblemente es de carbono.

* Los resultados encontrados no concuerdan con la metalografía que se presenta más adelante en este capítulo.

* Los porcentajes de cromo y níquel analizados resultan bajos con relación a las expectativas.

* Los resultados del análisis químico tampoco concuerdan con los resultados de los ensayos mecánicos.

* Si, pues no tenemos seguridad en los resultados encontrados quedando por realizar vía microscopia electrónica en la ESCUELA SUPERIOR POLITECNICA DEL EJERCITO (ESPE), pero todavía no está operativo el equipo.

Tabla N° 3: Porcentaje de cromo y níquel (laboratorio de química ESPOL).

MUESTRA N°	% Cr	% Ni
1	11.82	12.5
2	15.37	10.3
3	12.87	14.5
4	4.9	0.17
5	9.8	12.2
6	9.9	12.4
7	12.3	12.3
8	9.5	14.2

Tabla N° 4: Tiempos empleados para la fusión de acero.

ENSAYO N°	1	2	3	4	5	6	7	8
Tiempo h.	4	3	4	4	2.5	4	6	5

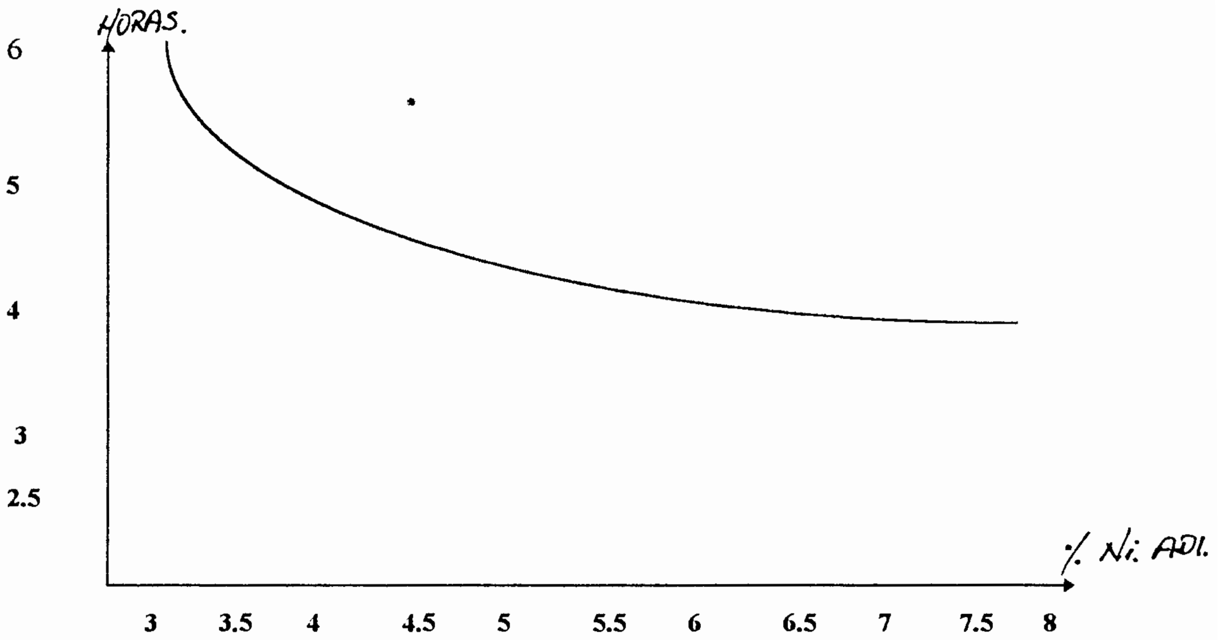


Figura N° 9: Curva experimental del tiempo de fusión de acuerdo al porcentaje de níquel adicional.

2.4.3 MICROESTRUCTURAS.

Para poder establecer el tipo de microestructura las muestras de acero fueron sometidas a un proceso de pulido y ataque, el mismo que se describe a continuación.

PULIDO

Esta parte consiste en hacer pasar las muestras por diferentes lijas, haciéndolo en el orden que a continuación se indica: Lijas 180, 220, 360, 400, 500, 600, 800,

1000. Una vez que se pasa por una de las lijas se hace girar 90 grados la muestra para el nuevo lijado y así sucesivamente hasta que se hayan utilizado todas las lijas.

Una vez que se ha realizado el pulido grueso, a continuación se procede al pulido fino en la pulidora rotativa con una velocidad de giro recomendada de 300 RPM. Se coloca alumina en el paño de la pulidora y a su vez la muestra a pulir, ejerciendo cierta presión hacia el paño esto se hará hasta que la superficie de la muestra quede como si fuera un espejo, se debe ir colocando cierta cantidad de agua y alumina para obtener un pulido satisfactorio.

Habiendo pulido las muestras se procede al respectivo ataque químico. el reactivo utilizado para este efecto es el denominado Vilella el mismo que esta compuesto por:

5 ml de HCl

1 g de ácido pícrico

100 ml de etanol o metanol (95%)

Se tomó un algodón , el mismo que se lo sumergió en el reactivo y con este se procedió al ataque mojando la superficie de la muestra. El tiempo de ataque es de 25 a 30 segundos luego de lo cual se lava la muestra con agua y seguidamente se seca con aire caliente, hecho todo esto se observa la microestructura con ayuda de un microscopio.

