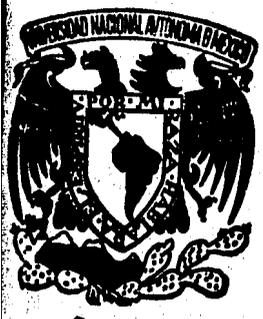


32

2 Gen



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO
FACULTAD DE CIENCIAS QUÍMICAS

ESTUDIO TEÓRICO PRÁCTICO
SOBRE ACEROS INOXIDABLES

T E S I S

QUE PARA OBTENER EL TÍTULO DE
INGENIERO QUÍMICO METALÚRGICO

P R E S E N T A

PEDRO AUGUSTO RODRIGUEZ GUERRA

1985



UNAM – Dirección General de Bibliotecas Tesis Digitales Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS © PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

Todo el material contenido en esta tesis está protegido por la Ley Federal del Derecho de Autor (LFDA) de los Estados Unidos Mexicanos (México).

El uso de imágenes, fragmentos de videos, y demás material que sea objeto de protección de los derechos de autor, será exclusivamente para fines educativos e informativos y deberá citar la fuente donde la obtuvo mencionando el autor o autores. Cualquier uso distinto como el lucro, reproducción, edición o modificación, será perseguido y sancionado por el respectivo titular de los Derechos de Autor.

JURADO ASIGNADO SEGUN EL TEMA

PRESIDENTE Prof. CANDIDO ATLATENCO TLAPANCO
VOCAL Prof. TERESITA ROBERT NUÑEZ
SECRETARIO Prof. BERNARDO FABIAN CAMPILLO ILLANES
1er SUPLENTE Prof. GERARDO LOPEZ PERA
2do SUPLENTE Prof. HUGO SALAZAR SALAZAR

SITIO DONDE SE DESARROLLO EL TEMA:

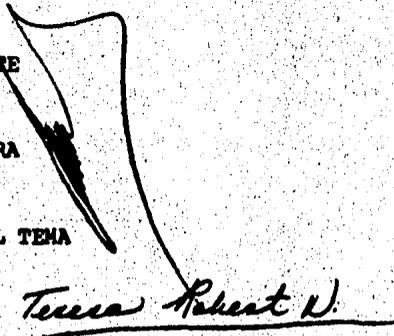
ACERO SOLAR

NOMBRE Y FIRMA DEL SUSTENTANTE

PEDRO AUGUSTO RODRIGUEZ GUERRA

NOMBRE Y FIRMA DEL ASESOR DEL TEMA

Prof. TERESITA ROBERT NUÑEZ



Teresa Robert N.



EXAMENES PROFESIONALES
FAC. DE QUIMICA

CONTENIDO

INDICE.....	1
INTRODUCCION.....	4
SECCION 1.....	5
Capítulo No. 1	
Aceros aleados.....	5
Influencia de los elementos de aleación en el diagrama Hierro-Carbón...8	
Sistema Fe-Ni.....	19
Sistema Fe-Cr.....	21
RESUMEN.....	24
APENDICE.....	24
SECCION II	
ACEROS INOXIDABLES.....	25
Capítulo No. 1	
Generalidades.....	25
Capítulo No. 2	
Clasificación.....	27
A) Aceros austeníticos.....	27
B) Aceros ferríticos.....	30
C) Aceros martensíticos.....	31
D) Aceros de endurecimiento por precipitación.....	33
E) Aceros para válvulas automotrices.....	39
Capítulo No. 3	
Metalurgia de aceros inoxidable.....	41
a) Equilibrio en Sistemas Binarios.....	41
b) Sistema Fe-Cr-Ni.....	46
c) Secciones Pseudobinarias.....	53
c.1) Efecto del Molibdeno en aleaciones Fe-Cr-Ni.....	56

c.2) Efecto de elementos intersticiales en aleaciones Fe-Cr-Ni.....	57
d) Fases Intermedias.....	58
d.1) Fase Sigma, Fase Chi y Fase de Laves.....	58
d.2) Equilibrio de Fase Sigma en aleaciones Fe-Cr-Ni.....	63
d.3) Equilibrio de Fase Sigma en aleaciones Fe-Cr-Ni-Mo.....	65
d.4) El efecto de la Fase Sigma.....	69
d.5) Factores metalúrgicos que afectan la formación de Fase Sigma..	70
e) Fase Sigma en aceros inoxidable ferríticos.....	72
Capítulo No. 4	
Influencia de los elementos de aleación en el acero.....	76
A) Influencias generales.....	76
B) Diagrama de Schaeffler.....	82
RESUMEN.....	85

SECCION III

PARTE EXPERIMENTAL.....	86
-------------------------	----

Capítulo No. 1

Influencia de las condiciones de trabajado en caliente sobre las propiedades y calidad final de un acero inoxidable tipo AWS E-312.....	86
---	----

Antecedentes.....	86
-------------------	----

Descripción del problema.....	89
-------------------------------	----

Antecedentes teóricos.....	94
----------------------------	----

Ensayo No. 1

Determinación de la temperatura de precipitación de la Fase Sigma.....	96
--	----

Ensayos metalográficos.....	100
-----------------------------	-----

Análisis de resultados.....	104
-----------------------------	-----

Conclusiones.....	131
-------------------	-----

Capítulo No. 2

Influencia de la composición química sobre las propiedades mecánicas de un acero inoxidable refractario al Silicio, utilizando en la fabricación de válvulas para motores de combustión interna.....	133
--	-----

Parte a. Sumario de Datos Técnicos.....	135
---	-----

Parte b. Experimental.....	138
b.1) Observación del Problema.....	141
b.2) Influencia de la condición del material.....	154
Parte c. Análisis de resultados.....	164
Parte d. Desarrollo de un modelo que permita predecir el comporta- miento en tratamiento térmico de este acero, a partir de su composi- ción química.....	165
Parte e. Confrontación del modelo establecido.....	178
Conclusiones.....	179
APENDICE No. 1.....	181
BIBLIOGRAFIA.....	184

INTRODUCCION

En la fabricación de aceros existen parámetros estandar de fabricación, como pueden ser las condiciones de fusión, aceración, formado en caliente etc., los cuales pueden o no ser analizados antes de iniciar el proceso de manufactura. Sin embargo en la fabricación de aceros altamente aleados es necesario realizar un análisis metalúrgico teórico más profundo, ya que conforme se incrementan los contenidos de elementos aleantes las aleaciones se tornan más complejas, incrementándose de esta forma la dificultad de obtener estos materiales a un nivel de calidad adecuado y con procesos económicamente convenientes.

Este trabajo fundamentalmente analiza dos problemas prácticos que se observaron durante el proceso de fabricación de dos materiales específicos; un acero bifásico denominado AWS E-312, el cual reúne una composición química que permite la formación de Fase Sigma bajo las condiciones normales de fabricación de un acero inoxidable común; este estudio consiste básicamente en determinar las condiciones de fabricación de este acero para evitar la presencia de Fase Sigma durante el proceso de fabricación.

El segundo estudio, demuestra la importancia de tener un adecuado balance de composición química, que permita desarrollar las propiedades esperadas. Se describen los problemas que se presentaron durante el tratamiento térmico de piezas fabricadas con un acero refractario al Silicio, el cual no desarrolló la dureza mínima esperada, debido precisamente a que el material no se encontraba balanceado químicamente.

Como una introducción teórica a ambos estudios la primera parte del trabajo hace una descripción de todos los aspectos teóricos que llevaron a definir las posibles causas de los problemas anteriormente descritos.

Pretende además servir como una fuente de consulta a todo aquel que se interese en el estudio de aceros inoxidables.

SECCION I.

ASPECTOS GENERALES.

Capítulo No. 1.

Aceros aleados. Se conoce como aceros aleados a aquellos aceros a los cuales se ha adicionado una cierta cantidad de elementos de aleación con el propósito de aumentar y/o modificar cualquiera de las propiedades que el acero sea susceptible de mostrar. No se consideran elementos de aleación las pequeñas cantidades de impurezas que comúnmente contienen los aceros debido a su proceso de fabricación (Mn hasta 0.90% y Si hasta 0.30% aproximadamente).

Con la adición de elementos aleantes se persigue la modificación de las propiedades físico-químicas entre las cuales destacan:

Aumento de templabilidad.

Aumento de resistencia a temperatura ordinaria.

Aumento de las propiedades físicas a cualquier temperatura, ya sea alta o baja.

Conseguir una tenacidad elevada con un adecuado balance con la dureza y/o resistencia.

Obtener una alta resistencia al desgaste.

Aumentar la resistencia a la corrosión.

Aumentar o mejorar las propiedades magnéticas.

Estos elementos de aleación pueden dividirse en dos tipos dependiendo de la forma en que actúen en el acero, ya sea disolviéndose en la matriz ó bien, formando carburos.

Teóricamente todos los elementos tienden; en mayor o menor grado a disolverse en matriz ferrítica, sin embargo, el níquel, aluminio, cobre, silicio y cobalto se caracterizan por encontrarse siempre disueltos en la matriz, existen otros elementos tales como: cromo, tungsteno, molibdeno, vanadio y titanio los cuales favorablemente forman carbu--

ros, sin embargo en aceros con muy bajos contenidos de carbón estos elementos tienden a disolverse y a comportarse como los no formadores de carburos.

Es por esta razón que la tendencia a la formación de carburos en el acero está íntimamente relacionada con la cantidad de carbón presente en él.

La siguiente tabla puede dar una idea de la capacidad de disolverse en la matriz ó bien, de formar carburos de los diferentes elementos de aleación comúnmente presentes en el acero.

Tabla No. 1 (Ref. 6)

Elemento de aleación	Elemento que se disuelven en la matriz	Formadores de carburos
Niquel	...	
Silicio	...	
Aluminio	...	
Cobre	...	
Manganeso	..	.
Cromo
Tungsteno
Molibdeno
Vanadio
Titanio

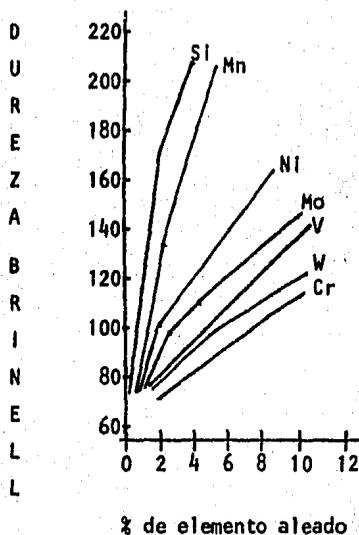
Los elementos de aleación al disolverse en la ferrita tienden a aumentar la dureza y resistencia del acero de acuerdo con los principios generales que rigen el aumento de dureza en las soluciones sólidas.

En este sentido el orden relativo en cuanto a la influencia ejercida en el aumento de resistencia del hierro por cantidades iguales en peso adicionada de los distintos elementos es de menor a mayor, aproximadamente el siguiente: cromo, tungsteno, vanadio, molibdeno, niquel,

manganeso y silicio.

La siguiente figura muestra dicha influencia.

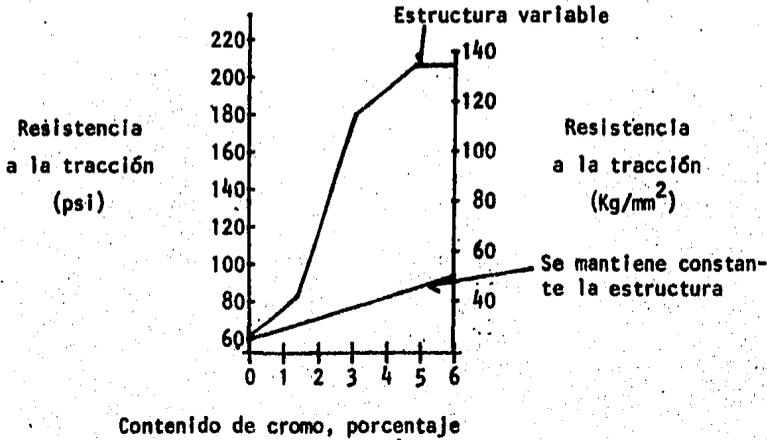
Figura No. 1 Influencia de los elementos de aleación en la dureza de la ferrita. (Ref. 6)



La influencia de los elementos de aleación sobre la dureza de un acero con estructura básicamente ferrítica es en realidad pequeña, como lo cual queda explicado el hecho de la baja contribución de la resistencia de la ferrita a la resistencia total del acero.

La siguiente figura muestra la influencia que ejerce el cromo en la resistencia a la tracción al variar la estructura, comparada con la pequeña influencia del cromo cuando la estructura permanece constante.

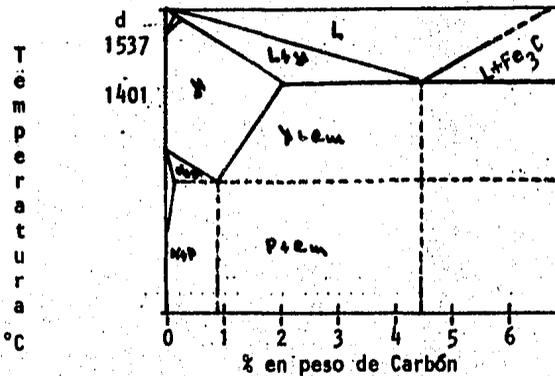
Figura No. 2 Influencia del Cromo sobre las propiedades de un acero con estructura variable. (Ref. 6)



Influencia de los elementos de aleación en el diagrama Hierro-Carbón.

Es por todos conocido la forma y los puntos de interés que normalmente puede presentar el diagrama clásico Hierro-Carbón (véase la siguiente figura), cuando se toma en cuenta únicamente sus elementos básicos.

Figura No. 3 (Ref. 6)

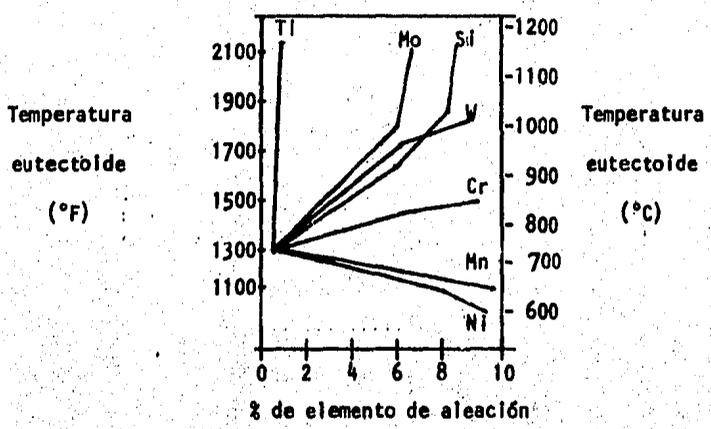


Sin embargo resulta para este trabajo indispensable el estudio de las modificaciones que sufrirá el diagrama Hierro-Carbón al introducir -- otros elementos de aleación, ya que cuando el acero contiene un tercer elemento, dicho diagrama queda modificado y resulta inútil para -- representar las condiciones teóricas de equilibrio de este acero. -- Posteriormente se hablará de la Interpretación de los diagramas de -- equilibrio ternarios, sin embargo por el momento podemos señalar que la presencia de elementos de aleación en el acero modificará los puntos críticos por todos conocidos del diagrama clásico, y también la -- situación de los campos correspondientes del Hierro Alfa y del Hierro Gamma.

El níquel y el manganeso tienden a abatir los puntos críticos de transformación en el calentamiento en tanto que el molibdeno, aluminio, silicio, tungsteno y vanadio, tienden a elevar estas temperaturas.

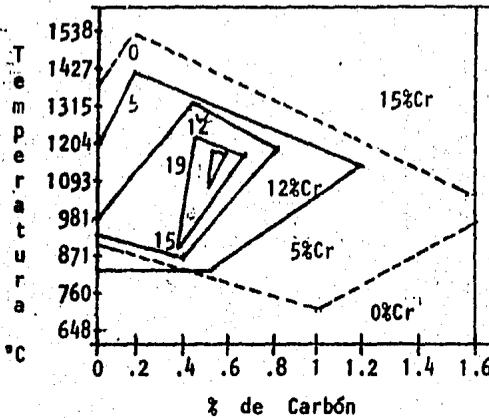
La presencia de los elementos de aleación afecta también a la posición del punto eutectoide, el cual se desplaza con relación a la posición normal del diagrama clásico. Níquel y manganeso tienden además a abatir la temperatura eutectoide. (véase la siguiente figura).

Figura No. 4 Influencia de los diferentes elementos de aleación sobre el punto eutectoide (temperatura y composición). (Ref.6)



Algunos elementos como son el cromo, molibdeno, silicio y titanio -- tienden a disminuir el campo austenítico y a aumentar el campo ferrítico ó bien, del hierro delta, aumentando proporcionalmente este -- efecto con relación al aumento de elemento de aleación (véase la siguiente figura).

Figura No. 5 Efecto del contenido de Cromo en las dimensiones del campo austenítico (Ref. 6)



En esta gráfica las líneas continuas indican la disminución del campo austenítico conforme va aumentando el porcentaje de cromo. Las aleaciones situadas a la derecha de los "triángulos" estarán constituidas en su mayor parte por austenita con cantidades crecientes de carburos, mientras que las situadas a la izquierda de las zonas austeníticas estarán formadas por austenita y cantidades variables de ferrita (Soluciones en los hierros (F) ó (d)).

Ahora bien, situándonos en el objetivo de este trabajo, y sabiendo que los aceros inoxidables contienen altas cantidades de cromo, como primera aproximación las Figs. 6, 7 y 8 representan secciones binarias - del diagrama del sistema ternario, constituyendo estos diagramas una importante arma para el estudio de las transformaciones de fase y para la determinación de los constituyentes que integran las estructuras -

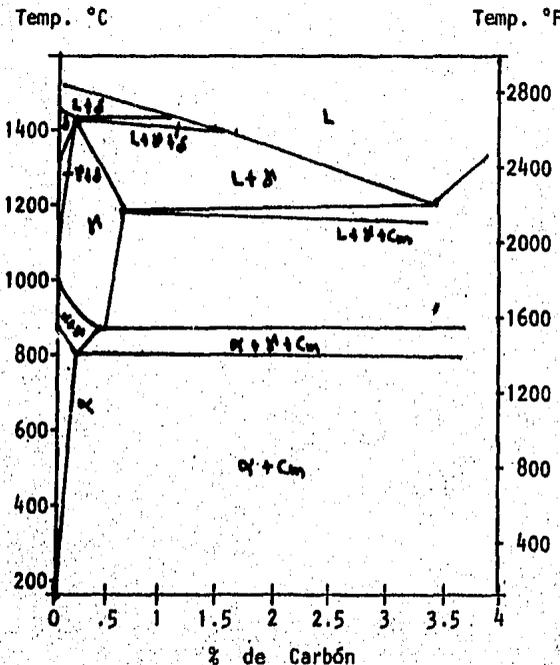
finales.

La figura 6 representa el diagrama correspondiente a los aceros con - 12% de cromo y cantidades variables de carbón. Si lo comparamos con el diagrama clásico ilustrado anteriormente, se observa que la presencia de esta cantidad de cromo aumenta las temperaturas críticas y reduce la región austenítica.

Si estos aceros cuentan con los porcentajes de carbón adecuado y se ven sometidos al tratamiento térmico correspondiente, pueden llegar a alcanzar una estructura totalmente martensítica como si fueran aceros ordinarios al carbón.