MICROESTRUCTURAS DE LAS MUESTRAS ORIGINALES

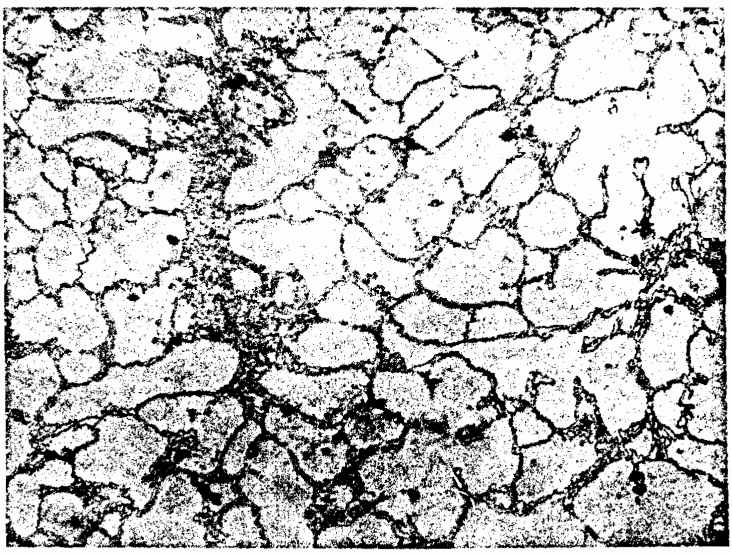


Figura N° 10

Ampliación 150 X

Reactivo: Vilella

Microestructura que pertenece a la muestra M1 la cual consta de un matriz austenítica,con masivas colonias de carburos de cromo en los límites de grano, los mismos que están en forma de láminas, no existe la presencia de carburos secundarios en el interior del límite de grano.

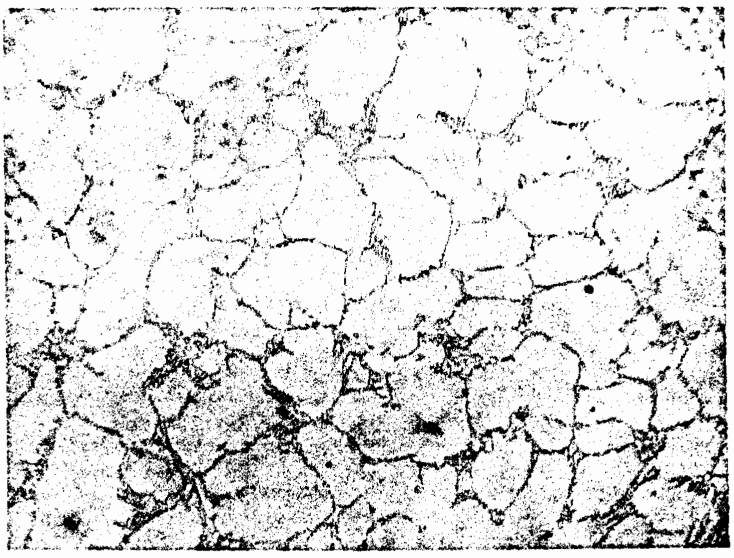


Figura N° 11

Ampliación 100 X

Reactivo: Vilella.

Microestructura que pertenece a la muestra M2 la que consta de una matriz austenítica con masivas colonias de carburos de cromo en los límites de grano, estos carburos se encuentran en forma de láminas no hay la presencia de carburos secundarios en el interior del límite de grano.

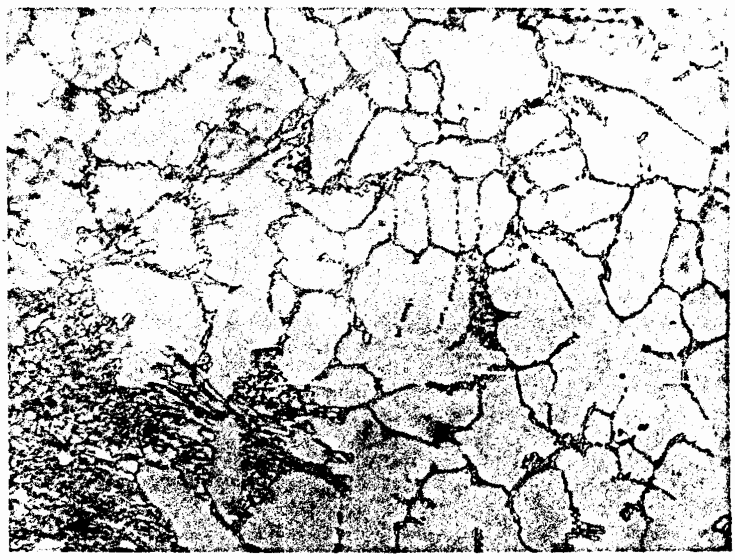


Figura N° 12

Ampliación 100 X.

Reactivo: Vilella.

Microestructura de la muestra M3, esta microestructura revela la presencia de una matriz austenítica con masivas colonias de carburos de cromo en los límites de grano, estos se encuentran en forma de láminas, no existe la presencia de carburos secundarios en el interior del límite de grano.

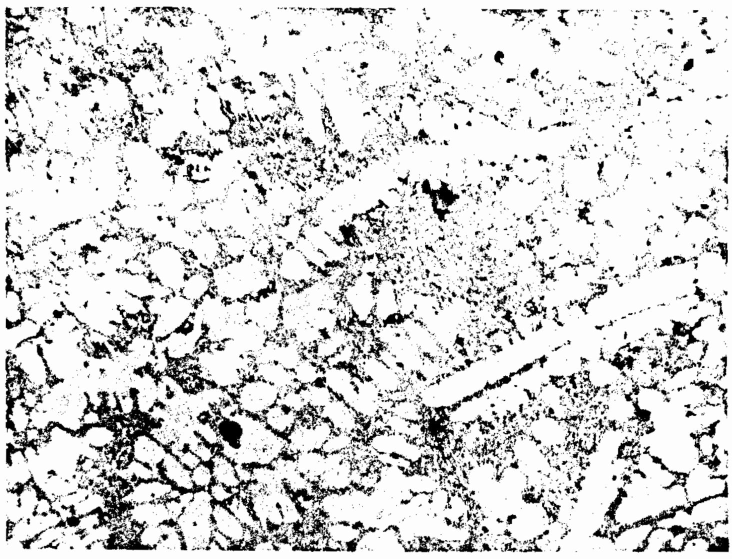


Figura N° 13

Ampliación 100 X.

Reactivo: Vilella.