La figura 6.1 y la 6.2 muestran las microestructuras de un acero con 12% de cromo en estado recocido y de este mismo material en la condición de temple y revenido.

Figura No. 6 "Representación binaria del diagrama ternario Fe-C-Cr. Variando el %C y manteniendo constante en 12% Cr." (Ref. 6)



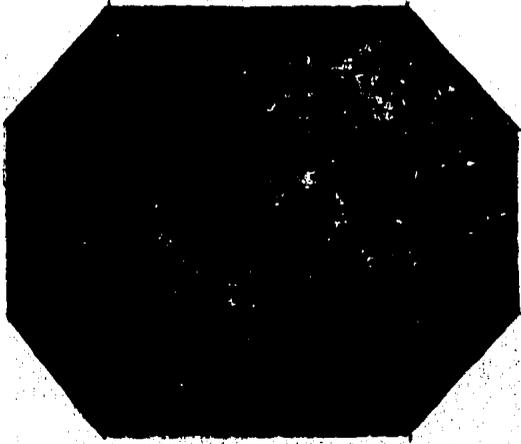


Figura No. 6.1

Acero con 12.5% de -
Cr y 0.07 de C; reco-
cido a 890°C durante
1 hora, enfriamiento
20°C/Hr.

Ataque Vilella 20 --
seg.

100X

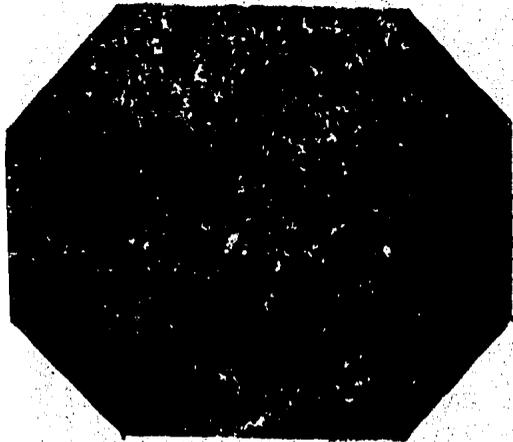


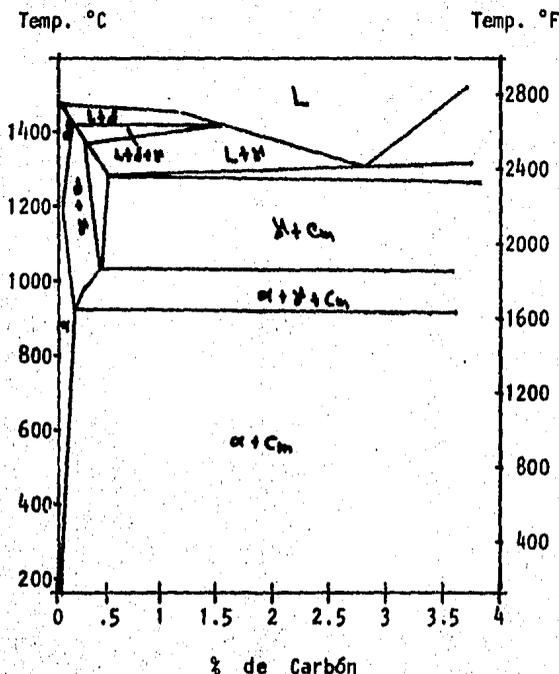
Figura No. 6.2

Mismo acero que 6.1 -
templado a 1050°C y -
revenido a 450°C.

La figura 7 representa el diagrama de un acero con 18% de cromo y porcentajes variables de carbón. En este diagrama se observa que en los aceros bajos en carbón no se formará austenita en el calentamiento, - por lo cual estos materiales no es posible someterlos a tratamiento - térmico, ya que al enfriarlos rápidamente solo se formará ferrita y - presentarán poca dureza.

Las figuras 7.1, 7.2 y 7.3 muestran las microestructuras de aceros -- con 0.023% de carbón y 18% de cromo; 0.082% de carbón y 17.5% de cromo y 0.52% de carbón y 17.5% de cromo, los cuales han sido sometidos a diversos tratamientos, ahí mismos explicados.

Figura No. 7 "Representación binaria del diagrama ternario Fe-C-Cr. Variando el %C y manteniendo constante el 18% Cr." (Ref. 6)



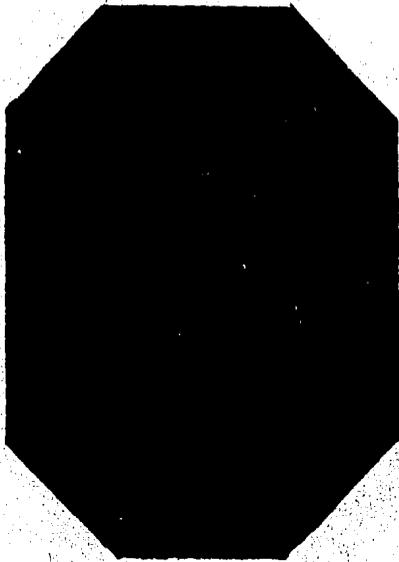


Figura No. 7.1

Se puede observar la microestructura de un acero con 0.023% C y 18% Cr, enfriado rápidamente desde 1230°C.

Puede observarse matriz ferrítica primordially.

Ataque Cogne.

20 seg.

500X.

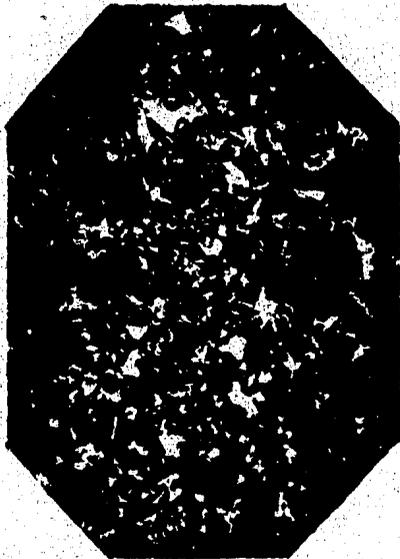


Figura No. 7.2

Microestructura de un acero con 0.52% C y 17.5% Cr enfriado en aceite desde 1170°C y revenido a 580°C.

Se puede observar matriz martensítica y ligeras formaciones ferríticas debido a que el acero en el calentamiento alcanzó el campo austenítico, lo cual provocó el temple total. La presencia de ferrita es debida a una retención de la misma, cuando el acero tocó algún punto del campo del hierro delta.

Ataque Vilella

40 seg.

250X

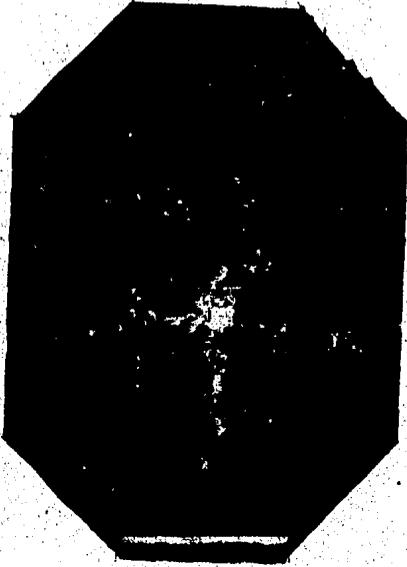


Figura No. 7.3

Microestructura correspondiente a un acero con 0.082% C y 17.5% Cr templado a 1040°C y revenido a 500°C.

Se observa matriz ferrítica y microconstituyentes debido a la transformación (oscuros), esto fué gracias a que por el aumento del %C el acero en el calentamiento llegó a la región (A)+(d). La presencia del hierro gamma a alta temperatura provocó en el enfriamiento la aparición de martensita.

Ataque Cogne.

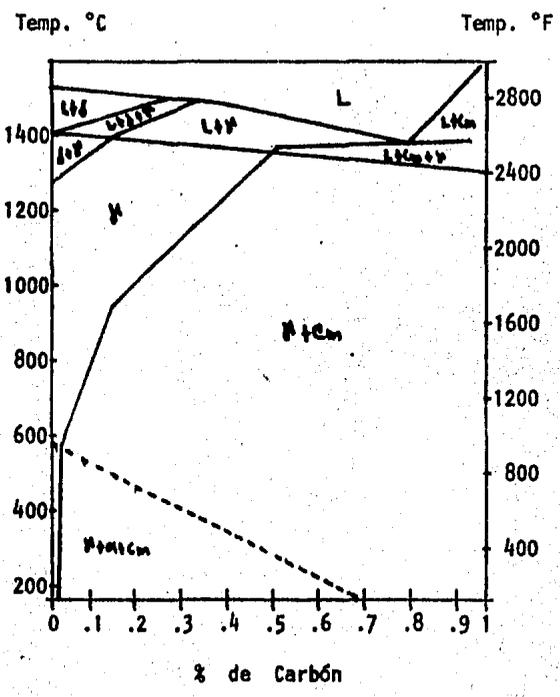
30 seg.

500X

La adición de níquel a los aceros al cromo introduce todavía más modificaciones en el diagrama de equilibrio. En la figura 8 se puede ver el diagrama correspondiente a un acero con 18% Cr y 8% de Ni con diferentes porcentajes de carbón. La austenita que se forma en el calentamiento a temperaturas elevadas es una fase sumamente estable y difícil de transformar, por lo cual tiende a quedar retenida después del recocido.

Las figuras 8.1 y 8.2 muestran las microestructuras de un acero con -- 18-8 en estado recocido y estirado en frío.

Figura 8. "Sección binaria aproximada de un diagrama en la que se presentan las probables reacciones de un acero con 18% de Cr y 8% de Ni." (Ref. 6)



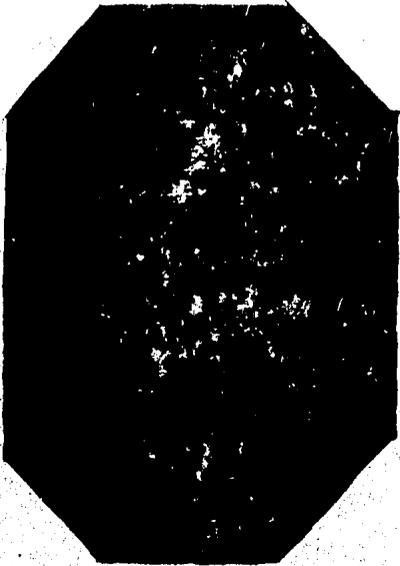


Figura No. 8.1

Microestructura de un acero con 18% Cr y 8% Ni (AISI 304) en estado recocido. Se observa una estructura totalmente austenítica.

Ataque electrofítico con ácido oxálico al 5%.

1 min.

100X



Figura No. 8.2

Mismo acero que en 8.1 pero deformado en frío, observese la matriz austenítica, grano austenítico deformado, maclas y --- líneas de deformación.

Hemos descrito las modificaciones que sufre el diagrama Fe-C ante la adición de cromo; sin embargo, las posibles variaciones de las estructuras de los aceros de alta aleación deberán de ser contempladas desde otros puntos de vista de tal forma, que resulta necesario contemplar las variaciones, verificadas en relación a la adición de otros elementos aleantes.

Todos los elementos que se disuelven en el hierro influyen en el intervalo de temperaturas en que existen sus modificaciones alotrópicas, es decir, desplazan los puntos A_3 y A_1 a través de la escala de temperaturas.

La mayoría de los elementos elevan el punto A_3 y bajan el A_1 , ensanchando de esta manera la región de existencia de la modificación Austenítica (Fig. 9.1) ó abaten A_3 y elevan A_1 , estrechando el campo austenítico (Fig. 9.2).

En los diagramas esquemáticos representados en las figs. 9.1 y 9.2; - Fe- elemento de aleación, puede observarse que por encima de un contenido determinado de Mn, Ni ó algunos otros elementos (9.1) la fase austenítica se manifiesta como una fase estable, a través de todo el intervalo de temperaturas que pueden resultar de interes práctico, -- ($T_{amb.} - T_{fus.}$), a esta gama de aleaciones se les denomina Aceros Austeníticos.

Figura No. 9.1 "Efecto sobre las temperaturas de transformación de los elementos de aleación en el acero." (Ref. 7)

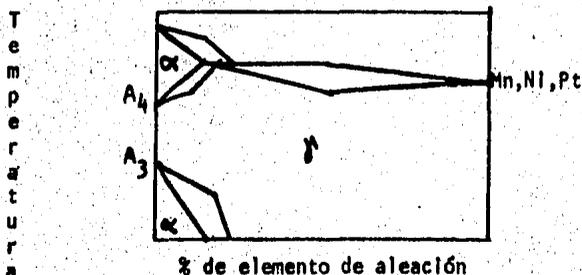
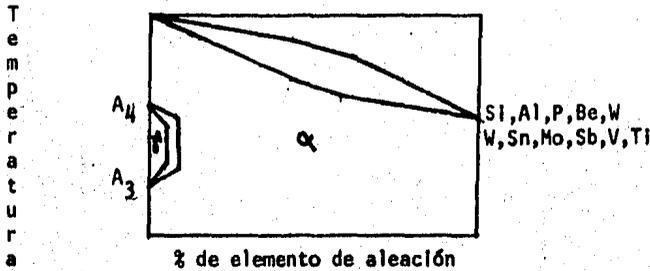


Figura No. 9.2 "Efecto sobre las temperaturas de transformación de los elementos de aleación en el acero." (Ref. 7)



Si el contenido de vanadio, molibdeno, silicio y otros elementos es mayor que un determinado límite, la fase ferrítica será estable en todo el intervalo de temperaturas de interés dando origen a los aceros ---
inoxidables ferríticos.

Después de que hemos visto las modificaciones a los sistemas binarios Fe-Cr considerando la presencia de C procedemos a analizar las morfologías de los diagramas de equilibrio Fe-elementos de aleación.

1. Sistema Fe-Ni. El níquel tiene una estructura cúbica centrada en las caras, con una constante de red semejante a la del hierro gamma, su radio atómico está en el rango de 0/13% al del hierro gamma y de acuerdo a los principios básicos desarrollados por Hume-Rothery se asegura la formación de una serie continua de soluciones sólidas entre el hierro gamma y el níquel.

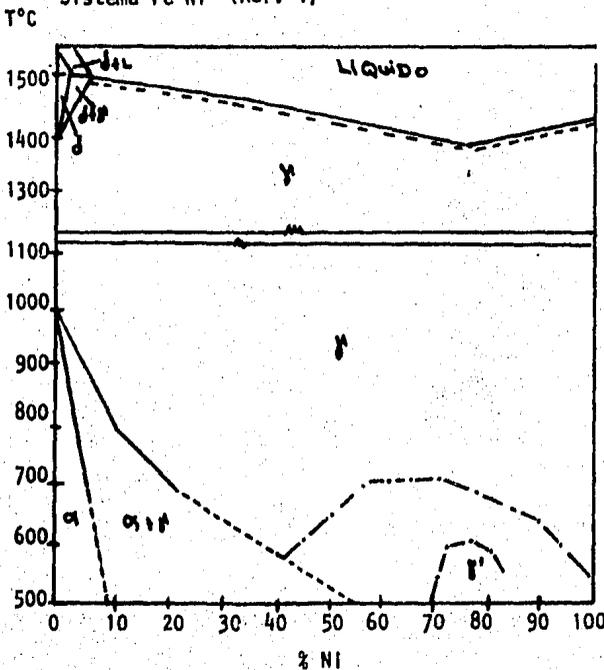
El níquel eleva el punto A₃ y a 1512°C inicia el equilibrio invariable L+d \rightleftharpoons A. El níquel baja el punto A₁ y las temperaturas de transformación durante el calentamiento y el enfriamiento se diferencian tanto - que de hecho para la utilización práctica del diagrama es conveniente indicar separadamente el intervalo de temperaturas de transformación - durante el enfriamiento (A \rightleftharpoons F) y durante el calentamiento (F \rightleftharpoons A).

Por ésto, si consideramos, por ejemplo, la aleación con el 20% de Ni a 300-400°C al enfriarse tendrá prácticamente estable la fase (A), y al calentarse a las mismas temperaturas, tendrá prácticamente estable la fase (F). Como el níquel baja bruscamente el punto A_1 , si la aleación tiene el 10% de Ni ó más, la temperatura de transformación desciende hasta 500°C é incluso hasta más abajo. A estas temperaturas la difusión del Ni en el hierro es difícil y la transformación - (A \rightleftharpoons F) se efectúa sin difusión. Con estos contenidos de Ni la transformación inversa (F \rightleftharpoons A) también se cumplen de acuerdo con el mecanismo sin difusión.

En las aleaciones ricas en Ni puede formarse solución sólida ordenada con contenido de Ni_3Fe . La temperatura de ordenación para la aleación con relación exacta de Ni_3Fe (78% Ni) es igual a 503°C.

Figura No. 10.

Sistema Fe-Ni (Ref. 1)



2. Sistema Fe-Cr. El cromo tiene una modificación que cristaliza en la red centrada en el cuerpo, isomorfa al Fe alfa.

El cromo baja los dos puntos de la transformación alotrópica del hierro, pero el punto A_3 desciende más de prisa que A_1 ; ambos puntos se aproximan y la región se cierra cuando el contenido de Cr es de 13%. Cerca de la relación Cr:Fe = 1:1 (% en peso) se forma el compuesto químico inestable FeCr, que se designa generalmente como fase (σ). La temperatura superior de existencia de este compuesto es igual a - 815°C.

La figura 11 muestra la apariencia general del diagrama Fe-Cr, no entraremos por el momento en detalles sobre este diagrama, ya que será visto y analizado profundamente en la siguiente sección, solo es importante hacer notar la presencia de la aparición del campo perteneciente a la fase sigma (σ) para los intervalos entre 40-50% en peso de Cr y temperaturas 475-821°C.

Puede observarse que las figuras 11 muestran las modificaciones; para observarse la influencia que ejerce los cambios en el contenido de C, ya que la Fig. 11.1 muestra el diagrama Fe-Cr para contenidos de C de 1.5%; la figura 11.2 muestra el diagrama para contenidos de carbón de 0.10%

Figura No. 11

Diagrama Fe-Cr (Ref. 1)

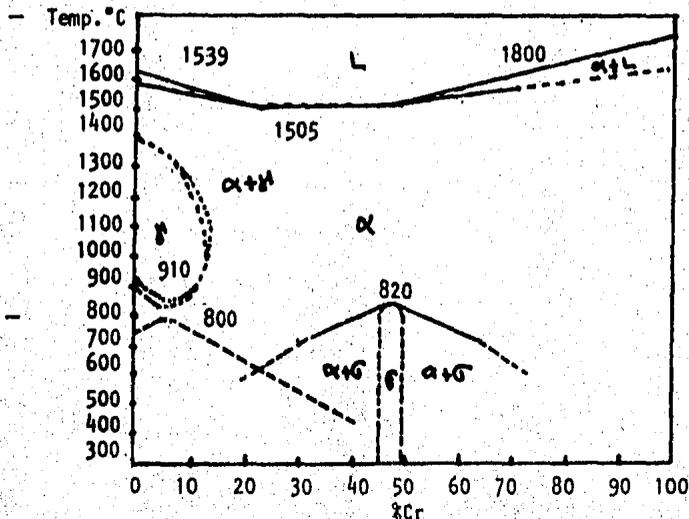


Figura No. 11.1

Diagrama Fe-Cr Para un acero con 1.5% de C (Ref. 1)

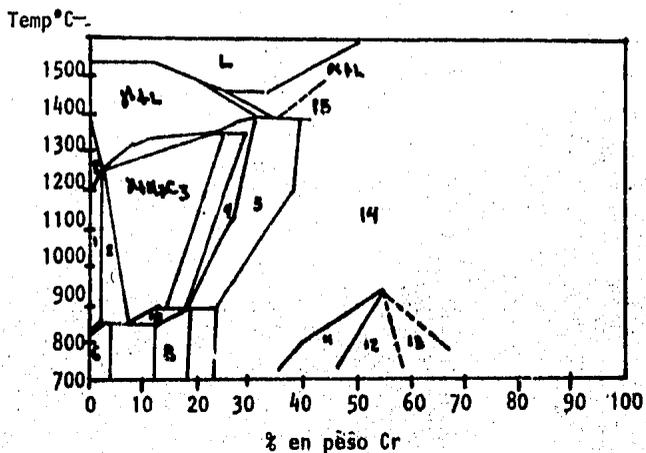


Figura No. 11.2

Diagrama Fe-Cr Para un acero con 0.10% de C (Ref. 1)

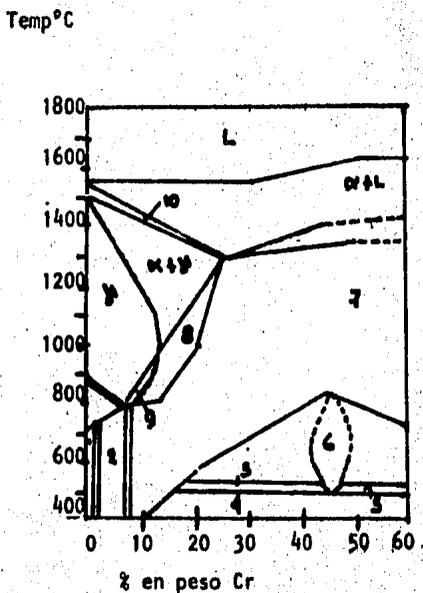


Figura 11.1

- Zonas Indicadas.
- 1 $\beta + M_3C$
 - 2
 - 3
 - 4 $\beta + M_{23}C_6$
 - 5 $\alpha + \beta + M_{23}C_6$
 - 6 $\alpha + M_3C$
 - 7
 - 8 $\alpha + M_7C_3$
 - 9
 - 10 $\alpha + \beta + M_7C_3$
 - 11 $\alpha + M_{23}C_6 + \sigma$
 - 12 $M_{23}C_6 + \sigma$
 - 13 $(Cr) + \sigma + M_{23}C_6$
 - 14 $\alpha + M_{23}C_6$
 - 15 $\alpha + M_{23}C_6 + L$

Figura 11.2

- Zonas Indicadas.
- 1 $\alpha + M_3C$
 - 2 $\alpha + M_7C_3$
 - 3 $\alpha + M_{23}C_6$
 - 4 $\alpha + (Cr) + M_{23}C_6$
 - 5 $(Cr) + M_{23}C_6$
 - 6 $\sigma + M_{23}C_6$
 - 7 $\alpha + M_{23}C_6$
 - 8 $\alpha + \delta + M_{23}C_6$
 - 9 $\delta + M_{23}C_6$
 - 10 $\alpha + \delta + L$

RESUMEN.

En esta sección nos hemos concretado a efectuar una recopilación bibliográfica sobre aspectos generales que cimentan las bases para una adecuada comprensión de las variaciones estructurales que sufrirán los aceros durante sus ciclos de calentamiento y/o enfriamiento. Hemos tratado de explicar é ilustrar en forma independiente los sistemas generados a partir del hierro en el momento de combinarse y mezclarse con otros elementos.

Se da la explicación teórica de la formación de fases estables en los rangos de temperatura en que comúnmente conocemos los aceros ó sea se explica el porque de la existencia de aceros cuyas fases estables se mantienen, los cuales conocemos como aceros martensíticos, aceros austeníticos y aceros ferríticos.

APENDICE.

Símbología empleada para la designación de las fases indicadas en los diagramas y reacciones de esta sección.

- (A) Austenita. (δ)
- (F) Ferrita. (α)
- (σ) Fase sigma (Fe-Cr).
- (d) Modificación delta ferrítica (F_d).
- (Fe_3C) Cementita (C_m).
- (l) Campo líquido.
- (A_1) Primera temperatura crítica de transformación (F \rightarrow A) para el calentamiento.
- (A_2) Segunda temperatura crítica de transformación en el calentamiento (dirige hacia A_{total}).

SECCION II.

ACEROS INOXIDABLES.

Capítulo No. 1

Generalidades. El común denominador de este tipo de aceros es que tienen en su composición química, un contenido mínimo de 12% de Cr y lógicamente el hecho de que presenten una buena resistencia a la corrosión. Con respecto a los aceros al carbón y a los aceros baja aleación, estos aceros presentan una alta resistencia a la acción de una gran gama de reactivos y a condiciones adversas del medio ambiente; manteniendo inalterada su superficie, ó en algunos casos solo requerirán un mínimo mantenimiento para conservarse. Estas características aunadas a una serie de propiedades mecánicas y metalúrgicas han propiciado una importante versatilidad en cuanto a sus campos de aplicación de los cuales podríamos citar: elementos arquitectónicos (externos é internos), maquinarias y equipos para la industria marina, alimenticia, química, petroquímica, instrumentales quirúrgicos, partes de implementos nucleares, componentes mecánicos, los cuales de una u otra forma serán sometidos a condiciones que ocasionarían la degradación de cualquier otro tipo de aceros.

Estos aceros presentan dicha resistencia a medios corrosivos debido a la propiedad de "pasivarse" cuando son sometidos a un medio oxidante, esta pasivación consiste en la formación de una película superficial de óxido de cromo, invisible, muy adherente y resistente que protege la parte interna del metal de una posterior oxidación o corrosión.

Para que estos aceros se mantengan pasivados y sigan presentando su resistencia a la corrosión y oxidación es necesario que prevalezca una condición oxidante en el medio al que se haya sometido el material, -- tal como el que puede proporcionar una buena ventilación o la circulación del fluido con el cual este en contacto el acero inoxidable.

En forma general se puede considerar que los principales agentes que tienden a destruir la película de óxido de cromo y detrimir las propie

dades anticorrosivas de los aceros inoxidables son los iones de elementos halógenos como el cloro y el flúor, estos tienden a atacar zonas localizadas de la estructura del acero provocando la aparición de grietas ocasionadas por las tensiones creadas, a su vez, por los puntos de corrosión (Stress Corrosion Cracking).

Otra importante característica de los aceros inoxidables es que son -- aceros "refractarios" ó sea que resisten la oxidación y corrosión a -- temperaturas elevadas, presentando mayormente esta propiedad, los aceros ferríticos con alto contenido de cromo, en ambientes tanto oxidantes como reductores.

Los tipos austeníticos con alto contenido de cromo y níquel resisten -- perfectamente a la alta temperatura pero solo en atmosferas oxidantes, sin embargo tienen la ventaja respecto a los ferríticos de mantener -- sus propiedades mecánicas en cualquier condición.

No podemos admitir que exista algún acero del tipo inoxidable que resista todos los tipos de corrosión u oxidación, sin embargo existen -- aceros que resisten perfectamente la acción de ciertos agentes corrosivos, pero son oxidados ó corroidos por otros agentes ó bien en determinadas circunstancias.

Cuando sea necesaria la selección de un acero para una aplicación específica, es necesario tomar en consideración los siguientes factores:

Composición, concentración, temperatura y presión del medio de trabajo. Características mecánicas requeridas, tanto a temperatura ambiente como a temperatura de operación.

Requerimientos de soldadura y necesidad de tratamiento térmico antes y después de la soldadura.

Verificación de que el acero esté en contacto con otros materiales durante su operación.

Condiciones superficiales del material.

Capítulo No. 2

Clasificación. Para identificar los aceros inoxidables se utiliza un sistema numérico de 3 cifras de las cuales la primera indica el grupo a que pertenecen, las 2 segundas nos dan el tipo del que se trata, es ta codificación ha sido establecida por la Sociedad de Ingenieros Automotrices de los Estados Unidos (SAE).

<u>Designación de la serie</u>	<u>Grupos</u>
2XX	Cromo-níquel-manganeso; no templable, austenítico, no magnético.
3XX	Cromo-níquel; no templable, austenítico, no magnético.
4XX	Cromo; no templable, ferrítico, magnético.
5XX	Cromo; bajo en cromo, resistente a alta temperatura.

A) Aceros austeníticos. Los aceros inoxidables austeníticos son aceros fabricados con alto contenido de Cr y Ni (16-26% de Cr y 6-22% de Ni). En estos aceros el carbón se encuentra presente como elemento residual y es controlado dentro de los límites más bajos posibles. Estos aceros no se endurecen por tratamiento térmico pero pueden ser trabajados en frío para desarrollar en ellos altos niveles de resistencia.

Los aceros austeníticos tienen considerablemente mejor resistencia a la corrosión que los aceros martensíticos y ferríticos y se caracterizan, por su excelente resistencia mecánica y resistencia a la corrosión a temperaturas elevadas.

En estado recocido estos aceros no son magnéticos pero llegan a presentar un ligero índice de permeabilidad después de trabajarse en frío.

Los aceros austeníticos son notables por su excepcional ductilidad y tenacidad; y son particularmente adecuados para operaciones de traba-

Jo en frío.

Estos aceros pueden ser trabajados en caliente sin mucha dificultad y al igual que los aceros ferríticos pueden ser enfriados en aire después del trabajado en caliente sin peligro de que se agrieten.

Para la maquinabilidad de los aceros austeníticos se requiere cortes más profundos y velocidades más bajas que las empleadas en los aceros ferríticos y martensíticos.

Una característica de los aceros en este grupo es la susceptibilidad a la corrosión intergranular después de prolongados calentamientos -- dentro del intervalo de temperaturas de 400-900°C, cuando estos aceros se calientan dentro de este intervalo crítico el cromo se precipita en los límites de grano en forma de carburos de cromo, con lo que se reduce considerablemente la resistencia a la corrosión en los bordes de grano, consecuentemente es recomendable solubilizar los aceros austeníticos a una temperatura comprendida entre 1000-1100°C, sometiendo los inmediatamente a un enfriamiento rápido en agua.

El problema de la corrosión intergranular puede ser evitado por el -- uso de aceros estabilizados con titanio o columbio, estos elementos -- se combinan con el carbón formando carburos de titanio o columbio en lugar de carburos de cromo.

Este grupo de aceros puede soldarse fácilmente obteniéndose uniones -- fuertes y tenaces. Sin embargo al calentar el área soldada no se puede evitar que pase por las temperaturas críticas en las cuales precipitan los carburos de cromo. De ahí que en estos casos es necesario solubilizar como ya se indicó, después de efectuar la soldadura.

Cuando no es posible el recocido resulta necesario el empleo de aceros estabilizados con Ti ó Cb, ya que como se indicó son menos susceptibles a la corrosión intergranular, cuando estos elementos están presentes.

En los Estados Unidos la falta de níquel durante la época de emergencia nacional supuso un grave problema para los fabricantes y consumidores de acero inoxidable, por ello a partir de la 2da. guerra mundial

y durante el transcurso de la guerra de Corea se llevaron a cabo multitud de trabajos destinados a la sustitución del níquel por el manganeso en los aceros inoxidables, obteniéndose los tipos 201 y 202; dando origen así a la serie de aceros inoxidables austeníticos al Ni-Cr-Mn.

La composición nominal del tipo 201 es: 17% Cr; 4.5% Ni; 6.5% Mn, el cual sustituye satisfactoriamente al tipo 301 17% Cr; 7% Ni, cuando las características de fácil maquinabilidad y capacidad de sufrir grandes conformados no son importantes. En los casos en que los aceros debiesen presentar estas características, el tipo 202 cuya composición nominal es: 18% Cr; 5% Ni; 8% Mn, es el más adecuado ya que debido a su contenido de Mn más elevado; el endurecimiento por trabajo en frío tarda más en presentarse. Esto obedece a que el manganeso tiende a estabilizar más la austenita presente en el material, dicha estabilización provocará que la transformación a martensita debido a la deformación en frío tarde más en aparecer. Lo cual obviamente provocará un retardo en la aparición de dureza más elevada.

Aunque la resistencia a la corrosión de los tipos 201 y 202 es ligeramente inferior a la de los tipos 301 y 302, su resistencia a la acción corrosiva de los agentes atmosféricos es totalmente comparable.

La Sociedad de Ingenieros Automotrices marca las siguientes designaciones y composiciones generales para la serie de aceros inoxidables austeníticos.

Designación	%Cr	%Ni	Otros
201	16 -18	3.5- 5.5	Mn- 5.5-7.5
202	17 -19	4.0- 6.0	Mn- 7.5-10
203	16.5-18	1 - 1.75	Mn- 14-15.5
301	16 -18	6 - 8	
302	17 -19	8 -10	
302B	17 -19	8 -10	Si- 2-3
303	17 -19	8 -10	S- 0.15 Mfn.

<u>Designación</u>	<u>%Cr</u>	<u>%Ni</u>	<u>Otros</u>
303Se	17 -19	8 -10	Se- 0.15 Mfn.
304	18 -20	8 -10.5	C - 0.08
304L	18 -20	8 -12	C - 0.03 Máx.
S30430	17 -19	8 -10	Cu- 3-4
304N	18 -20	8 -10.5	N - 0.10-0.16
305	17 -19	10.5-13	C - 0.12
308	19 -21	10 -12	C - 0.08
309	22 -24	12 -15	C - 0.20
309S	22 -24	12 -15	C - 0.08
310	24 -26	19 -22	C - 0.25
310S	24 -26	19 -22	C - 0.08; S - 0.30
314	23 -26	19 -22	C - 0.25
316	16 -18	10 -14	C - 0.08; Mo- 2-3
316L	16 -18	10 -14	C - 0.03 Máx; Mo- 2-3
316F	16 -18	10 -14	C - 0.08; S - 0.10 Mfn; Mo- 1.75-2.5
316N	16 -18	10 -14	Mo- 2.3; N - 0.10-0.16
317	18 -20	11 -15	Mo- 3-4
317L	18 -20	11 -15	C - 0.03 Máx; Mo- 3-4
321	17 -19	9 -12	Ti= 5xC Mfn.
329	25 -30	3 - 6	C - 0.10; Mo- 1-2
330	17 -20	34 -37	C - 0.08
347	17 -19	9 -13	Cb+Ta= 10xC Mfn.
348	17 -19	9 -13	Cb+Ta= 10xC Mfn.; Co- 0.20
384	15 -17	17 -19	C - 0.08

B) Aceros ferríticos. Los aceros inoxidable ferríticos son aceros fabricados con contenidos de 12 a 27% de Cr, con el contenido de C controlado al más bajo porcentaje práctico posible, para disminuir su efecto nocivo en cuanto a su resistencia a la corrosión.

Estos aceros prácticamente no se endurecen por tratamiento térmico.

Son ferromagnéticos y pueden endurecerse moderadamente por trabajado en frío, son menos resistentes a alta temperatura que los tipos martensíticos, pero presentan mejor resistencia a la corrosión y a la formación de cascarilla que estos mismos.

Pueden ser forjados y trabajados en caliente más fácilmente que los martensíticos y pueden ser enfriados al aire sin peligro de que se agrieten.

Su maquinabilidad es comparable a la de un acero al carbón, y pueden ser soldados fácilmente, sin embargo los aceros de este grupo fabricados con alto contenido de cromo, son susceptibles al crecimiento de grano y por esta razón tienden a fragilizarse en las zonas afectadas por el calor de la soldadura, es por este motivo que resulta aconsejable recocerlos después de su soldadura para restituir su tenacidad. Los tipos generales y composiciones nominales marcados por AISI y SAE se detallan a continuación:

<u>Designación</u>	<u>%Cr</u>	<u>%C Máx.</u>	<u>Otros</u>
405	11.5-14.5	0.08	Al- 0.1-0.3
409	10.5-11.75	0.08	Ti= 6xC; 0.75 Máx.
429	14 -16	0.12	
430	16 -18	0.12	
430F	16 -18	0.12	S - 0.15 Mfn.
430FSe	16 -18	0.12	Se- 0.15 Mfn.
434	16 -18	0.12	Mo- 0.75-1.25
436	16 -18	0.12	Mo- 1.75-1.25; Cb+Ta= 5xC Mfn.
442	18 -23	0.20	
446	23 -27	0.20	N - 0.25

C) Aceros martensíticos. Los aceros inoxidables martensíticos se fabrican principalmente con contenidos de cromo variables entre 11.5-18% junto con cantidades cuidadosamente controladas de carbón impartiendo se de esta manera la propiedad de endurecerse por tratamiento térmico.

Sin embargo al aumentar el contenido de carbón, se favorece la formación de una mayor cantidad de carburos de cromo, lo cual obliga a una subsecuente disminución del contenido de cromo, en la matriz del material. De acuerdo con esto junto con cualquier incremento del contenido de carbón deberá aumentarse el contenido de cromo, de tal manera - que se obtenga un adecuado balance metalúrgico llevandonos esto a una resistencia a la corrosión similar a la de los tipos martensíticos de bajo carbón.

Los aceros martensíticos muestran una excelente resistencia a la corrosión en medios ligeramente corrosivos tales como ácidos débiles, - vapor, agua fresca, medio ambiente, etc., la máxima resistencia a la corrosión en estos aceros, se obtiene cuando son templados a su máxima dureza. Los aceros de esta clase particularmente los tipos bajo - carbón, son usados para servicio a alta temperatura, ya que resisten - la oxidación hasta temperaturas de 650°C, presentando buenas propiedades mecánicas hasta temperaturas de 540°C.

Los aceros de este grupo son magnéticos, se forjan y trabajan fácilmente, generalmente se pueden trabajar en frío con menor dificultad - que los austeníticos y pueden maquinarse satisfactoriamente. Pueden ser soldados, sin embargo, debido a su propiedad de templarse al aire deberán tomarse precauciones para evitar que se agrieten en las áreas soldadas.

La clasificación AISI y SAE marcan las siguientes designaciones y posiciones nominales para este tipo de aceros.

<u>Designación</u>	<u>%Cr</u>	<u>%C</u>	<u>Otros</u>
403	11.5-13	0.15	
410	11.5-13.5	0.15	
414	11.5-13.5	0.15	Ni- 1.25-2.5
416	12 -14	0.15	S - 0.15 Mfn.
416Se	12 -14	0.15	Se-0.15 Mfn.
420	12 -14	0.15	

<u>Designación</u>	<u>%Cr</u>	<u>%C</u>	<u>Otros</u>
420F	12 -14	0.15	S - 0.15 Mfn.
422	11 -13	0.20-0.25	Mo- 0.75-1.25; V- .15-.30 W - 0.75-1.25
431	15 -17	0.20	Ni- 1.25-2.5
440A	16 -18	0.6 -0.75	Mo- 0.75
440B	16 -18	0.75-0.95	Mo- 0.75
440C	16 -18	0.95-1.20	Mo- 0.75
501	4 - 6	0.10 Mfn.	Mo- 0.40-0.65
502	4 - 6	0.10	Mo- 0.40-0.65

D) Aceros de endurecimiento por precipitación. El endurecimiento por precipitación, es un método por el cual es posible incrementar la dureza y la resistencia de un metal, sometiendo el material a una serie de tratamientos térmicos, por medio de los cuales se persiguen ciertas variaciones estructurales, que no pueden ser comparadas con ningún otro mecanismo de endurecimiento conocido (temple ó trabajado en frío), el tratamiento térmico de esta serie de aceros deberá constar de tres etapas consistentes en:

Tratamiento de solución

Enfriamiento rápido

Calentamiento controlado.