Microestructura de la muestra M4 la cual indica una matriz austenítica pero en menor proporción que las muestras M1, M2 y M3, como se puede observar existen excesivas colonias de carburos de cromo en los límites de grano, lo que hace que sea un material muy duro lo cual lo demuestra la prueba de dureza (tabla N° 2) y además presenta muchas dificultades para maquinarlo.

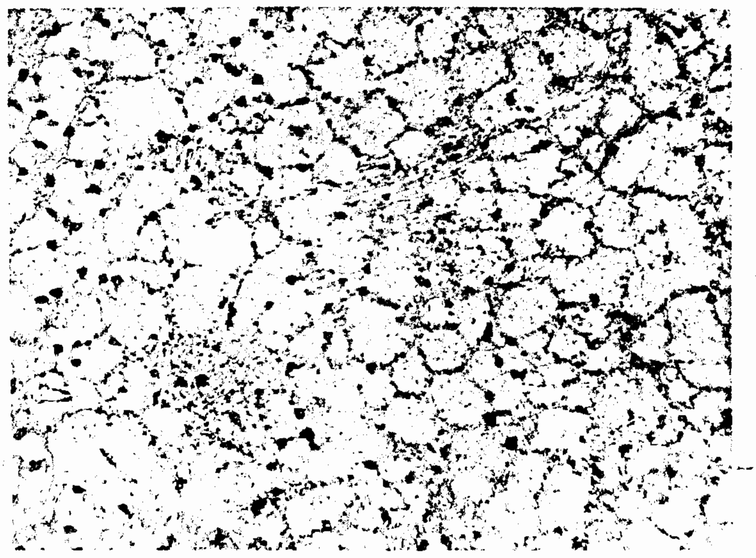


Figura N° 14

Ampliación 100 X.

Reactivo: Vilella.

Microestructura de la muestra M5 la misma que consta de una matriz austenítica con grandes cantidades de carburos de cromo en los límites de grano, los cuales están en forma de láminas, existe una aparente presencia de carburos secundarios.

Estas muestras fueron cubiertas con carbón vegetal, carbón mineral y cal

Figura N° 16

Ampliación 100 X.

Reactivo: Vilella.

Microestructura de la muestra M1 la cual continua siendo de una matriz austenítica con carburos de cromo en los límites de grano, también en el interior del límite de grano muestra la presencia de pequeños carburos denominados secundarios los cuales dan resistencia al creep cuando este expuesto a altas temperaturas, lo cual es beneficioso.

Figura N° 17

Ampliación 100 X.

Reactivo: Vilella

Microestructura de la muestra M3, esta constituida por una matriz austenítica con masivas colonias de carburos de cromo en los límites de grano los que siguen presentándose en forma de láminas, además en el interior de este con presencia de carburos secundarios.

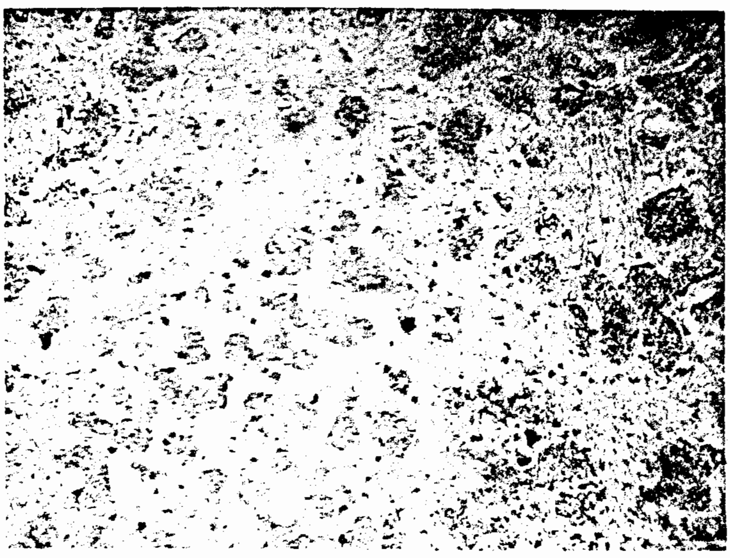


Figura N° 18

Ampliación 100 x

Reactivo: Vilella

Microestructura de la muestra M5 la cual está conformada de un matriz austenítica con grandes cantidades de carburos de cromo en los límites de grano los mismos que tienen forma laminar, además consta de carburos secundarios en el interior del límite de grano.

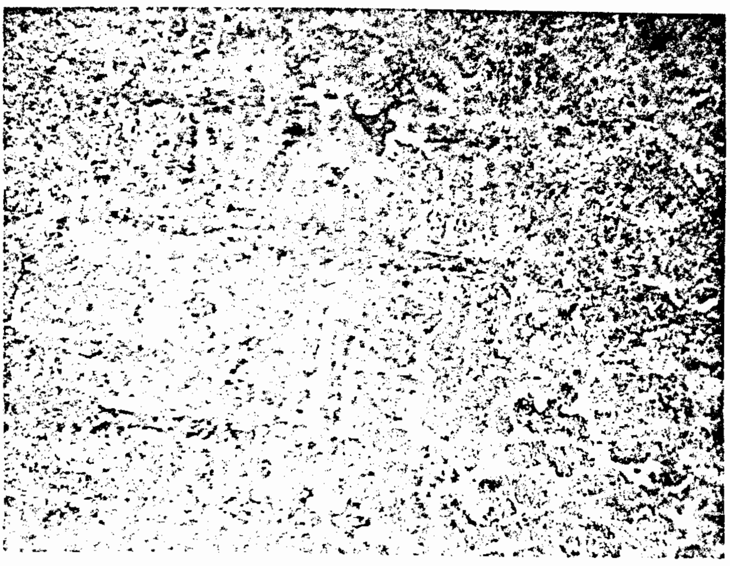


Figura N° 19

Ampliación 100 X

Reactivo: Vilella.

Microestructura de la muestra M7 formada por una matriz austenítica con gran cantidad de carburos de cromo en los límites de grano de forma laminar, en el interior del grano se encuentra carburos secundarios.