El primer paso del endurecimiento por precipitación involucra un calentamiento, con el propósito de disolver una serie de elementos ó compuestos, especialmente añadidos, los cuales son normalmente insolubles a temperatura ambiente, siendo por esta razón denominado este primer tratamiento, "tratamiento de solución".

El segundo paso consiste en un enfriamiento rápido, controlado de tal forma que se asegure que los elementos ó compuestos disueltos en el primer tratamiento se mantengan en solución siendo suficiente el enfriamiento al aire ó en aceite, para asegurar la formación de la solución supersaturada.

El tercer paso consiste en un recalentamiento de la solución supersaturada.

rada a una temperatura relativamente baja de precipitación (500°C) durante una hora aproximadamente: el efecto de este recalentamiento ocasiona una precipitación submicroscópica y uniforme de los elementos ó compuestos especialmente añadidos para este fin, a través de la estructura del metal formada en el primer tratamiento; consistente en una matriz martensítica pobre en carbón.

El efecto de estos precipitados consiste en inhibir la habilidad de -- que un plano de átomos se deslicen sobre otro plano de átomos, funcionando éstos de una manera semejante a los anclajes de dislocaciones, - aumentándose considerablemente de esta manera la dureza y la resistencia a la tracción de la aleación, es en este momento cuando se considera que la precipitación se ha llevado a cabo.

En relación a otros métodos de endurecimiento, la precipitación puede ser comparada a el endurecimiento por trabajado en frío debido a que - ésta se lleva a cabo sin que exista ninguna transformación estructural sin embargo por medio de la precipitación es posible la obtención de - una dureza uniforme, sin los problemas que puede ocasionar el trabajado en frío.

La temperatura de precipitación y el tiempo de tratamiento, quedan determinadas por el grado de endurecimiento deseado, sin embargo también quedarán determinadas por el tamaño y la distribución del precipitado submicroscópico; ya que, por ejemplo: Las condiciones de temperatura y tiempo de tratamiento están determinadas para una aleación en especial sin embargo si no se controlan adecuadamente, las partículas del precipitado, aparecerán aglomeradas y gruesas, ocasionándose que el material quede suave, a este fenómeno se le llama sobreprecipitación, esta propiedad ha sido estudiada y estandarizada de tal manera que se puede someter al material a diferentes tratamientos de sobreprecipitación, de tal manera que resulta posible variar las condiciones de dureza del material, por esta razón se deberá evitar el uso de estas aleaciones en condiciones en las cuales la temperatura de operación exceda la temperatura de precipitación y ocasione una sobreprecipitación.

Los aceros de endurecimiento por precipitación son aceros desarrollados para ser empleados en condiciones que otro acero inoxidable no podría resistir, ya que estos materiales conjugan en sí, la mayoría de las propiedades que otros materiales no podrían presentar: Maquinabilidad, resistencia a la corrosión y muy altas propiedades mecánicas a un costo perfectamente comparable.

Los aceros de endurecimiento por precipitación de la clase martensítica son aleaciones Fe-Cr-Ni-Cu, que desarrollan una excelente resistencia a la corrosión y propiedades mecánicas, debido a la combinación de dos mecanismos de endurecimiento; por precipitación y por transformación martensítica; debido al alto porcentaje de cromo que presenta, el material desarrolla una alta resistencia a la corrosión, comparables, en la mayoría de las ocasiones a la resistencia que pueden presentar en diversos medios, los aceros tipo 302 y 304.

El estrecho control químico de su composición y la adición de cobre, permite a estos aceros desarrollar su dureza a una temperatura sumamente baja de calentamiento.

Dentro de la familia de aceros de endurecimiento por precipitación existen los aceros denominados semiausteníticos. La composición química de estos aceros, está balanceada para que la aleación sea austenítica en estado recocido, presentando una estructura martensítica cuando ha sido sometida a un tratamiento de endurecimiento.

Los altos contenidos de aleantes, proporcionan a estos materiales una resistencia a la corrosión generalmente superior a la de los aceros martensíticos regulares.

Estos materiales en condición de solubilizado poseen buenas características para ser formados en frío, semejante a la de los aceros austeníticos, pero con la ventaja de que pueden ser sometidos a tratamientos térmicos que permiten desarrollar niveles de resistencia superiores incluso a la de los aceros martensíticos; el tratamiento térmico por el cual pueden desarrollarse niveles de resistencia de hasta 240,000 psi; consiste normalmente de dos operaciones:

- 1). Transformación de la austenita en martensita de alta resistencia.
- 2). Endurecimiento por precipitación de la martensita.

En general estos materiales conjugan una excelente resistencia a la corosión, buenas características de formabilidad en frío, con la posibilidad de desarrollar altos niveles de resistencia mecánica; las denominaciones comerciales de estos materiales son 17-7 PH y PH 15-7 Mo.

Las siguientes tablas muestran un resumen de las principales caracte--rísticas, composiciones y tratamientos térmicos de los aceros de endu--recimiento por precipitación, tipos martensíticos y semiausteníticos.

Todos los datos fueron tomados del manual de productos de Republic ---Steel (Ref. 17).

a) Clase martensfíticos.									
Designación (ASSA, Republic).	%Cr	%Ni	%Cu	%Cb	Otros				
15-5PH	14-15.5	3.0-5.0	2.5-4.5	.15-.45	N- .045 Máx.				
17-4PH	15-17.5	3.5-5.5	3.0-5.0	.15-.45	N- .045 Máx.				
<u>Propiedades mecánicas.</u>									
Propiedad. Acero 17-4PH	C H-900	O H-925	N	D	I H-1075	C	I	O	N H-1150M
Resistencia tracción	190	170	155		145	140		135	115
Punto de cedencia	170	155	145		125	115		105	75
% de elongación	10	10	12		13	14		16	18
% Red. de área	40	44	45		45	45		50	55
Brinell	388/448	375/438	331/401		302/375	311/364		277/362	255/293
Rockwell C	40/47C	38/45C	35/42C		31/39C	32/38C		28/37C	24/30C
Resiliencia		5	15		20	25			55
Propiedad. Acero 15-5PH	C H-900	O H-925	N	D	I H-1075	C	I	O	N H-1150M
Resistencia tracción	190	170	155		145	140		135	115
Punto de cedencia	170	155	145		112	115		105	75
% de elongación	6.0	7.0	8.0		9.0	10.0		11.0	14.0
% Red. de área	15.0	20.0	27.0		28.0	29.0		30.0	35.0
Brinell	388/448	375/433	331/401		302/372	311/364		217/352	255/293
Rockwell C	40/47C	38/45C	35/42C		31/32C	32/35C		28/37C	24/30C
Resiliencia			10		15	15		20	35

(Ref. 17)

b) Clase semiausteníticos.

Designación (ASSA, Republic).	%Cr	%Ni	%Mo	Otros
15-7Mo 17-7PH	14-16 16-18	6.5-7.75 6.5-7.75	2-3	Al- .75-1.5 Al- .75-1.5
<u>Propiedades mecánicas.</u>				
Propiedad. Acero 17-7PH	C O N D I C I O N			
	Cond. A		TH1050 6"	RH950 6"
Resistencia tracción	150 Mdx.	170 Mfn.	185 Mfn.	
Punto de cedencia (0.2%)		140 Mfn.	150 Mfn.	
% de elongación (2")		6 Mfn.	6 Mfn.	
% Red. de área		25 Mfn.	10 Mfn.	
Rockwell	B98 Mdx.	C38 Mdx.	C41 Mfn.	
Brinell	229 Mdx.	363 Mfn.	387 Mfn.	
Propiedad. Acero 15-7Mo	C O N D I C I O N			
	Cond. A		TH1050	RH950
Resistencia tracción	150 Mdx.	190 Mfn.	225 Mfn.	
Punto de cedencia (0.2%)	65 Mdx.	170 Mfn.	200 Mfn.	
% de elongación (2")	25 Mfn.	4.5	4	
Rockwell	B100 Mdx.	C40 Mfn.	C45 Mfn.	

(Ref. 17)

a) <u>Clase martenáuticos.</u>							
<u>Tratamientos térmicos.</u>							
Acero 17-4PH Acero 15-5PH	C A	O H-900	N H-925	D H-1025	I H-1075	I H-1100	O H-1150
Temperatura Enfriamiento Tiempo	1040 A-0	482 A 1 hr.	495 A 4 hrs.	552 A 4 hrs.	580 A 4 hrs.	592 A 4 hrs.	620 A 4 hrs.
b) <u>Clase semiausteníticos.</u>							
<u>Tratamientos térmicos.</u>							
Acero 15-5Mo Acero 17-7PH	C O N D I C I O N			A-RH950			
	Paso 1	Paso 2	Paso 3			Paso 4	
Temperatura Enfriamiento Tiempo	1063 A	400 A 10 min.	24 hrs. después subcero 8 hrs.	37.7		510 A 1 hr.	
Acero 15-5Mo Acero 17-7PH	C O N D I C I O N		A-TH1050				
	Paso 1	Paso 2	Paso 3				
Temperatura Enfriamiento Tiempo	1063 A	760 A 90 min.	565 A 90 min.				

(Ref. 17)

Observaciones.

Todas las temperaturas indicadas en los tratamientos térmicos son en °C.

Las unidades empleadas para las diversas propiedades mecánicas son:

Resistencia a la tracción = lb/pulg² x 1000

Punto de cedencia = lb/pulg² x 1000

Resiliencia (Charpy) - ft-lb

E) Aceros para válvulas automotrices. Hasta este momento hemos nombrado y discutido grados de aceros, los cuales tienen una amplia gama de aplicaciones, sin embargo existe un grupo de aceros inoxidable, el --cual ha sido desarrollado para un uso específico; los aceros para la --fabricación de válvulas de motores de combustión interna. Sin entrar en detalles del funcionamiento de los motores de combustión interna solo es necesario aclarar y recordar que las válvulas automotrices trabajan en condiciones sumamente adversas de presión, temperatura y agentes contaminantes.

Las válvulas de escape son un punto particularmente crítico en los motores endotérmicos, ya que de ella depende la eficiencia del trabajo --del cilindro durante la fase de compresión y expansión, esencialmente para mantener la presión interna del motor y asegurar una larga vida a éste mismo.

Los aceros para válvulas de motores de combustión interna constituyen un grupo especial de aceros refractarios cuyas principales características son:

- a) Alta resistencia a la acción corrosiva producida por los gases de --combustión y buena resistencia a la oxidación por las altas temperaturas a que se ven sometidas en el hogar del motor.
- b) Elevadas características mecánicas en caliente para evitar cualquier deformación durante su operación.
- c) Punto de transformación a una temperatura mayor que la común de ope--ración del motor; para evitar la formación de tensiones durante los ca--lentamientos y enfriamientos.

d) Bajo coeficiente de dilatación lineal para evitar los excesivos cambios dimensionales de la válvula que pudiesen ocasionar una pérdida de potencia del motor; ésta característica se obtiene mayormente en aceros martensíticos con relación a aceros austeníticos.

Debido a que este grupo será ampliamente contemplado en la Sección III de este trabajo, no profundizaremos más por el momento:

SECCION II.
ACEROS INOXIDABLES.

Capítulo No. 3

Metálurgia de Aceros Inoxidables (Tomado totalmente de la Ref. 16).

a) Equilibrio en Sistemas Binarios.

Las fases presentes en los sistemas binarios que constituyen los aceros inoxidables, se derivan de las formas alotrópicas del fierro, las cuales pueden ser examinadas en el diagrama binario del Sistema Fe-Cr mostrado en la siguiente figura.

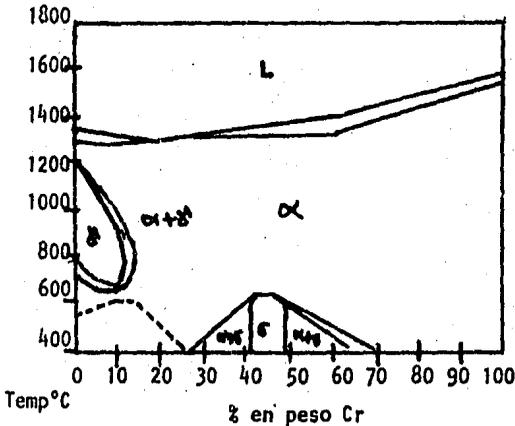


Figura No. 1 Diagrama de equilibrio Fe-Cr. (Ref. 16)

Entre las temperaturas de 1400 y 1539°C el fierro puro existe cristalográficamente con una estructura tipo cúbica centrada en el cuerpo - (bcc) denominada ferrita, esta misma estructura alotrópica a alta temperatura es denominada ferrita delta (δ).

Entre 910 y 1400°C el hierro presenta su modificación cúbica centrada en las caras (FCC) llamada fase gama ó austenita (γ).

Abajo de 910°C el hierro adquiere nuevamente la estructura bcc y ésta es identificada como hierro alfa (α) (ferrita alfa).

La ferrita alfa y la ferrita delta son físicamente indistinguibles. - Su nomenclatura se emplea para identificar las condiciones de formación cuando uno o ambos de estos constituyentes están presentes, sin embargo la composición química de estos constituyentes puede diferir. La línea punteada en la Fig. No. 1, representa el tercer punto de transformación en el hierro, esto es conocido como punto de transformación magnética (Temperatura de Curie), arriba del cual el hierro es paramagnético y abajo de este punto es hierro ferromagnético.

En la figura No. 1, si fijamos la atención directamente al lado izquierdo del diagrama, la adición de cromo a arriba del 7% disminuye la temperatura de los puntos de transformación bcc \rightleftharpoons FCC. arriba del 7% de cromo los intervalos de temperatura en los cuales existe la austenita decrecen gradualmente, hasta que arriba del 13% de cromo ya no se verifica ninguna reacción y la ferrita existe a todas las temperaturas.

Es por esto que se dice que el cromo es un elemento formador de ferrita. Otros elementos comúnmente presentes en los aceros inoxidable y que exhiben esta propiedad son el molibdeno y el silicio.

Las figuras No. 2 y 3 representan los diagramas de equilibrio Fe-Mo y Fe-Si, el aluminio, titanio y columbio tienen un comportamiento similar.

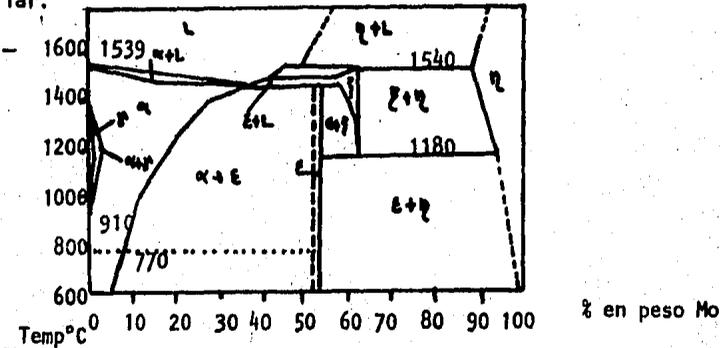


Figura No. 2 Diagrama de equilibrio binario Fe-Mo. (Ref. 16)

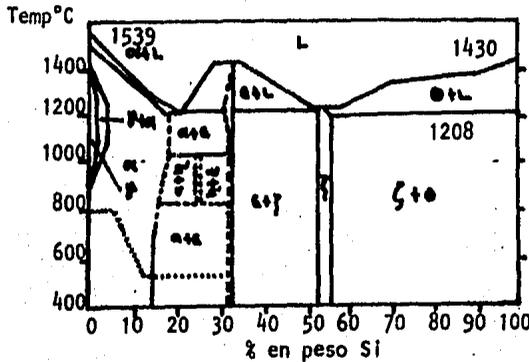


Figura No. 3 Diagrama de equilibrio binario Fe-Si. (Ref. 16)

Los aceros austeníticos inoxidables, contienen más del 16% de cromo, basándose en la figura No. 1 de este capítulo, pudiera pensarse que tendrán una estructura totalmente ferrítica, este efecto sin embargo, es contrareastado principalmente con el níquel, la siguiente figura No. 4 representa el diagrama binario de fases Fe-Ni, puede observarse la enorme diferencia de apariencias al compararlo con el diagrama Fe-Cr.

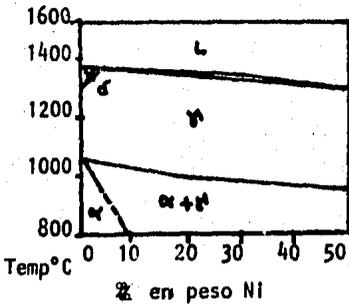


Figura No. 4 Diagrama de fases binario Fe-Ni. (Ref. 16),

El campo de la región austenítica, se amplia con los incrementos en el contenido de níquel, lógicamente el níquel es denominado como promotor de la formación de austenita.

El manganeso al igual que el níquel tiende también a aumentar el campo gama, sin embargo, en las aleaciones ternarias Fe-Cr-Mn, el manga-

neso se comporta de forma diferente, ya que para los puntos Hochmaun y Colombier no existe un desplazamiento a temperaturas elevadas fuera de los límites superiores de los campos austeníticos, pero el efecto de autenización es estabilizar la estructura FCC durante el enfriamiento desde la temperatura de recocido.

Las transformaciones mostradas en la Fig. No. 4 no se llevan a cabo en la forma predicha, principalmente a bajas temperaturas, y esto es debido a que los grandes átomos de níquel, difunden muy lentamente en el fierro, los tiempos y velocidades normales de enfriamiento son insuficientes para permitir la difusión necesaria para lograr el equilibrio.

El diagrama de transformación para el sistema Fe-Ni es mostrado en la Fig. No. 5 como comparación al mostrado en la Fig. No. 4. En el enfriamiento, la temperatura para la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$, es disminuida por abajo de la indicada para condiciones de equilibrio, ya que ocurre una transformación a martensita, en lugar de una descomposición al equilibrio de la austenita.

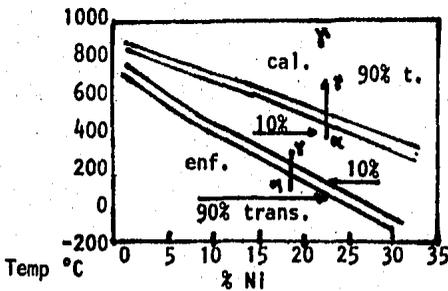


Figura No. 5 Diagrama de transformación Fe-Ni. (Ref. 16)

En aleaciones con bajo contenido de níquel y bajo contenido de carbón, esta transformación da como resultado una estructura bcc, en contraste con la estructura tetragonal distorsionada que se presenta en la metalurgia de aceros ordinarios al carbón, esta estructura bcc

obtenida, es comúnmente llamada α' , para diferenciarla de la ferrita bcc presente en el equilibrio.

Cuando este constituyente bcc es recalentado, la transformación inversa a austenita, se lleva a cabo a una mayor temperatura, de acuerdo a lo mostrado en la Fig. No. 5, de esta forma las transformaciones metaestables, al no equilibrio, asumen una histeresis térmica arriba de las temperaturas de transformación $\delta \rightleftharpoons \alpha$ ó por abajo de las temperaturas de transformación $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ indicadas en condiciones de equilibrio. Este mismo efecto ocurre en el sistema Fe-Mn Fig. No. 6, ó en sistemas más complejos tales como el sistema Fe-Cr-Ni.

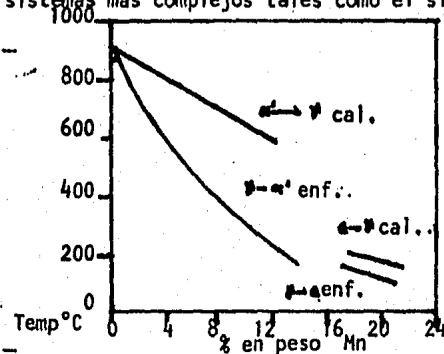


Figura No. 6 Diagrama de transformación Fe-Mn (Ref. 16)

Con el propósito de considerar los efectos particulares de diferentes elementos, cuando se adicionan al Fe, ésto es; la tendencia de formar austenita ó ferrita de un elemento en particular es determinada en la siguiente tabla en la cual se indica la tendencia de cada elemento a aumentar ó disminuir la magnitud del campo austenítico en las aleaciones Fe-C

Tabla No. 1

Efecto de la adición de un tercer elemento, sobre la dimensión del campo austenítico en aleaciones Fe-C.

Elemento	Efecto
Cr	Disminuye
Mo	Disminuye
Si	Disminuye
Ni	Expande

b) Sistema Fe-Cr-Ni.

Diagramas ternarios.

Antes de revisar el equilibrio de fases en estos sistemas, debe hacerse notar que se hablará únicamente de aproximaciones de las fases que puede esperarse se encuentren presentes en un acero inoxidable de una composición química particular.

Los niveles comerciales de otros elementos, diferentes a Fe-Cr-Ni, no son generalmente los mismos que los que se encuentran presentes en las aleaciones usadas para la determinación de estos diagramas.

Así también, los tiempos de calentamiento empleados en la determinación experimental del equilibrio de fases, son mucho mayores que aquellos usados en la práctica comercial.

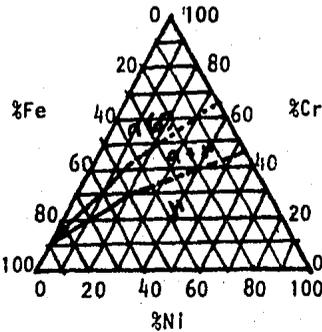
Sin considerar estas limitaciones, los diagramas son útiles para describir el comportamiento de un sistema de aleaciones y así predecir el efecto de los cambios tanto de composición química ó condición de tratamiento térmico, sobre el sistema.

La siguiente Figura No. 7 muestra un diagrama ternario del sistema Fe-Cr-Ni, exactamente a temperatura ligeramente inferior a la temperatura Solidus (Para las aleaciones de nuestro interés, la temperatura Solidus es alrededor de 1400 y 1450°C)

Figura No. 7 Sistema Fe-Cr-Ni

(Temperatura exactamente abajo de la temperatura Sólidos)

Figura No. 7 (Ref. 1)



La composición química es aproximadamente igual a la de un acero tipo AISI 300 (16/19 Cr; 6/12 Ni), puede predecirse caer dentro del campo $\alpha + \delta$ ó fuera de éste dependiendo de la composición específica.

La Fig. No. 7 es una aproximación y no se están tomando en cuenta --- otros elementos, pero es una representación razonable de lo que ocurre en la práctica.

Las aleaciones semejantes a las de la serie AISI 300, usualmente con--- tienen ferrita de alta temperatura (δ), la cantidad exacta de ferrita dependerá de la composición particular, el grado de homogen y - su historia térmica.

Las aleaciones altamente aleadas, tales como los aceros de la serie -- AISI 300, son fabricados para que en condiciones normales de tratamien to se obtenga una estructura totalmente austenítica.

La tabla No. 2 muestra las temperaturas de recocido recomendadas para los aceros inoxidable austeníticos, puede observarse que estos aceros son normalmente recocidos a temperaturas entre 1008 y 1120°C ésto es con el propósito de disolver cualquier constituyente que se encuentre presente, la Fig. No. 8 muestra los diagramas de fases ternarios utilizables en este rango de temperaturas.

Tabla No. 2

Temperaturas de recocido recomendadas para aceros inoxidables austen[
ticos. (Ref. 16)

ACERO TIPO AISI	TEMPERATURA °C
<u>Grados no estabilizados</u>	
201; 202	1008-1120
203	1063
301, 302, 302B, 303, 303Se	1008-1120
304; 304N	1008-1120
308	1008-1120
309; 309S	1036-1120
310; 310S	1036-1149
314	1149
316; 316N	1008-1120
316F	1093
317	1008-1120
330	1063-1176
384	1036-1149
<u>Grados estabilizados</u>	
321	953-1120
347	1008-1120
<u>Grados bajo carbón</u>	
304L; S30430	1008-1120
316L; 317L	1036-1093

Figura No. 8a Diagrama de fases ternario para el sistema Fe-Cr-Ni de
900 a 1300°C. (Ref. 1)

Este rango de temperaturas para mostrar la máxima dimensión del campo γ

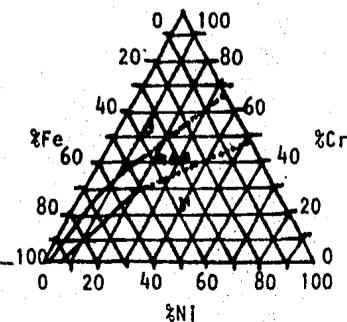
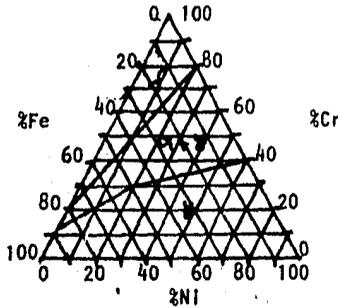


Figura No. 8b Diagrama de fases ternario para el sistema Fe-Cr-Ni a una temperatura de 1100°C. (Ref. 1)



Los diagramas de la figura No. 8 difieren por diferentes razones; las temperaturas, pureza en las aleaciones y técnica experimental.

Sin embargo son muy similares en las regiones de interés (esquina inferior izquierda), comparando las figuras 8a y 8b se observa que un abatimiento de temperatura expande la región austenítica (γ) cerca de la esquina rica en Fe. Las aleaciones con contenidos entre 16 a 19% Cr y de 6 a 12% Ni se localizarán claramente dentro del campo austenítico. En la práctica las aleaciones de composición semejante a las de la serie AISI 300, se consideran totalmente austeníticas.

Cuando la ferrita es encontrada, la mayoría de ella puede ser resultado de un calentamiento a alta temperatura quizás combinado con alguna heterogeneidad residual de la estructura de colada original.

El tercer elemento que forma la composición ternaria puede modificar lo suficiente el límite del campo $\gamma \rightarrow (\alpha + \delta)$ de tal manera que esta modificación puede ocasionar fácilmente la aparición de ferrita Delta. Las variaciones específicas en las series AISI 300 tales como: las de alto contenido de Cromo (Tipo 309), Silicio (302B) - Molibdeno (316, 317), Titanio (321) ó Cb (Tipo 347), pueden favorecer la formación de ferrita.

La reducción en el contenido de carbón (Tipo 304L, 316L y 317L) pueden también favorecer la formación de ferrita.

Las figuras 7, 8a y 8b muestran de otra manera la tendencia a la formación de ferrita y austenita del Cromo y Níquel respectivamente. Los límites del campo austenítico disminuyen con el alto contenido de Cromo y se aumentan los contenidos de Níquel cuando son adicionados algunos de los elementos como: Si, Mo, Ti ó Cb, deberá adicionarse Níquel para contrarrestar su tendencia a la formación de ferrita. Los aceros con bajo contenido de Carbón tienden a tener altos contenidos de NI - por esta misma razón.

La figura No. 9 muestra las fases presentes en materiales recocidos, enfriados rápidamente a temperatura ambiente.

Figura 9a Fases presentes después de un enfriamiento rápido desde la temperatura donde se observa el mayor campo austenítico (0.1 %C)

- Am = Austenita metaestable. γ_m
- As = Austenita estable. γ_s
- F = Ferrita (Proveniente de la austenita).
- Fd = Ferrita delta (Alta temperatura). δ
- M = Estructura martensítica acicular. α'
- C = Carburos.
- P = Perlita.

Figura No. 9a (Ref. 1)

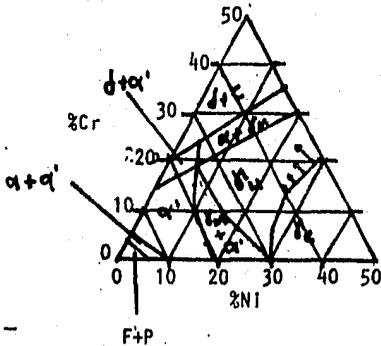
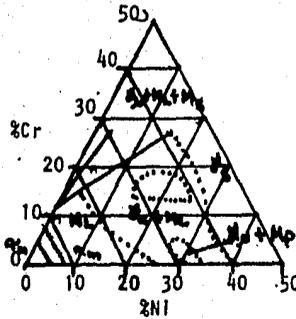


Figura 9b Estructuras en una aleación enfriada rápidamente desde una temperatura de 1100°C.

- α_m = Ferrita formada a partir de la transformación masiva $\gamma \rightarrow \alpha$
- Ml = Martensita en la cual sus unidades son pequeñas tiras.
- Mp = Martensita cuyas unidades son placas grandes.
- Me = Martensita hexagonal compacta.
- γ_u = Austenita inestable (Puede transformarse a martensita por trabajado en frio).
- γ_s = Austenita estable

Figura No. 9b (Ref. 1)



A diferencia de los diagramas de fases previamente mostradas las figuras 9a y 9b no representan un equilibrio de fases. Esto es análogo a lo mostrado en la figura 5 y 6 las cuales describen las transformaciones de los sistemas binarios. La austenita retenida durante el enfriamiento hasta temperatura ambiente es llamada metaestable ó inestable, debido a que no es un constituyente en equilibrio y puede provocarse su transformación tanto por trabajado en frío ó por medio de enfriamiento a temperaturas bajas. El campo austenítico es colocado en la región rica en cromo (Parte superior) del campo original $\alpha + \delta$, quedando restringido el campo por la línea de Níquel y del Cromo, -- son límites de transformación.

El rango de estabilización de austenita presentado en los dos diagramas son diferentes. Las aleaciones comerciales con contenidos de 16 a 19% Cr y de 6 a 12% de Níquel normalmente mantienen austenita a temperatura ambiente, conforme a la figura 9a. El diagrama 9b muestra las transformaciones para este tipo de aleaciones.

El diagrama 9b fué construido a partir de un trabajo que consistió en un detallado examen de probetas de aleaciones con bajo contenido de -

carbón, de esta forma este diagrama indica las transformaciones provocadas por trazas.

La figura 9a es una buena representación de lo que normalmente se observa en aceros inoxidable de composición semejante a la de los tipos AISI 300.

Esta representación de transformaciones en materiales altamente aleados es inexacta, como lo son las flechas que marcan el límite del campo Am-As. El diagrama de la figura 9b es una mejor representación.

Por ejemplo, para aleaciones conteniendo 20% Cr - 25% Ni que son sumamente estables a temperatura ambiente.

Tomando en cuenta la localización exacta de los límites de transformación, es claro que las aleaciones en las cuales están basadas las series AISI 300, están muy cerca de ser totalmente austeníticas, este factor debe ser considerado en el momento de desarrollar un balance químico para una aleación de este tipo.

c) Secciones Seudobinarias.

Un cambio alternativo para visualizar las relaciones entre fases de secciones de diagramas ternarios en los cuales uno de los elementos se mantiene constante es el uso de secciones pseudobinarias.

La figura 10 representa el corte transversal del diagrama ternario -- Fe-Cr-Ni, en los cuales se mantiene constante el contenido de Fe (50, 60, 70 y 80% Fe), estos son diagramas de equilibrio, las líneas punteadas son usadas para separar el campo de fases presentes a baja temperatura, en las cuales no existe ninguna transformación bajo condiciones normales.

Una aleación enfriada desde la temperatura en la cual se localiza el campo austenítico y que cruce las temperaturas señaladas por las líneas punteadas, mantendrá una estructura austenítica, éste es otro motivo por el que se denomina austenita metaestable.

La figura 10 muestra como el borde del campo austenítico se modifica con el incremento total del contenido de Níquel más el Cromo, a 70, - 80 y 90% de Hierro los límites de los campos $\alpha - (\alpha + \delta)$ se incli-

na de tal forma que una aleación totalmente austenítica, cercana a este límite a una temperatura de 1000°C puede contener algo de ferrita cuando se eleva su temperatura.

La presencia de pequeñas cantidades de ferrita puede ser de ayuda en algunos casos prácticos, tales como la obtención de un depósito de -- soldadura más íntegro, sin embargo deberá considerarse que los rangos de composición establecidos por AISI, no son ni deberán considerar tolerancias de inexactitud durante la fusión, los fabricantes de aceros inoxidables deberán manejar un control mucho más preciso.

A bajos contenidos de Hierro, (50/60%) los límites de los campos α -- ($\alpha + \delta$) no exhiben una curva, esto hará que una aleación austenítica tienda a mantenerse de esta forma a todas las temperaturas. Este -- comportamiento es en parte el responsable, de que los aceros muy aleados, como lo es el tipo 310, presente grandes dificultades en el trabajo en caliente.

Si el contenido de Hierro decrece, el campo $\alpha + \delta$ pueda ensancharse, y esto hará posible tener presente en aleaciones que no son totalmente austeníticas, un contenido de Cr + Ni lo suficientemente alto -- para exhibir una buena resistencia a la corrosión. Estas aleaciones son comercialmente fabricadas con alguna adición de Molibdeno, un --- ejemplo de estos tipos es el AISI 329. Debido al equilibrio de constituyentes bifásicos, tales aleaciones son denominadas duplex, siendo normalmente la ferrita la fase predominante.

Estas aleaciones tienden a ser muy difíciles de fabricar y muy caras, sin embargo debido a su alta resistencia a la corrosión y a la corrosión bajo tensión, éstas proporcionan importantes soluciones a aplicaciones específicas.

Figura 10a Sección longitudinal del diagrama ternario para el sistema Fe-Cr-Ni (Ref. 16)

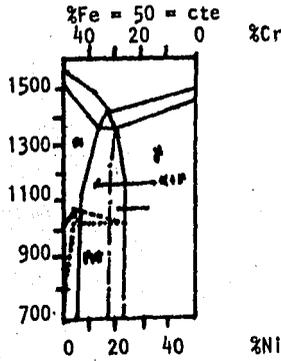


Figura 10b (Ref. 16)

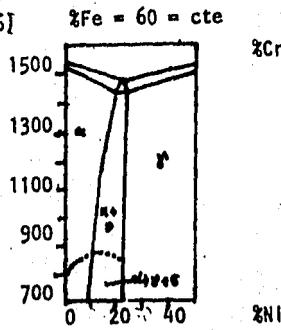


Figura 10c (Ref. 16)

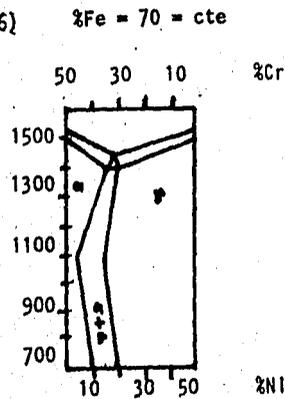
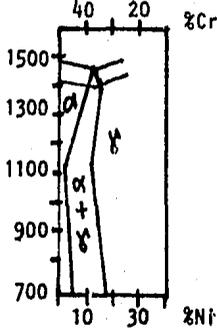


Figura 10d (Ref. 16) %Fe = 80 = cte



c.1) Efecto del Molibdeno en aleaciones Fe-Cr-Ni.

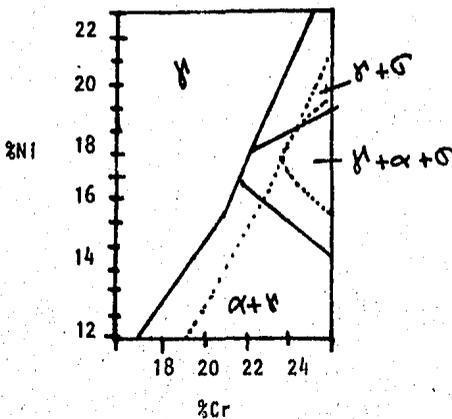
El molibdeno en aceros inoxidable austeníticos aumenta notablemente la resistencia a la corrosión e incrementa su resistencia a temperaturas elevadas. El acero tipo AISI 316 es un buen ejemplo. La figura No. 11; muestra el efecto del molibdeno como formador de ferrita en el equilibrio de fases.

Es importante efectuar un ajuste en los contenidos de Cr ó Ni para contrarrestar los efectos de las variaciones del contenido de Molibdeno.

Figura 11 Efecto del Molibdeno en el equilibrio de fases de un acero Fe-Cr-Ni enfriado al aire desde una temperatura de 1100/1150°C.

-La línea punteada indica el comportamiento de un acero con 2% Mo.

-La línea sólida indica el comportamiento de un acero con 3% Mo. (Ref.16)

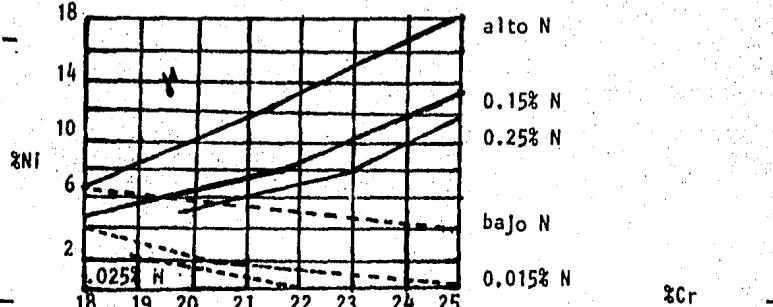


c.2) Efecto de elementos intersticiales en aleaciones Fe-Cr-Ni.

El Carbón y el Nitrógeno se encuentran presentes en todos los aceros, en contenidos controlados. Ambos son elementos formadores de austenita.

El efecto del Nitrógeno en aleaciones Fe-Cr-Ni es mostrado en la siguiente Figura 12.

Figura 12 Efecto del Nitrógeno sobre los límites de los campos en aleaciones Fe-Cr-Ni. (Ref. 16)



Así mismo; el efecto del Carbón sobre las modificaciones de los límites de equilibrio en un diagrama de fases; es comunmente examinado, -tomando en cuenta la formación y precipitación de carburos; considerando en segundo término el efecto de su influencia en las transformaciones de fase.

El desarrollo y la rápida adopción de la refinación vía Argón-Oxígeno durante la refinación de aceros inoxidable ha provocado que se considere un rango específico de Nitrógeno como un aleante constitutivo de las series AISI 300, ya que el Nitrógeno sustituye en parte al Argón durante la refinación, ésto provoca un incremento en el contenido de Nitrógeno en el acero, resultando de gran importancia que el contenido de Nitrógeno pueda ser controlado adecuadamente.

Anteriormente la práctica comercial otorgaba aceros con contenidos de Nitrógeno de 0.03 a 0.06%, ahora se producen rutinariamente aceros -- con niveles de 0.06 a 0.09% de Nitrógeno, resultando con ésto un in--

cremento a la tendencia de formación de austenita, este efecto puede ser utilizado para remplazar algo del contenido de Niquel, (En orden de 1 punto de Niquel por 2 décimas por ciento) ésto da una importante ventaja económica ya que el Nitrógeno es económicamente más ventajoso que el Niquel ó el Argón, y además usado en forma adecuada no provoca rá ningún efecto adverso.