Muestras cubiertas con viruta de hierro gris.

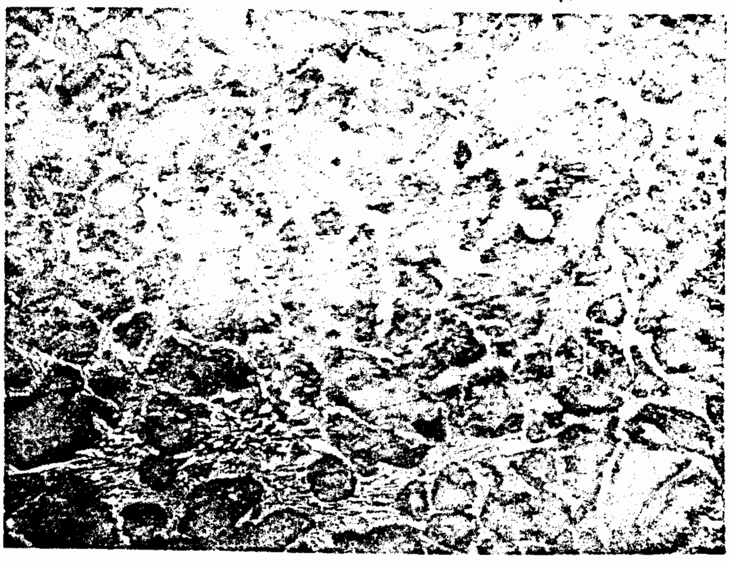


Figura N° 20

Ampliación 100 X.

Reactivo: Vilella.

Microestructura de la muestra M1 conformada de una matriz austenítica con grandes cantidades de carburos de cromo en los límites de grano de forma laminar y además existe la presencia de carburos secundarios en el interior del limite de grano.

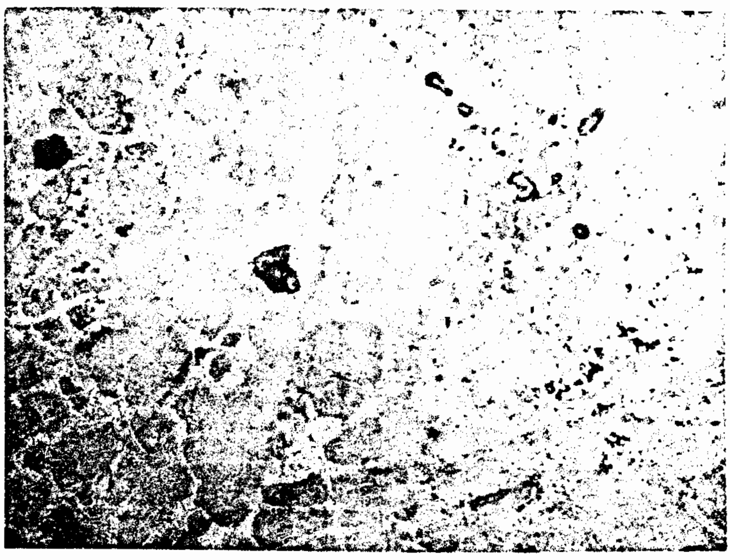


Figura N° 21

Ampliación 100 X.

Reactivo: Vilella.

Microestructura de la muestra M3 la cual está compuesta de una matriz austenítica con grandes cantidades de carburos de cromo en el límite de grano de forma laminar y en el interior del grano con la presencia de carburos secundarios.

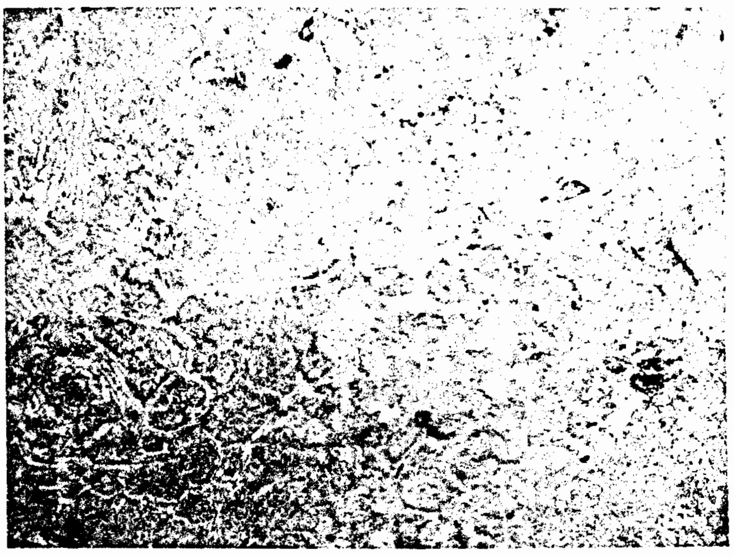


Figura N° 22

Ampliación 100 X.

Reactivo:Vilella.

Microestructura de la muestra M5, esta presenta una matriz austenítica con grandes cantidades de carburos de cromo en los límites de grano siendo estos de forma laminar, además en el interior del grano se encuentra la presencia de carburos secundarios.

Figura N° 23

Ampliación 100 X

Reactivo: Vilella.

Microestructura de la muestra M7 la cual presenta una matriz austenítica con una gran cantidad de carburos de cromo en los límites de grano siendo estos de forma laminar, además existe la presencia de pequeños carburos secundarios en el interior del grano.

CAPITULO III

ANALISIS DE RESULTADOS

La producción de acero inoxidable tipo ASTM 297 a partir de chatarra de alto contenido de cromo y níquel presenta algunas complicaciones cuando se funde en hornos de crisol a combustible líquido, más aún cuando se trabaja con mezcla de diesel con lubricantes de desperdicio. Se ha desarrollado toda una técnica de trabajo para lograr resultados positivos. En adelante se comentaran en resumen estos resultados.

3.1 PROCESO DE FUSION

En primer lugar estableceremos las condiciones para la marcha de la fusión. De la tabla N° 4 se puede apreciar los tiempos requeridos para la fusión de acero con diferentes condiciones de adición de elementos aleantes. Estos datos no están influenciados por el tipo de horno utilizado ya que en todos los casos fue utilizado el mismo equipo, influyen parámetros como el porcentaje de níquel, el porcentaje de carbono y otros factores de menor importancia. Se considera que el tiempo más adecuado en que debe llevarse a cabo el proceso de fusión para la carga que se uso esta entre 3.5 y 4 horas a fin de tener menos pérdidas de elementos aleantes en el caldo.

Otro de los factores que influyen en la fusión está determinado por el porcentaje de níquel utilizado, La figura N° 9 muestra una gráfica experimental con datos tomados de la tabla N° 1 y la tabla N° 4 con la que se puede comprobar que una adición mayor al 6% de níquel altera considerablemente el tiempo de fusión, independientemente de la carga total en caso de usar otros equipos de fusión, por lo que, se considera este valor como una práctica que genera resultados apropiados. Al observar la gráfica antes citada se comprueba que un aumento en el contenido de níquel no provoca cambios apreciables en la velocidad de fusión, mismo que tiene relación directa sobre la temperatura de liquidus de la aleación.

El aporte de retornos de fusiones de ASTM 297 debe estar limitado por lo que denotan las evidencias que se presentan en las micrografías de las figuras N° 14 y 15 en las que se observa un incremento de las zonas de carburos de cromo como fases independientes de la austenita. El aporte de retornos de fundición fue establecido en un nivel máximo de 9 % por considerar que su incremento tiene como consecuencias: disminución de cromo y el aumento de carbono que tienen efecto sobre el incremento de carburos de cromo en la microestructura. Ver ensayo 4.

Del análisis del contenido de níquel agregado se desprende que también influye sobre la velocidad de enfriamiento a más del efecto sobre el punto de fusión y a la vez en la solidificación que contribuye también a la formación de carburos. Hemos verificado que con relación a su influencia con el punto de fusión se ha tenido niveles tan bajos como 1300° C.

El aporte de carbono también debe ser limitado durante el proceso de fusión por coadyuvar a la misma deficiencia presentada en el párrafo anterior porque hay mas carbono libre para asociarse con el cromo. De acuerdo con la tabla N° 1 se ve que los ensayos 3, 4, 7 y 8 tienen mas aporte de larva que es constituido de chatarra de alto contenido de carbono.

Por los resultados de las prácticas conseguidas se puede manifestar que la disminución de silicio y manganeso también pueden contribuir al aumento del tiempo de fusión, lo cual sus contenidos en la aleación deben ser cuidados y mantenidos en niveles ligeramente elevados, sabiendo que van a reaccionar con el oxigeno presente, lo cual es beneficioso en relación con la pérdida de cromo.

3.2 CARACTERIZACION DEL MATERIAL.

Antes de proceder a la caracterización de la aleación con la norma ASTM 297 se hizo una prueba de estabilización a temperatura elevada y conocer los efectos en la microestructura y la dureza. Entonces se sometieron probetas a iguales condiciones de temperatura y tiempo, pero en diferentes condiciones de atmósfera. Unas probetas se calentaron en condiciones levemente oxidantes y otras en condiciones altamente reductoras my los resultados denotan ciertos efectos sobre la microestructura y la dureza.

De acuerdo a la dureza tomada a cada una de las coladas se observa que la muestra M4 presenta la mayor dureza, que se debe a la gran cantidad de carburos de cromo en la microestructura lo que se puede apreciar en la figura N° 13, esto es perjudicial porque entre mas carburos se tenga se lo hace en detrimento del contenido de austenita y el acero se comporta como un material magnético lo que no es aconsejable para las aplicaciones que se le da a este tipo de acero el cual debe ser austenítico.

Las probetas sometidas en un ambiente carburante muestran un aumento de carburos en zonas de los bordes de grano, además la presencia de pequeños carburos y en gran cantidad en el interior del grano con un consecuente aumento de dureza aunque con un alto grado de homogenización en la sección transversal. Todo esto se muestra en las figuras N° 16, 17, 18, 19 y en la tabla N° 2.

Analizando las micrografias de las muestras que se calentaron junto con viruta de hierro gris, presentan la misma forma de microestructuras que las que se presento en el párrafo anterior, también se incrementa la dureza, así lo demuestran las figuras N° 20, 21, 22, 23 y la tabla N° 2.

Las muestras sometidas en ambientes con tendencia oxidante genera resultados parecidos al caso anterior con lo cual debemos creer que los cambios se deben a condiciones de temperatura y no de ambiente y la razón de dichos cambios deben ser consecuencia de solubilización de microestructuras conseguidas fuera del equilibrio dadas las velocidades de solidificación conseguidas por el colado en molde metálico.

No se efectúo la caracterización completa de estos materiales por carecer de elementos técnicos apropiados y paso a comentar estas deficiencias.

* En primer lugar y como ya ha sido comentado en la sección de los resultado no se pudo confiar en los análisis químicos por tener dificultades en la disolución

completa de las muestras que es una condición indispensable para el uso del aparato de absorción atómica.

* En segundo lugar no se realizaron las pruebas de tensión en probetas de la aleación porque en el laboratorio de sólidos solo se pueden ensayar en la actualidad probetas de 8 mm de diámetro como máximo lo cual no era representativo de las probetas de 30 mm obtenidas por fundición.

* En cuanto al análisis microestructural también se tuvieron pequeños tropiezos por cuanto la óptica del microscopio olympus se encuentra deteriorada y hubo necesidad de recurrir a los microscopios de otras instituciones a saber : ESPOCH en Riobamba y Museo Antropológico del Banco Central en Guayaquil. Los resultados los hemos reportado en la sección correspondiente y los comentarios sobre los mismos los hemos hecho al pie de los mismos.

Queda por establecer las condiciones experimentales con las cuales se consiguieron los mejores resultados.