Anteriormente el Nitrógeno ha sido usado deliberadamente como elemento de aleación, adicionado en mayores cantidades. En los aceros tipo 304N y 316N se emplean contenidos entre 0.10 a 0.16% de Nitrógeno, ésto con el propósito de producir un incremento en su resistencia.

La aplicación más conocida de la adición del Nitrógeno como un elemento de aleación es en el desarrollo de los aceros tipo 201 y 202. En estas aleaciones el Manganeseo y el Nitrógeno son usados para remplazar parcialmente al Niquel, aparte del uso como promotor de la formación de austenita, el Manganeseo se emplea para aumentar la solubilidad del Nitrógeno.

d) Fases Intermedias.

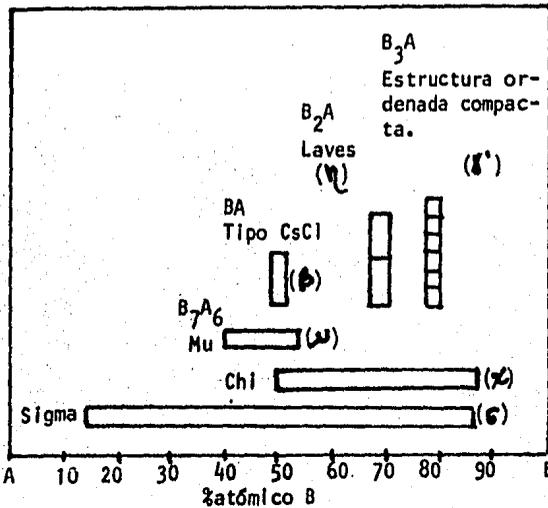
d.1) Fase Sigma, Fase Chi y Fase de Laves:

Los sistemas de aleaciones basados en los elementos de transición del grupo B, tales como el Mn, Fe, Co y Niquel, los cuales contengan adiciones de elementos del Subgrupo A, tales como Ti, V y Cr, pueden formar diferentes fases intermedias.

Para este trabajo se considerarán de importancia solo aquellas fases que se presenten en los sistemas de aleaciones base Fe.

La figura 13 muestra exclusivamente la presencia de las más importantes fases que se presentan en los aceros Inoxidables clasificados por la AISI, siendo las fases más importantes, la Fase Sigma (σ), Fase Chi (χ) y la Fase de Laves (η).

Figura 13 Sumario de las posibles Fases formadas en aleaciones base Fe. El grupo A incluye elementos como Ti, V, Cr, Cb y el grupo B son los siguientes elementos Fe, Ni, Mn y Co. (Ref. 16)



Estas fases son las que termodinámicamente son estables en las aleaciones Fe-Cr-Ni(Mo).

Estas fases, más, gama prima (γ'), beta (β) y mu (μ) son las más comunes en las superaleaciones base Fe, del tipo de endurecimiento por precipitación.

También puede formarse otros constituyentes como la fase G ($A_6B_{16}C_7$), - en aceros altamente aleados, (La letra C, identifica al átomo de Silicio).

Algunas de estas fases, presentan un comportamiento, perfectamente estequiométrico, pero otros pueden variar en su composición grandemente, -- por ejemplo la fase Sigma puede presentar composiciones en los siguientes rangos B_4A a BA_4 . Los factores que pueden influir en la ocurrencia de estas fases son: la relación electrón/átomo (e/a), el tamaño atómico y la compresibilidad, situaciones en las cuales una fase en particular puede formarse, son muy complejas. Estas fases pueden ser fácilmente --

confundidas, ya que estas raramente se presentan en forma singular, - esto es debido a que el átomo principal que las forma es del mismo tipo; ya que pertenecen al mismo grupo del sistema periódico.

La dificultad que representa hacer predicciones absolutas, ha hecho - común, el uso de tablas de referencias en las cuales, las diferentes observaciones pueden ser comparadas.

La tabla No. 3 es útil para visualizar los efectos esperados cuando - cambiamos la composición de la aleación, por ejemplo, si una aleación tiene tendencia a la formación de Sigma, al incrementar el contenido de Niquel, se disminuirá esta tendencia. De la misma forma el Columbio y el Titanio, son relativamente más susceptibles a la formación de fase de Laves (B₂A) que a la formación de Chi o Sigma.

Estas fases precipitan colectivamente sobre un rango general de temperaturas de alrededor de 600°C y en algunos casos extremos hasta a temperaturas de 1150°C, posteriormente se discutirán los precipitados --- observados en aleaciones específicas.

elementos de trans. B	elementos del grupo A			elementos del grupo A			elementos del grupo A		
	Grupo IV (4e/a)			Grupo V (5e/a)			Grupo VI (6e/a)		
	Ti	Zr	Hf	V	Cr	Ta	Cr	Mo	W
Mn (7e/a)	B ₂ A x G	B ₂ A x	B ₂ A x	BA x G	B ₂ A x	B ₂ A	x G	x G	x
Fe (8e/a)	B ₂ A BA x(Cr)	B ₂ A	B ₂ A	BA x(Si) G	B ₂ A G	B ₂ A	G	B ₂ A x(Cr) G	B ₂ A G
Co (9e/a)	B ₂ A BA G(Si)	B ₂ A BA G(Si)	B ₂ A BA G(Si)	B ₂ A G x(Si)	B ₂ A G(Si)	B ₂ A G(Si)	G	B ₂ A G	B ₂ A G
Ni (10 e/a)	B ₃ A(x) B ₃ A(y) BA	G(Si)	G(Si)	B ₃ A x(Si) G G(Si)	B ₃ A x(Si) G(Si)	B ₃ A x(Si) G(Si)	G(Si)	B ₃ A	

Tabla No. 3

Ocurrencia de fases en sistemas de aleación base Fe y elementos de -- transición. (Ref. 16)

Explicaciones a la simbología empleada a la Tabla No. 3:

- (σ) Fase Sigma.
- (χ) Fase Chi.
- (μ) Fase Mu.

El tamaño atómico de los elementos pertenecientes al grupo A se incrementa de derecha a izquierda. ←

La relación e/a se incrementa de abajo hacia arriba↑

La compresibilidad se incrementa de abajo hacia arriba↑

- [] Componentes del tipo B_3A
- () Estas fases se estabilizan con la adición de un tercer elemento de Silicio ó Cromo.
- * Fase de Transición.

El resultado de diversos estudios, se muestra en las tablas Nos. 4, 5 y 6 en donde se resumen, las estructuras reportadas, parámetros atómicos, composiciones y fórmulas para las fases Sigma, Chi y Laves.

Aleación	Parámetro atómico A	Fórmula	Composición de la fase % en peso				
			Fe	Cr	Ni	Mo	Si
17Cr11Ni2Mo.4Ti.				30	4.3	9	0.8
17Cr11Ni.9Mo.5Ti				33	4.5	5.4	0.7
AISI 316	$a_0=828-838$ $c_0=459$	$(FeNi)_x$ $(CrMo)_y$	55.	29	5	11	-
AISI 316L	$a_0=9.21$ $c_0=4.78$						
20Cr25/34Ni16.5/8Mo	$a_0=8.87$ $c_0=4.61$		35/37	17/26	15/21	21/28	*
25Cr20Ni			40	46	9.4		3

Tabla No. 4

(*)Promedios aproximados de composición.

Parámetros atómicos y composición para la fase Sigma (Estructura tetragonal. (Ref. 16)

Aleación	Parámetro atómico A	Fórmula	Composición de la fase % en peso			
			Fe	Cr	Ni	Mo
56Fe-17Cr-27Mo	8.920	$Fe_{36}Cr_{12}Mo_{10}$				
67Fe-23Cr-10Mo	8.89		62	17		18
AISI 317			58	25	4	10
16Cr-16Ni-2Mo	8.862	$(FeNi)_{36}$ $Cr_{18}Mo_4$				
AISI 316	8.878		52	21	5	22

Tabla No. 5

Parámetros atómicos y composición para la fase Chi (Estructura bcc-Mn). (Ref. 16)

Aleación	Parámetro atómico Å	Fórmula	Composición de la fase % en peso			
			Fe	Ni	Cr	Mo
80%Fe 20%Mo	$a_o = 4.744$ $c_o = 7.257$	Fe_2Mo	56			44
70%Fe 4-9%Cr 9-18%Ni 8-12%Mo			46	4	3-6	44
AISI 316	$a_o = 4.73$ $c_o = 7.72$		38	6	11	45
18%Cr 9%Ni 2%Cb	$a_o = 4.824$ $c_o = 7.855$					

Tabla No. 6

Estructura y composición para la fase de Laves (Estructura Hexagonal).
(Ref. 16)

Los análisis y formulaciones para la fase Chi presente en aleaciones Fe-Cr-Ni, con contenidos de 2 a 3% Mo no son totalmente consistentes, además de esto las posibles variaciones obtenidas en análisis de residuales, pueden provocar discrepancias con los resultados obtenidos. Si otras fases se encuentran presentes en cantidades que no determinen exactamente por ejemplo, si Sigma se presenta conjuntamente con Chi, el contenido de Molibdeno presente en Chi, será menor al contenido normal de Chi. También la aparición accidental de Laves hará que se atribuya un contenido erróneamente alto de Molibdeno a Sigma ó a Chi.

d.2) Equilibrio de Fase Sigma en aleaciones Fe-Cr-Ni.

Debido a que la fase Sigma se presenta comunmente en aleaciones que -- trabajan a temperaturas elevadas, esta fase ha sido ampliamente estudiada, la primera determinación de la aparición de esta dura y frágil fase fué hecha en 1927, sobre una aleación Fe-Cr y fué denominada fase B.

Para los primeros estudios de la aparición de esta fase en sistemas Fe-Cr-Ni se emplearon aleaciones con contenidos de Carbón de 0.02 a 0.14% y niveles comerciales de Silicio y Manganeso. Trabajos posteriores determinaron algunas limitantes en donde se pueden obtener errores debidos a -

las condiciones del contenido de Carbón, y también debidos a que algunas aleaciones no estaban metalúrgicamente equilibradas.

Sin embargo desde el punto de vista práctico es de hacerse notar, que los diagramas de equilibrio para los aceros inoxidable austeníticos - clasificados por la AISI, están relativamente libres de fase Sigma, lo cual concuerda con las observaciones reales. Las excepciones a éstos las muestran los aceros con pequeños contenidos de ferrita, ya que este constituyente tenderá a transformarse en fase Sigma.

Otra excepción a esto es el acero tipo AISI 302B, el cual contiene de 2 a 3% de Silicio, el Silicio es un importante promotor de la formación de fase Sigma y esto provocará que el acero tipo AISI 302B sea susceptible a la formación de fase Sigma.

La fase Sigma se presenta cuando los límites de la relación electrón/átomo se encuentran entre 5,6 a 7,6. La teoría convencional afirma que el Silicio amplía estos rangos de composición estable con respecto al Cromo, el cual actúa como receptor de electrones. Aunado a esto la fase Sigma requiere de un rango correcto de la relación e/a, ya que no habrá grandes diferencias en su radio atómico, pero siendo suficiente esto para que el Silicio pueda ser acomodado sin efectos altamente importantes.

Los diagramas de equilibrio que representan aleaciones altamente aleadas como los son los aceros inoxidable de la AISI (Por ejemplo el AISI 310) muestran que éstos son susceptibles a la formación de fase Sigma, esto está de acuerdo a las experiencias más recientes,

En aleaciones del tipo Fe-18Cr-12Ni en las cuales se adicione un cuarto elemento (Tipos AISI 316, 321, 317 y 347) Sigma aparece cerca a los 650°C y se mantiene hasta temperaturas de 800°C, de estos 4 elementos - adicionados, representados en estas aleaciones, el Molibdeno y en menor escala el Titanio, promueve la formación de Sigma, en estas aleaciones ricas en Fe, el Ti y el Nb tienden a participar más en la formación de

Estimación Cuantitativa de la tendencia a la formación de fase Sigma.

De una forma análoga a la que se efectúa el balance de la cantidad de austenita-ferrita, se han realizado intentos para determinar la tendencia a la formación de Fase Sigma en Aceros Austeníticos.

Los primeros cálculos, dieron como resultado una sencilla relación, -- útil para determinar la tendencia a la formación de fase Sigma.

$$\text{Factor de Relación} = \frac{\%Cr - 16\%C}{\%Ni}$$

Si este factor de relación es menor a 1.7 la aleación formará fase Sigma.

En vista de la simplicidad de esta relación, ésta no resulta útil para aplicarla en aleaciones comerciales, las cuales contengan otros elementos, ya que como se puede observar, ésta toma en cuenta el efecto del Carbono, el cual se tiene demostrado suprime el efecto de formación de fase Sigma.

En aleaciones más complejas base Níquel, se han usado métodos de cálculo, usando el número de vacantes electrónicas \bar{N}_v para estudiar la tendencia a la formación de fase Sigma, esto se define como el producto del porcentaje atómico por el número de vacancias electrónicas de acuerdo a la siguiente fórmula:

$$\bar{N}_v = 0.66Ni + 1.71Co + 2.66Fe + 4.66(Cr+Mo+W) + 5.66V + 6.66Zr + 10.66Cb$$

Si \bar{N}_v es mayor a 2.52 la aleación formará fase Sigma, por ejemplo se ha calculado para el acero tipo AISI 310 un valor de \bar{N}_v de alrededor de 2.88, lo cual está de acuerdo a la tendencia a la formación de fase Sigma de esta aleación.

El cálculo del valor \bar{N}_v no es muy exacto debido a que se toma en cuenta el valor de los porcentajes atómicos de cada elemento en la matriz. Cualquier cambio de composición de la matriz debida a la precipitación de otras fases deberá ser considerada exactamente, por lo cual no es fácil realizar un cálculo exacto. La ecuación para el cálculo de \bar{N}_v no toma en cuenta a los elementos intersticiales debido a que se consi

dera que estos se hallan precipitados.

La técnica anteriormente descrita no ha sido muy usada para predecir la formación de fase Sigma en aceros inoxidables austeníticos. En recientes investigaciones hechas experimentalmente en aleaciones Fe-Cr-Co-Ni-Mo, en las cuales el valor de \bar{N}_v se halló en el rango de 2.95 a 3.05 se sugirió que con estos números la aleación formaría fase Sigma. Con estos estudios se observa que si se usa un factor de 9.66 para el Molibdeno el número de vacantes electrónicas (\bar{N}_v), se correlaciona correctamente con las temperaturas de formación de Sigma. A pesar de que \bar{N}_v originalmente fué calculada para determinar la tendencia a la formación de Sigma, se observa en este caso, que también puede ser un buen indicativo de la estabilidad de Sigma.

La más reciente expresión cuantitativa para la determinación de Sigma fué obtenida relacionando el número "Cromo equivalente" con la pérdida de resistencia al Impacto resultante de mantener durante tiempos prolongados a 816°C. La aleación usada en esta determinación fué del tipo 16Cr-20Ni-10Mn-0.25Mo. Esta aleación formó, tanto fase Sigma como fase Chi, para ésto se usaron varias muestras fundidas y enfriadas rápidamente de diversas aleaciones y se desarrollaron los coeficientes de los elementos por medio de análisis de regresión múltiple, la expresión obtenida fue:

$$\text{Cr eq} = \text{Cr} + .31\text{Mn} + 1.76\text{Mo} + .97\text{W} + 2.02\text{V} + 1.58\text{Si} + 2.44\text{Ti} + 1.7\text{Cb} + 1.22\text{Ta} - .266\text{Ni} - 1.77\text{Co}$$

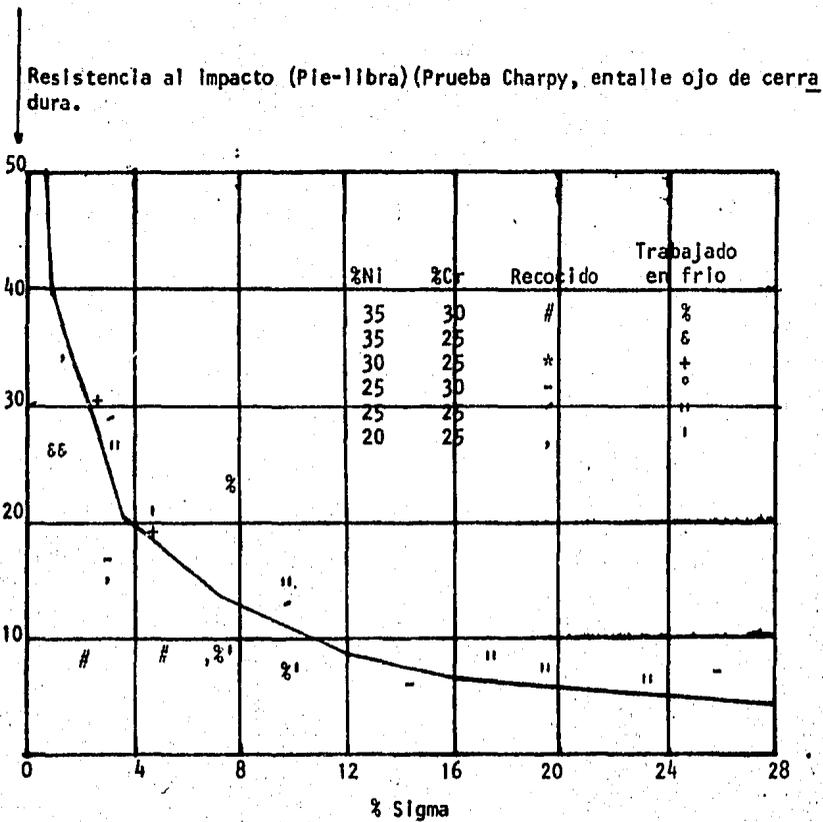
Se hace notar previamente, que las condiciones para la formación de fases intermedias son restringidas ya sea por el efecto de la relación electrón/átomo ó como por el efecto del tamaño del átomo, ó bien por ambos. La composición de la matriz tiene algún efecto, pero estas expresiones determinadas para una composición química determinada en la matriz, no pueden ser empleadas para otras.

Sin embargo los coeficientes dan una indicación de los efectos relativos de varios elementos.

d.4) El efecto de Sigma. El efecto más notorios de Sigma en las aleaciones que presentan esta fase, es la pérdida de ductilidad en la aleación.

La siguiente figura 15 muestra el efecto en la resistencia al impacto a temperatura ambiente.

Figura 15 Efecto de la formación de fase Sigma, sobre la resistencia al impacto a temperatura ambiente en aleaciones Fe-Cr-Ni. (Ref. 16)



A temperaturas elevadas, la resistencia al impacto puede variar dependiendo de la morfología, sin embargo este efecto adverso puede ser considerado un problema solo a temperaturas mayores de 595°C a 650°C. En el aspecto químico la fase Sigma no es resistente a medios fuertemente oxidantes como lo es el ácido nítrico concentrado caliente. En este tipo de medios, las aleaciones que presenten precipitación de fase Sigma en los bordes de granos, tenderán a presentar severa corrosión intergranular.