Por análisis de microestructural, por los tiempos requeridos para la fusión del acero se tiene que los ensayos 1 y 3 son los mejores, pero en cuanto a porcentaje de níquel adicional los ensayos 5 y 6 son los convenientes, de acuerdo a la figura N° 9 el porcentaje de níquel adicional puede ser como mínimo 6 %.

Tabla No 5: Condiciones experimentales óptimas.

ENSAYO N°	1	3
Chatarra Lb.	500	400
Retorno Lb.	–	–
Ni. %	8	8
Cr. %	1	1
FeSi. %	0.5	0.5
FeMn. %	0.5	0.5
Larva Lb.	10	40
C Ca Lb.	4	4

Las figuras N° 24 y 25 muestran las microestructuras de los ensayos 1 y 3 que dieron los mejores resultados.

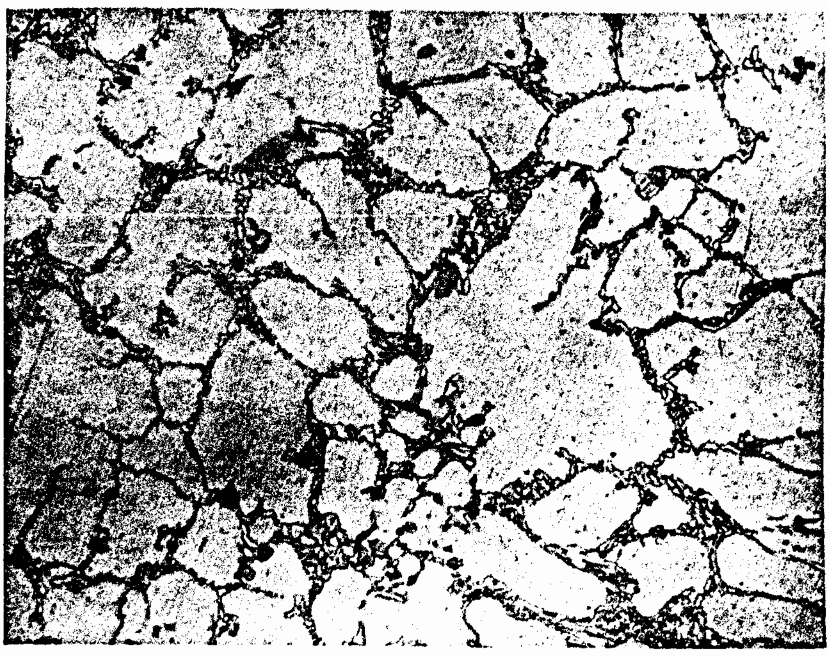


Figura N° 24

Ampliación 500 X

Reactivo:Vilella.

Microestructura que pertenece a la muestra M1 la misma que consta de una matriz austenítica, con masivas colonias de carburos de cromo en los límites de grano, los cuales están en forma de láminas.

Figura N° 25

Ampliación 500 X.

Reactivo: Vilella.

Microestructura de la muestra M3 la cual presenta una matriz austenítica con masivas colonias de carburos de cromo en los límites de grano, los cuales están en forma de láminas.

CONCLUSIONES

Una vez que se ha realizado la discusión de resultados identificando los parámetros más importantes para la fabricación de acero inoxidable se puede concluir lo siguiente:

El tiempo de fusión de la aleación ASTM 297 está determinado por el porcentaje de níquel adicional, el cual es de 6% mínimo para que el tiempo de fusión sea como máximo de 4 horas.

El uso del níquel reduce el punto de fusión que es de vital importancia para el tipo de hornos usados en nuestro medio (crisol con combustible líquido con temperatura máxima de operación de 1400° C).

El carbono es un elemento que debe prestarsele cuidado debido a que puede tener influencias positivas y negativas dependiendo del porcentaje presente. Positivas porque permite la estabilización de la austenita y también influye en el tiempo de fusión y negativas porque incrementa las zonas de carburos en los límites de grano de la austenita

RECOMENDACIONES.

Debido a que el níquel es un elemento de alto costo es recomendable usar como máximo un 6% de níquel (6% de la carga total) para altas producciones de acero inoxidable.

Debido a que se presenta pérdidas de elementos en el proceso de fusión principalmente el cromo, se debe hacer adiciones de este en aproximadamente 1% de la carga total a fundir.

Así como se expuso en el desarrollo de esta tesis el uso de material reciclable, se recomienda utilizar materiales que las empresas almacenan en forma de chatarra, los mismos que con una selección previa servirán para la fabricación de aleaciones y a la vez se contribuirá a la conservación de nuestro medio ambiente

BIBLIOGRAFIA.

1.- Avner. S. Introducción a la metalurgia fisica, McGraw-Hill, 1992.

2.- P.S. Houghton, Materials for Engineering Production, part one, Ferrosus Materials The Machinery Publishing Co. Ltd, 1962.

3.- James A. Jacobs,Thomas F. Kilduff, Engineering Materials Technology, Prentice-Hall, inc, Englewood Cliffs, New Jersey, 1985.

4.- Metal handbook, Ninth Edition, Volume 3, Stainless Steels, Tool Materials and Special Purpose Metals, ASM. American Society for Metals. Pag. 269-276.

5.- Metals Handbook, Ninth Edition, volume 9, Casting, ASM. American Society for Metals. Pag. 315- 360.

6.- Metals Handbook, Ninth Edition, Volume 15 Metallography and Microstructures, ASM American Society for Metals. Pag. 723-733.

7.- Peckner and Bernstein, Handbook of Stainless Steel, McGraw-Hill, 1977. Pag. 4.1- 12.5

8.- V. B. John, Introduction to Engineering Materials, Published by the Mac Millan Press Ltd, 1972.

9.- White Alfred H., Engineering Materials, McGraw-Hill Book Company. Inc. 1948.

APENDICE A

TOMADO DE LA ASTM STANDARDS 1958 PART 1 FERROUS METALS.

Standard Specifications for

HEAT-RESISTANT IRON-CHROMIUM AND IRON-CHROMIUM-NICKEL ALLOY CASTINGS FOR GENERAL APPLICATION[1]

1, p. 1128 (A 297 – 59).
Standard Specifications A 297 – 59 were revised and reverted to tentative June, 1960, and appear in their latest form in the 1960 Supplement to Book of ASTM Standards, Part 1, p. 361.

ASTM Designation: A 297 – 55

(*Replaces Former Specifications A 198, A 221, A 222 and A 223*)[2]

Adopted, 1955.[2]

This Standard of the American Society for Testing Materials is issued under the fixed designation A 297; the final number indicates the year of original adoption as standard or, in the case of revision, the year of last revision.

Scope

1. These specifications cover iron-chromium and iron-chromium-nickel alloy castings for heat-resistant service. The grades covered by these specifications are general purpose alloys and no attempt has been made to include heat-resisting alloys used for special product application (Note).

Note.—For heat-resisting alloys used for special product application reference should be made to the following specifications:

Specifications for Ferritic and Austenitic Steel Castings for High-Temperature Service (ASTM Designation: A 351),[3]

Specifications for Alloy-Steel Castings for Pressure Containing Parts for High-Temperature Service (ASTM Designation: A 217),[3]

Specifications for Chromium-Nickel-Iron Alloy Castings (25 – 12 Class) for High-Temperature Service (ASTM Designation: B 190),[3] and

Specifications for Nickel-Chromium-Iron Alloy Castings (35 – 15 Class) for High-Temperature Service (ASTM Designation: B 207).[3]

Process

2. Alloys shall be made by the following processes: electric-arc, electric induction, or other approved processes

Heat Treatment

3. Castings for heat-resistant service may be shipped in the as-cast condition without heat treatment. If heat treatment is required, the treatment shall be established by mutual agreement between the manufacturer and the purchaser and shall be so specified in the inquiry, contract, or order.

Chemical Composition

4. Alloys shall conform to the require-

[1] Under the standardization procedure of the Society, these specifications are under the jurisdiction of the A.S.T.M. Committee A-10 on Iron-Chromium, Iron-Chromium-Nickel and Related Alloys.

[2] Prior to adoption as standard, these specifications were published as tentative from 1946 to 1955, being revised in 1949.

These specifications are in effect a revision and consolidation of, and replace the following standard specifications:

Standard Specifications for 20 per cent Chromium, 9 per cent Nickel Alloy-Steel Castings (A 19 – 39),

Standard Specifications for Chromium Alloy-Steel Castings (A 221 – 39),

Standard Specifications for Chromium-Nickel Alloy-Steel Castings (A 222 – 39), and

Standard Specifications for Nickel-Chromium Alloy-Steel Castings (A 223 – 39).

[3] Appears in this publication, see Contents in Numeric Sequence of ASTM Designations at front of book.

ments as to chemical composition prescribed in Table I.

Ladle Analysis

5. An analysis of each melt shall be made by the manufacturer to determine the percentages of the elements specified in Table I. The analysis shall be made from drillings taken not less than ¼ in. beneath the surface of the test ingot made during the pouring of the heat. Chemical composition shall conform to the requirements prescribed in Table I, and when specified in the inquiry, contract, or order shall be reported to the purchaser or his representative.

Check Analysis

6. An analysis may be made by the purchaser from a broken tension test specimen or from a casting representing each melt. Drillings for analysis shall be taken not less than ¼ in. beneath the surface, and in such manner as not to impair the usefulness of any casting selected. The chemical composition thus determined shall conform to the requirements specified in Table I.

TABLE I.—CHEMICAL REQUIREMENTS.

Grade	HF	HH	HI	HK	HE	HT	HU	HW	HX	HC
Type	19 Chromium, 9 Nickel	25 Chromium, 12 Nickel	28 Chromium, 15 Nickel	25 Chromium, 20 Nickel	29 Chromium, 9 Nickel	15 Chromium, 35 Nickel	19 Chromium, 39 Nickel	12 Chromium, 60 Nickel	17 Chromium, 66 Nickel	28 Chromium
Carbon, per cent	0.20 to 0.40	0.20 to 0.50	0.20 to 0.50	0.20 to 0.60	0.20 to 0.50	0.35 to 0.75	0.35 to 0.75	0.35 to 0.75	0.35 to 0.75	0.50 max.
Manganese, max., per cent	2.00	2.00	2.00	2.00	2.00	2.00	2.00	2.00	2.00	1.00
Silicon, max., per cent	2.00	2.00	2.00	2.00	2.00	2.50	2.50	2.50	2.50	2.00
Phosphorus, max., per cent	0.05	0.05	0.05	0.05	0.05	0.05	0.05	0.05	0.05	0.05
Sulfur, max., per cent	0.05	0.05	0.05	0.05	0.05	0.05	0.05	0.05	0.05	0.05
Chromium, per cent	18.0 to 23.0	24.0 to 28.0	26.0 to 30.0	24.0 to 28.0	26.0 to 30.0	13.0 to 17.0	17.0 to 21.0	10.0 to 14.0	15.0 to 19.0	26.0 to 30.0
Nickel, per cent	8.0 to 12.0	11.0 to 14.0	14.0 to 18.0	18.0 to 22.0	8.0 to 11.0	33.0 to 37.0	37.0 to 41.0	58.0 to 62.0	64.0 to 68.0	4.00 max.
Molybdenum, max., per cent[a]	0.50	0.50	0.50	0.50	0.50	0.50	0.50	0.50	0.50	0.50

[a] Castings having a specified molybdenum range agreed upon by the manufacturer and the purchaser may also be urnished under these specifications.

TABLE II.—PHYSICAL REQUIREMENTS.

Grade	HF	HH	HI	HK	HE	HT	HU	HW	HX	HC
ype	19 Chromium, 9 Nickel	25 Chromium, 12 Nickel	28 Chromium, 15 Nickel	25 Chromium, 20 Nickel	29 Chromium, 9 Nickel	15 Chromium, 35 Nickel	19 Chromium, 39 Nickel	12 Chromihm, 60 Nickel	17 Chromium, 66 Nickel	28 Chromium
Tensile strength, min., psi	70 000	75 000	75 000	75 000	85 000	65 000	65 000	60 000	60 000	55 000
Yield point, min., psi	35 000	35 000	35 000	35 000	40 000	...	...	...	...	...
Elongation in 2 in., min., per cent	25	15	15	15	9	4	4	...	...	...