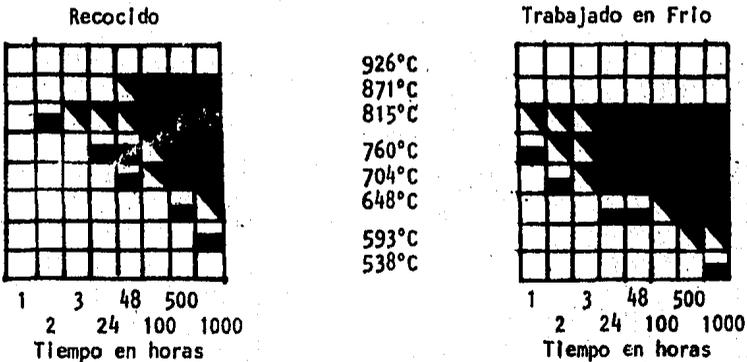
Si las condiciones de formación, son tales, que Sigma precipite en forma fina y dispersa en los bordes de grano, ésto dará un incremento de la resistencia al impacto, tanto a temperatura ambiente como a alta temperatura.

d.5) Factores metalúrgicos que afectan la formación de fase Sigma.

Se ha observado que el trabajado en frío tiende a acelerar la mayoría de las reacciones de precipitación de los aceros inoxidables austeníticos, ésto es cierto en el caso de la precipitación de fase Sigma. La figura 16 muestra los datos de la formación de fase Sigma en aleaciones con dos diferentes condiciones.

Figura 16 Efecto del trabajado en frío (40% de reducción total) en la velocidad de formación de fase Sigma en un acero inoxidable 25%Cr-20%Ni

- Mayor o igual a 8% de Sigma.
- ▣ Menor o igual a 4% de Sigma.
- ▤ 4-8% de Sigma.



(Ref. 16)

Este efecto no es totalmente válido, ya que para la formación de fase sigma, debe existir un efecto de nucleación en el borde de grano; y - la deformación en frío provoca una recrystalización de granos finos; cuando el material deformado se somete a las condiciones de formación de fase sigma.

Desde este punto de vista, puede tomarse como valedero un aumento de la susceptibilidad a la precipitación de fase sigma en materiales previamente deformados.

Una deformación posterior, acelera la precipitación de fase sigma en el borde de grano. Se ha sugerido que este efecto está relacionado con la estabilidad de deformación y con la energía de la aleación, ya que materiales más estables requieren mayores deformaciones antes de que sea observado este efecto.

Las deformaciones hechas en condiciones de precipitación de fase sigma, como las presentes en una prueba de Creep, aumentan también la -- formación de sigma en forma intergranular. En este caso la fase sigma adquiere la apariencia de pequeñas laminillas.

Las temperaturas superiores a las temperaturas de recocido tienen influencia en la cinética de formación de fase sigma, ya que se ha observado que a temperaturas mayores que las de recocido, retardan la - formación de fase sigma, y ésto, se explica por el aumento del tamaño de grano, el cual provoca un mayor espacio interdifusivo. Una excepción a ésto, son aquellas aleaciones cuya composición provocaría que al aumentar la temperatura de recocido, se promoviera la formación de ferrita delta, de la cual la fase sigma puede formarse más fácilmente. Es debido a ésto que se considera que la fase sigma solo puede formarse a partir de ferrita. Se debe reconocer que el alto contenido de -- cromo de la ferrita favorece la formación de sigma. Es totalmente aceptado por lo tanto que sigma no puede nuclear en granos de austenita, - sin embargo la pregunta es, si la fase sigma puede nuclear directamente sobre un grano de ferrita ó requiere la precipitación previa de carburos del tipo $M_{23}C_6$. Existen amplias evidencias de que ambas pueden ocu-

rrir dependiendo de la aleación y de las condiciones de precipitación. En aleaciones del tipo Fe-Cr-Ni, la fase Sigma tarda mucho tiempo en formarse y una vez formada puede fácilmente disolverse a las temperaturas de recocido (Tabla No. 2). En aleaciones con un mayor contenido de otros elementos, el patrón de comportamiento puede ser diferente, - por ejemplo, en aleaciones que contengan 20Cr 24-32Ni y de 6.5 a 8% Mo la fase Sigma puede precipitar durante los ciclos de laminación en caliente, dando una estructura sumamente estable y la solubilización de ésta no ocurre hasta los 1177°C ó 1216°C, este incremento de estabilizar puede explicarse con la aparente correlación entre la estabilidad y el valor N_v previamente estudiado.

Otra forma de considerar el aumento de estabilidad de fase Sigma, es por medio del exámen de la figura 14, a pesar de que esos diagramas -- son aplicables en aleaciones que contengan 70% de Fe, se puede generalizar su empleo para aleaciones de interés, cuyas composiciones, las hagan localizarse en la esquina superior. Cuando la temperatura se incrementa, los campos correspondientes a las fases Intermedias, se puede visualizar que se desplazan hacia la esquina inferior izquierda. Al ltos contenidos de Molibdeno, harán que estas aleaciones se coloquen -- cerca de la esquina inferior izquierda, de tal manera que se requieran de mayores temperaturas para que estas aleaciones salgan de los campos correspondientes a las fases Intermedias. Las adiciones tanto de Ni--quel como de Cromo, desplazarán estas aleaciones de estas zonas de díagrama. Sin embargo las adiciones de Cromo pueden provocar la aparit--ción de estructuras duplex ó ferríticas a mayores temperaturas.

e) Fase Sigma en Aceros Inoxidables Ferrfíticos.

Examinando la figura 1 de esta sección, la cual muestra el diagrama de fases del sistema Fe-Cr, se puede observar aparte del rizo de gama una segunda zona a baja temperatura, localizada a aproximadamente 45% Cromo, éste es un detalle de la porción correspondiente a la zona de la fase Sigma (G).

La figura 17 muestra en detalle esta zona del diagrama.

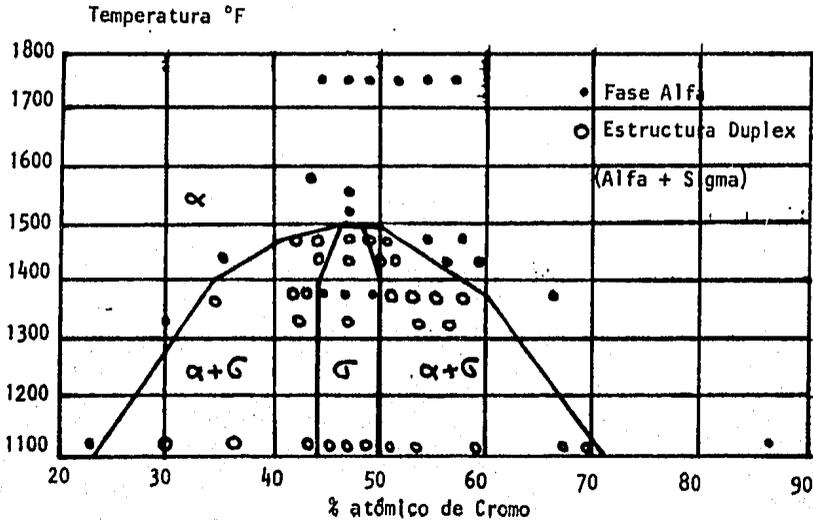


Figura 17 Diagrama de fases para el sistema Fe-Cr en una aleación binaria de alta pureza; 25-76%Cr, este diagrama muestra la fase Sigma de 44 a 50%Cr y una mezcla de fase Sigma y Alfa para contenidos de alrededor de 25 a 44% y de 50 a 70%Cr en los límites de fases en el intervalo de 595 a 815°C. (Ref. 16)

La fase Sigma pura se forma con contenidos entre 42 a 50%Cr, mientras que una estructura duplex de alfa y fase Sigma se forma en aleaciones con contenidos entre 20 a 70%Cr, cuando éstas son expuestas a temperaturas entre 500 a 800°C. La existencia de este componente en el sistema Fe-Cr a aproximadamente 50% de Cromo fué sugerido en 1927 y no fué hasta 1936 que el compuesto intermetálico Fe-Cr fué definido e identificado como fase Sigma.

La fase Sigma es un compuesto intermetálico que contiene un átomo de Hierro con un átomo de Cromo, la cual es dura, no magnética y consiste en una celda unitaria tetragonal.

Amplias investigaciones han reportado descripciones que han permitido establecer la estructura y las características de formación de este --

compuesto.

La fase sigma se forma en otros sistemas de aleaciones cuando 2 metales de estructura cúbica centrada en el cuerpo y otro de estructura cúbica centrada en las caras, son aleados y tienen un radio atómico que no difieren en más del 8%.

Elementos como el Molibdeno, Silicio, Niquel y Manganeso, promueven la formación de fase sigma cuando el contenido de Cromo se halla en los límites inferiores del rango de composición.

La fase sigma se forma fácilmente cuando se calientan a 600°C aleaciones con contenidos de 25 a 30% de Cromo, después de mantenerla tiempos relativamente largos. En aleaciones con contenidos menores a 20% de Cromo, es difícil que se lleve a cabo la formación de Sigma, el trabajado en frío, incrementa la velocidad de precipitación de fase sigma, la formación de fase sigma va acompañada de un incremento de dureza y una severa disminución de la ductilidad y de la resistencia al impacto especialmente cuando estas propiedades son medidas a temperatura ambiente.

Una consideración importante es que en la mayoría de las aleaciones -- Fe-Cr, sigma requiere de tiempos sumamente prolongados, para su formación. La figura 18 muestra los resultados de diferentes ensayos donde se determinan los tiempos de formación de fase sigma, como una función del contenido de Cromo a temperaturas de 595°C y 650°C, de acuerdo a estos datos, los depósitos de soldaduras y las piezas obtenidas de fundición normalmente no se someterán durante periodos de tiempo prolongados, a temperaturas tales que se provoque la precipitación de fase sigma, especialmente en aleaciones que contengan de 15 a 33% de Cromo.

La fase sigma solo se formará si se mantienen las aleaciones Fe-Cr; a las temperaturas de precipitación de esta fase durante periodos de tiempo muy prolongados; reduciéndose severamente la ductilidad y resistencia al impacto de estas aleaciones.

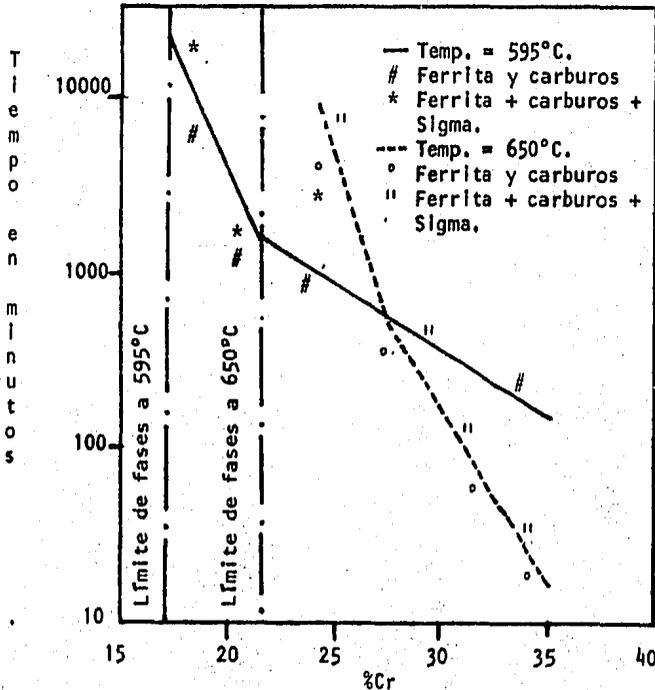
La estructura de una aleación con 27% de Cromo después de mantenerse durante 3144 horas a temperaturas entre 540 y 565°C, consistirá, de ferrita, carburos esferoidales y fase sigma. La fase sigma precipitará

básicamente en forma de islas, en el borde de grano. Bajo condiciones especiales de exposición, las islas de fase Sigma formada sufrirán ataques preferenciales, lo cual indica que la presencia de fase Sigma es detrimental, a la resistencia a la corrosión de las aleaciones Fe-Cr.

Afortunadamente la fase Sigma puede ser solubilizada, de una forma relativamente sencilla, ya que un calentamiento a 800°C durante una hora es suficiente para que ésta quede disuelta nuevamente.

Las aleaciones que contengan, Niquel, Molibdeno y Manganeso, requerirán de mayores tiempos ó mayores temperaturas para disolver la fase Sigma.

Figura 18 Efecto del contenido de Cromo en la formación de fase Sigma, a temperaturas de 595 y 650°C. (Ref. 16).



Capítulo No. 4

Influencia de los elementos de aleación en el acero. Hemos discutido hasta este momento, el efecto de los diversos elementos de aleación sobre propiedades que éstos imparten a los aceros inoxidable, pero desde el punto de vista, que pudiésemos llamarlo teórico. A lo largo de este capítulo describiremos la influencia de los elementos de aleación en los aceros inoxidable, pero desde una forma más práctica. (Ref. 14)

A) Influencias generales.

1. Carbono. Es un elemento virtualmente inevitable y frecuentemente - adicionado en forma intencional. Si el carbono es mantenido en solución mediante tratamiento térmico adecuado, el acero no sufrirá pérdidas considerables en sus propiedades anticorrosivas. Sin embargo, si el carbono se mantiene precipitado en forma de carburos, la resistencia a la corrosión del material será grandemente afectada.

El contenido de carbón en los aceros inoxidable no interfiere en sus propiedades de maquinado, salvo en dos casos excepcionales:

Los aceros altos en carbono como los del tipo 440, debido a su gran cantidad de carburos libres, son sumamente abrasivos a las herramientas de corte, mientras que los de muy bajo contenido de carbono, son de maquinabilidad muy baja debido a que son aceros muy suaves y al mismo tiempo muy "correosos" formando virutas largas y difíciles de romper.

2. Cromo. El cromo es un elemento básico en los aceros inoxidable y su presencia promueve la adquisición de "pasividad" en los mismos.

El cromo ejerce una influencia muy favorable cuando se encuentra en solución en la martensita, ferrita ó austenita; pero cuando forma carburos no sirve para aumentar la resistencia a la corrosión en los aceros siendo con frecuencia, precisamente los carburos los que de una manera indirecta promueven la disminución de la resistencia a la corrosión del acero.

Al aumentar el % de Cr aumenta su resistencia a la corrosión, esta resistencia es específicamente desarrollada en los medios oxidantes, los

agentes fuertemente reductores, como son los ácidos clorhídrico y fluorhídrico, destruyen la pasividad y corroen estos aceros.

El contenido de Cr estandarizado para los aceros inoxidable laminados en caliente, va del 12 al 28%; porcentajes mayores tienden a hacer, poco dúctiles a los aceros.

Las variaciones de Cr dentro de los intervalos especificados no influyen en las propiedades de maquinabilidad.

3. Níquel. Este elemento podría decirse que es el elemento que ocupa el segundo lugar, en importancia dentro del campo de los aceros inoxidables. El níquel se encuentra en los aceros inoxidables en cantidades no menores de 6%, siendo la suma de Cr y Ni mayor ó igual a 24%. Se ha comprobado que la presencia de Ni en los aceros inoxidables, -- además de favorecer la formación de austenita estable, ejerce también un efecto muy notable sobre la resistencia a la corrosión reforzando la influencia del Cr.

Estos tipos de aceros resisten el ataque de los ácidos reductores. El níquel mejora ciertas propiedades mecánicas de los aceros inoxidables y hace que sea posible soldarlos; sin embargo, al aumentar el níquel disminuye su maquinabilidad, ya que estos aceros tienen la propiedad de endurecerse con el trabajo en frío y al mismo tiempo hacerse más -- correosos.

4. Manganeso. En general todos los aceros inoxidables contienen Mn y sus efectos son parecidos a los del Ni, la cantidad de Mn está limitada a un máximo de 2% dentro de las clasificaciones 3XX, 4XX, 5XX, y 6XX, ya que como se ha mencionado las series 2XX, tienen alto contenido de manganeso, dentro de este intervalo no tiene efecto sobre la facilidad de maquinado. Cuando se fabrica un material resulfurado, con el objeto de aumentar la maquinabilidad, el uso de manganeso es altamente benéfico ya que evita la formación del sulfuro de fierro, compuesto que afecta notoriamente la facilidad de trabajado en caliente.

5. Silicio. Lo mismo que el manganeso, todos los aceros inoxidables, tienen silicio, como resultado de ser usado como agente desoxidante -

en el proceso de aceración.

El silicio en algunos aceros, es menor de 1% y no tiene efectos de consideración en sus propiedades. En otros aceros es mayor de 1% con lo cual imparte resistencia a la oxidación a altas temperaturas y aumenta la resistencia a la corrosión en soluciones fuertemente corrosivas de ácido sulfúrico.

6. Molibdeno. Hace que la pasividad adquirida por la adición de Cr -- sea efectiva en casos donde el Cr, solo, no es suficiente. Particularmente cuando se requiere resistencia a la corrosión de soluciones de ácido sulfúrico, ácido sulfuroso, soluciones neutras de cloro y agua -- de mar.

7. Azufre y/o Selenio. Los aceros inoxidables, como ya se ha indicado con anterioridad presentan cierta dificultad al maquinado; sin embargo, se ha encontrado que adicionándole azufre ó selenio su maquinabilidad mejora considerablemente. Normalmente se adicionan con un contenido -- de 0.15 - 0.35% cuando son empleados para estos casos.

El azufre y el selenio no aumentan la resistencia a la corrosión, pero sí ayudan a evitar ésta indirectamente, ya que hacen posible obtener -- superficies más tersas, las cuales resisten más el ataque corrosivo. Los aceros que contienen azufre ó selenio son llamados "libre maquina-- do" y la diferencia que existe entre las propiedades que imparte el -- azufre y el selenio son pocas, pero es de bastante importancia ya que están en función de su maquinabilidad, ductilidad, forjabilidad y re-- sistencia a la corrosión.

La tabla mostrada en la siguiente página, contempla la influencia de -- los diversos elementos de aleación sobre toda la gama de aceros común-- mente empleados, las propiedades ahí mostradas pueden desarrollarse en diversos tipos de aceros, las excepciones a ésto quedan ahí mismo indi-- cadas.

Tabla No. 8 Efecto de los elementos de aleación sobre las propiedades de los aceros aleados.

<u>No.</u>	<u>Propiedad</u>
1	Dureza.
2	Resistencia a la ruptura.
3	Cedencia.
4	Alargamiento.
5	Reducción de área.
6	Resiliencia.
7	Elasticidad.
8	Estabilidad a alta temperatura.
9	Formación de carburos.
10	Resistencia al desgaste.
11	Forjabilidad.
12	Maquinabilidad.
13	Resistencia a la oxidación.
14	Nitrurabilidad.
15	Resistencia a la corrosión.
16	Histeresis.
17	Permeabilidad.
18	Fuerza coercitiva.
19	Remanencia.
20	Pérdida de potencia.
21	Velocidad de enfriamiento en tratamiento térmico.