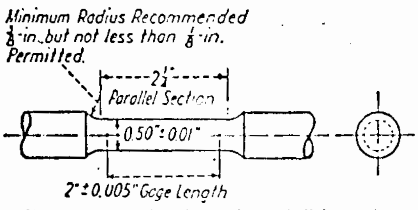
Tensile Properties

7. (*a*) Tension tests shall be required only when specified in the inquiry, contract, or order. When so specified, the properties obtained shall be reported to the purchaser or his representative and shall conform to the requirements prescribed in Table II.

(*b*) The yield point shall be determined by the drop of the beam or halt in the gage of the testing machine, or by the use of dividers, or by an extensometer, at a crosshead speed not to exceed $\frac{1}{8}$ in. per min. Where a definite yield point is not exhibited, the yield strength corresponding to a limiting permanent offset of 0.2 per cent of the gage length of the specimen shall be used instead, and reported as yield strength. The "offset method" of determining yield strength as described in the Tentative Methods of Tension Testing of Metallic Materials (A.S.T.M. Designation: E 8)[4] shall be followed. After the yield strength has been obtained, the tensile strength shall be determined at a crosshead speed not to exceed $1\frac{1}{2}$ in. per min.

Test Specimens

8. (*a*) Test coupons, if required, from which tension test specimens are prepared, shall be attached to the castings



NOTE.—The gage length and fillets shall be as shown, but the ends may be of any shape to fit the holders of the testing machine in such a way that the load shall be axial. The reduced section shall have a gradual taper from the ends toward the center, with the ends 0.003 to 0.005 in. larger in diameter than the center.

FIG. 1.—Standard Round Tension Test Specimen with 2-in. Gage Length.

where practicable. If in the opinion of the manufacturer the design of the casting is such that test coupons should not be attached thereon, test coupons shall be cast attached to separately cast blocks. The test coupons from which test specimens are to be prepared shall remain attached to the castings or blocks they represent until submitted for inspection. Test coupons shall be provided in sufficient number to furnish specimens required in Section 9.

(*b*) Tension test specimens shall be machined by the manufacturer and shall conform to the dimensions shown in Fig. 1.

Number of Tests

9. (*a*) One tension test, if required, shall be made from each melt.

(*b*) If any test specimen shows defective machining or develops flaws, it may be discarded, and another specimen substituted from the same melt.

(*c*) If the percentage of elongation of any tension test specimen is less than that specified in Table II and any part of the fracture is more than $\frac{3}{4}$ in. from the center of the gage length, as indicated by scribe scratches marked on the specimen before testing, a retest shall be allowed.

Retests

10. If the results of the physical tests for any lot do not conform to the requirements specified, the manufacturer may retest a duplicate specimen which shall conform to the requirements specified in Sections 7 to 9.

Non-Destructive Inspection

11. (*a*) If specified in the inquiry, contract, or order and when mutually agreed upon by the manufacturer and the purchaser, castings made to these specifications may be subject to radiographic or other methods of non-destructive inspection.

(*b*) Methods of procedure and number of pieces and areas to be inspected shall be agreed upon by the manufacturer and the purchaser (Note).

NOTE.—Reference can be made to the Tentative Industrial Radiographic Standards for Steel Castings (A.S.T.M. Designation: E 71)[4] for X-ray and gamma ray inspection. These standards are available in the form of photographic plates in ring binders from A.S.T.M. Headquarters, 1916 Race St., Philadelphia 3, Pa.

Workmanship

12. All castings shall be made in a workmanlike manner and shall conform substantially to the dimensions on draw-

[4] 1958 Book of ASTM Standards, Part 3.

ings furnished by the purchaser before manufacture is started, or if the pattern is supplied by the purchaser to the dimensions predicated by the pattern.

Finish

13. (*a*) The castings shall be free from injurious defects, and shall be satisfactorily cleaned for their intended use when offered for inspection.

(*b*) *Repair by Welding.*—Minor defects that will not ultimately impair the usefulness of the castings may be welded by an approved process. The composition of the deposited metal shall approximate that of the casting itself, otherwise the composition used in welding shall be subject to agreement between the manufacturer and the purchaser. Defects shall be considered minor when the depth of the cavity prepared for welding is not greater than 20 per cent of the actual wall thickness but in no case greater than 1 in. Minor defects may be welded without securing the approval of the purchaser, whereas other than minor may be repaired only with the consent of the purchaser. Heat treatment in accordance with Section 3 shall follow welding.

Marking

14. When agreed upon by the manufacturer and the purchaser, and if practical, serial or melt numbers shall be cast on all individual castings for identification purposes. For the prevention of small defects caused by dislodged particles of molding sand, there should be provided the minimum feasible number of cast identification marks.

Inspection

15. The inspector representing the purchaser shall have free entry, at all times while work on the contract of the purchaser is being performed, to all parts of the manufacturer's works which concern the manufacture of the material ordered. The manufacturer shall afford the inspector, without charge, all reasonable facilities to satisfy him that the material is being finished in accordance with these specifications. All tests (except check analysis) and inspection shall be made at the place of manufacture prior to shipment, unless otherwise specified, and shall be so conducted as not to interfere unnecessarily with the operation of the works

Rejection

16. (*a*) Unless otherwise specified, any rejection based on tests made in accordance with these specifications shall be reported to the manufacturer within five working days from the receipt of samples by the purchaser.

(*b*) Material which shows injurious defects following original inspection and acceptance at the manufacturer's works will be rejected, and the manufacturer shall be notified.

Rehearing

17. Tested samples representing rejected material shall be held for two weeks from the date of the test report. In case of dissatisfaction with the results of the tests, the manufacturer may make claim for a rehearing within that time.