Efectos de los elementos de aleación sobre las propiedades de los aceros aleados. (Ref. 14)

		Si	Mn (a)	Mn (b)	Cr	Ni (a)	Ni (b)	Al	V	V	Co	Mo	Cu	S	P		
P R O P I E D A S	M E C A N I C A S	1	+1	+1	-3	+2	+1	-2		+1	+1	+1	+1	+1		+1	
		2	+1	+1	+1	+2	+1	+1		+1	+1	+1	+1	+1		+1	
		3	+2	+1	-1	+2	+1	-1		+1	+1	+1	+1	+2		+1	
		4	-1	--	+3	-1	--	+3		-1	--	-1	-1	--	-1	-1	
		5	--	--	--	-1	--	+2	-1	-1	--	-1	-1	--	-1	-1	
		6	-1	--		-1	--	+3	-1	--	+1	-1	+1	--	-1	-3	
		7	+3	+1		+1					+1						
		8	+1	--		+1	+1	+3		+3	+2	+2	+2	+1			
M E C A N I C A S	O T R A S	9	-1	--		+2			+2	+4		+3					
		10	-3	-2		+1	-2		+3	+2	+3	+2					
		11	-1	+1	-3	-1	-1	-3	-2	-2	+1	-1	-1	-3	-3	-1	
		12	-1	-1	-3		-1	-3		-2		--	-1	--	+3	+2	
		13	-1	--	-2	-3	-1	-2	-2	-2	-1	-1	+2	--			
		14	-1	--		+2			+3	+1	+1		+2				
		15				+3		+2			+1			+1	-1		
M E C A N I C A S	M A G N E T I C A S	16	-2		/		/					+2					
		17	+2		/		/					+2					
		18	-2		/	+1	+2	/	+2	+3		+3	+1				
		19			/	+2	+2	/	+2	+3		+3					
		20	-2		/			/									
		21	-1	-1	-2	-3	-2	-2	--	-2	-2	+2	-2	--	--	--	

Notas a la tabla anterior.

Significado de la simbología utilizada.

Aumenta +

Disminuye -

Constante --

Desconocido

No magnético /

(a) Aceros perliticos

(b) Aceros austeniticos

Los números indicados dan idea de la magnitud del aumento ó la disminución.

Los efectos ahí marcados como podrá observarse engloban toda la gama de aceros, los efectos generales también son válidos en el caso de aceros inoxidables.

B) Diagrama de Schaeffler. Los aceros al cromo-níquel industriales, como es natural, no son aleaciones Fe-Cr-Ni puras, sino que contienen impurezas. Estas impurezas, disolviéndose en las fases principales -- (A y F), influyen en las condiciones de equilibrio y en la cinética de la transformación $A \rightleftharpoons F$. Pero si las impurezas forman nuevas fases, por ejemplo, carburos, nitruros, intermetálicos u otras, pueden cambiar considerablemente las propiedades del acero, aunque su influencia sobre la transformación $A \rightleftharpoons F$ sea en este caso menos importante. Los elementos disueltos en las fases A y F pueden dividirse en dos categorías: la de los que facilitan la transformación A - F (formadores de ferrita) y los que dificultan esta transformación (formadores de -- austenita).

A los elementos que forman austenita, es decir, a los que actúan de un modo análogo al níquel, pertenecen el carbono, el nitrógeno y el manganeso, y a los que forman ferrita, que actúan de forma parecida al cromo, el molibdeno, el tungsteno, el titanio, el niobio, el tantalio y el silicio. Resolver a que grupo, atendiendo a su estructura, hay que incorporar los aceros al cromo-níquel de composición compleja que contienen carbono, nitrógeno, manganeso, silicio, titanio y otros elementos es bastante difícil; el sistema ternario Fe-Cr-Ni no puede responder ya a esta cuestión.

Para este fin puede utilizarse el diagrama esquemático que muestra el estado estructural de la aleación a la temperatura ambiente en dependencia del contenido de elementos formadores de ferrita y de austenita. La influencia de cada elemento se ha reducido a la influencia del cromo y del níquel por medio del coeficiente respectivo. Así, el carbono actúa como elemento formador de austenita con una fuerza 30 veces mayor que el níquel, y el niobio, como formador de ferrita, es dos veces más débil que el cromo.

La siguiente figura muestra el diagrama de Schaeffler. (Ref. 8)

Algunos aspectos que no deben ser pasados por alto en el momento de hacer uso de este diagrama son:

Debido a que éste fué desarrollado a partir de depósitos de soldadura, no es posible que nos indique la estructura real y exacta de un acero que ya se ha visto sometido a un trabajado termomecánico ó tratamiento térmico, ya que este considera la formación de fases desde el punto de vista de análisis químico solamente.

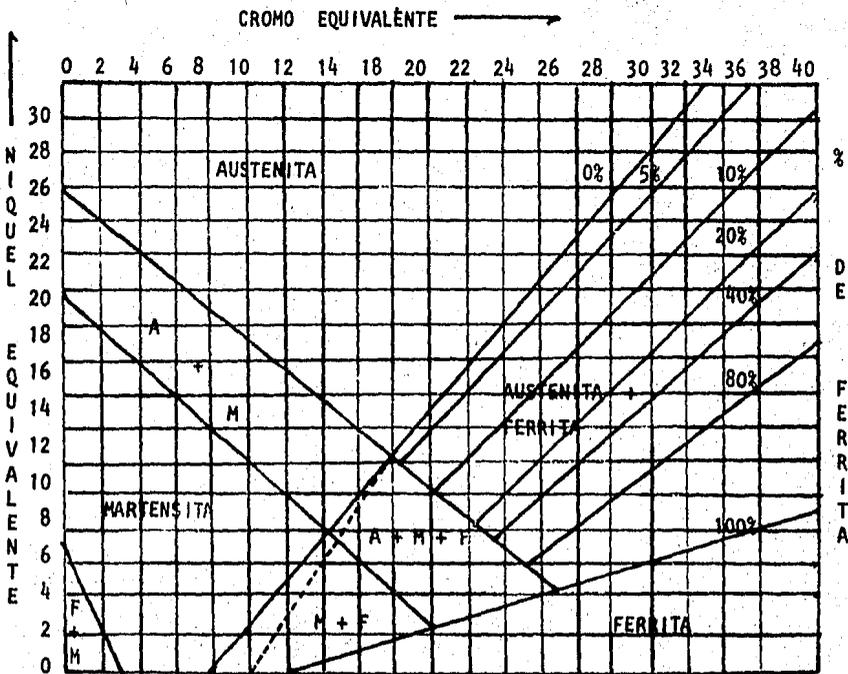
Para estructuras de austenita + ferrita, el diagrama predice el porcentaje de ferrita con un 4% de error, para los siguientes aceros inoxidables: 308, 309, 309Cb, 310, 312, 316, 317, 318, 316Cb y 347.

La línea punteada es la modificación de Eberhard Leinhos al límite martensita/ M + F.

Los parámetros utilizados son:

$$\text{Cr equivalente} = (\%Cr) + (\%Mo) + (1.5 \times \%Si) + (0.5 \times \%Cb).$$

$$\text{Ni equivalente} = (\%Ni) + (30 \times \%C) + (0.5 \times \%Mn).$$



Modificaciones al diagrama de Schaeffler.

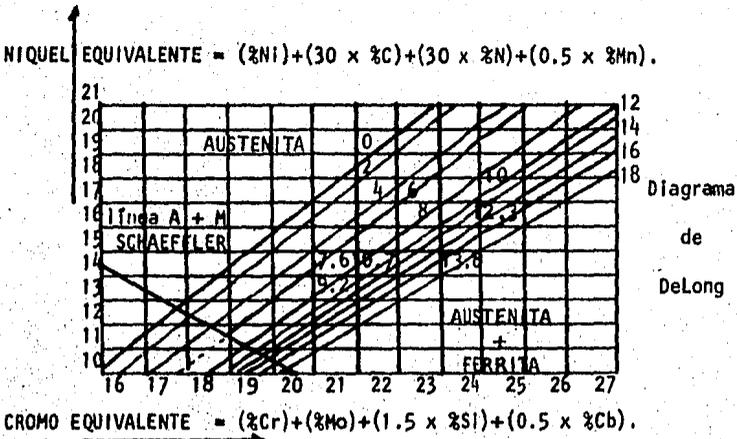
Como se ha explicado el diagrama de Schaeffler fué desarrollado a partir del estudio y análisis de diversos depósitos efectuados, sin embargo debido a ciertas deficiencias que presenta no es posible su interpretación dentro de un rango de error aceptable cuando tratamos de compararlo con aceros inoxidable laminados ó bien forjados.

DeLong introduce una modificación basada en el diagrama de Schaeffler tomando en consideración los siguientes factores:

Añade el efecto del nitrógeno al término níquel equivalente ($30 \times \%N$). Considera similar el porcentaje de ferrita presente en los aceros 308, 308L y 347. La familia de los aceros más aleados 309, 316 y 317 tienen aproximadamente de 2 a 4 veces más altos los porcentajes de ferrita en el diagrama de DeLong. (Ref. 13)

Generalmente el diagrama de DeLong correlaciona mejor con respecto a las estructuras de las aleaciones soldadas debido a que considera el nitrógeno absorbido.

La siguiente figura muestra el diagrama de DeLong, ilustrándose además la línea A + M como referencia del diagrama de Schaeffler.



RESUMEN.

Consideramos que al concluir esta segunda sección ya se tienen las bases suficientes en cuanto a los aspectos teóricos que gobiernan los -- cambios estructurales en los ciclos de calentamiento y enfriamiento de los aceros Inoxidables.

Primeramente se efectuó y explicó la clasificación y la gama de propiedades que presentan las principales familias de los aceros Inoxidables. Posteriormente fué necesario hablar sobre los diagramas ternarios --- Fe-Cr-Ni y Fe-Cr-C para que de esta manera quedara totalmente estructurado uno de nuestros objetivos, el conocimiento y la justificación de las transformaciones y la aparición de fases que comúnmente presentan los aceros que para nosotros resultan de interés.

Después de ésto fué necesaria la explicación de las influencias que -- los diversos elementos de aleación tienen en los aceros.

La conclusión de esta sección la utilizamos para la explicación de los dos diagramas más comúnmente empleados para explicar y predecir las estructuras presentes en los aceros de una manera práctica, nos referimos al diagrama de Schaeffler y al diagrama de DeLong.

SECCION III

PARTE EXPERIMENTAL.

Capítulo No. 1.

Influencia de las condiciones de trabajado en caliente sobre las propiedades y calidad final de un acero inoxidable tipo AWS E-312.

Antecedentes. El presente trabajo se desarrolló a partir de un problema que se presentó en el procesamiento de un acero, exactamente en el momento de ser laminado. Debido a que en ese momento no se conocían las causas exactas que ocasionaron el problema, se desarrolló en los laboratorios una simulación del proceso hasta que se obtuvo una solución satisfactoria, la cual debido a la importancia que representa y a lo que, considero, puede ser un aporte valioso para el conocimiento y la adecuada utilización de los aceros inoxidables, se decidió utilizarlo y presentarlo como tema central de esta tesis.

Todas las investigaciones fueron realizadas por un servidor bajo la supervisión del Sr. Dr. Francesco Mascolo y del Sr. Ing. Jesús Castro. Realizándose éstas en el laboratorio físico metalúrgico de Acero Sollar, S.A. y en el laboratorio químico de esta misma compañía. Los análisis químicos reportados fueron obtenidos por métodos instrumentales, en los cuales se utilizaron los siguientes equipos:

Determinador de carbón y azufre, Lecco Corporation CS144. Todos los demás elementos vía espectrómetro de emisión ARL 72000S.

Observación del problema. El esquema de la siguiente página muestra el diagrama de bloques del proceso de fabricación de alambre para electrodos de un acero AWS E-312, como podrá observarse se sigue el método de fabricación standard: fusión-refinación-lingotera-forja-laminación-solubilización-estirado.

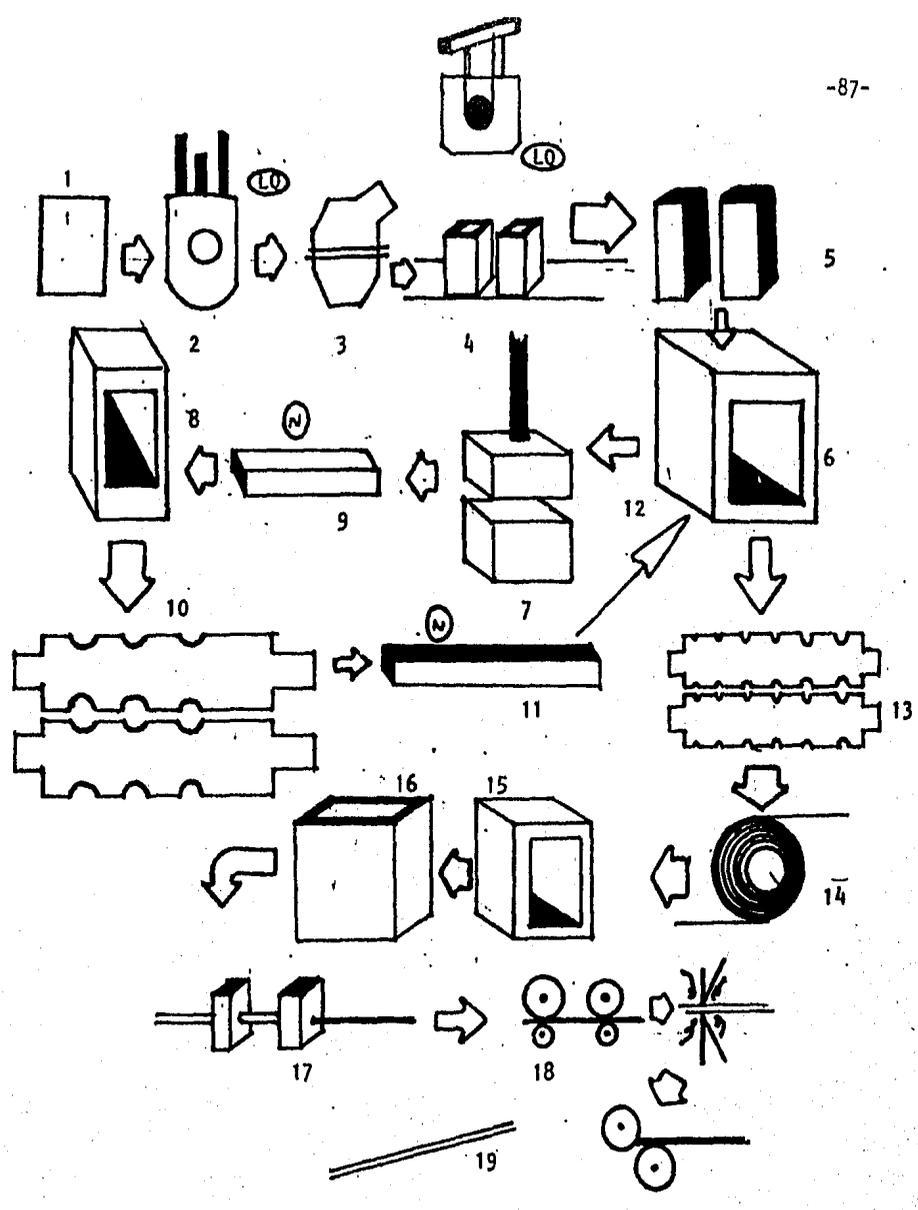


Figura No. 1
PROCESO ESTANDAR DE FABRICACION DE BARRAS DE ACERO AWS E-312 PARA LA ELABORACION DE ELECTRODOS DE SOLDADURA.

(la explicación de la simbología usada se da en la siguiente hoja).

Simbología usada en el diagrama de fabricación del acero AWS E-312.

<u>No.</u>	<u>Paso.</u>
1	Materias primas.
2	Fusión en horno de arco eléctrico.
3	Refinación en convertidor AOD.
4	Vaciado en lingoteras.
5	Desmoldeo y obtención de lingote.
6	Horno de calentamiento de forja.
7	Forja.
8	Horno de calentamiento de forja-laminación.
9	Bloom de laminación.
10	Laminación (molino de desbaste).
11	Billet de laminación.
12	Horno de calentamiento de laminación.
13	Molino de laminación (preparadores y acabadores)
14	Alambrón.
15	Horno de calentamiento solubilización.
16	Cuba de enfriamiento en agua (solubilización).
17	Estirado.
18	Enderezado-pelado-rectificado.
19	Producto final.
①	Inspección laboratorio químico.
②	Inspección ultrasónica.
▽	Inspección laboratorio metalúrgico.

El problema observado fué que las piezas que estaban sometidas a deformación a alta temperatura presentaron diversas zonas con severas fracturas.

La secuencia de figuras siguientes muestran la apariencia de las piezas que presentaron estos defectos.

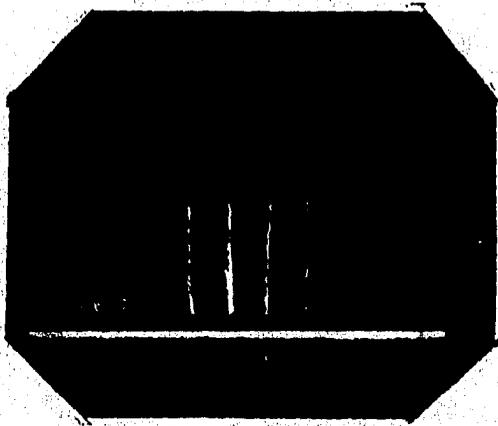


Figura 2.

Fracturas laterales observadas en un lingote semiforjado. Algunos de los defectos aquí mostrados - presentan una profundidad de hasta 1 1/2 pulg: (paso 7 diagrama de fabricación).

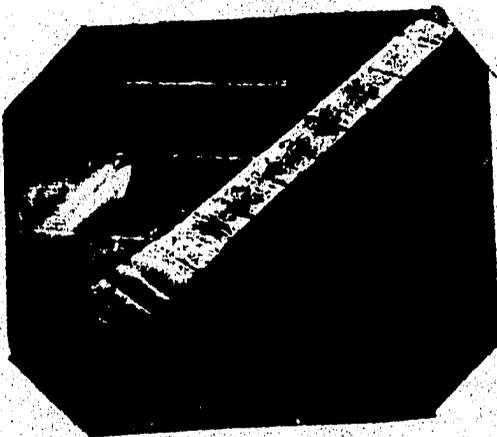


Figura 3.

Otro ángulo de la pieza mostrada en la figura 2.



Figura 4.

Apariencia de los defectos encontrados en billet forjados y laminados, el laminado a que se sometieron estas piezas fué el desbaste para la obtención de billet. (paso 10 y 11 del diagrama de fabricación).



Figura 5.

Otro aspecto de los defectos encontrados en la pieza de la figura 4.



Figura 6.

Apariencia de los defectos en billet desbastados y listos para entrar a los molinos acabadores.

(pasos 12 y 13 diagrama de fabricación).

Debido a los problemas que ocasiona mostrar claramente la apariencia y magnitud de los defectos encontrados en las piezas de acero, que presentaron este problema a continuación se hará una explicación de dichos problemas.

Forja.

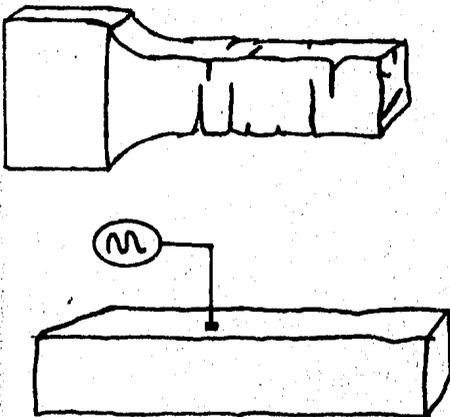


Figura 7.

Fracturas laterales - de hasta 4 pulg. de profundidad. Estas se presentaron en el momento de estar forjando ó bién se detectaban hasta que ya se había concluido dicha operación.

Laminación.

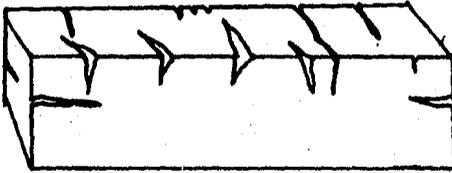
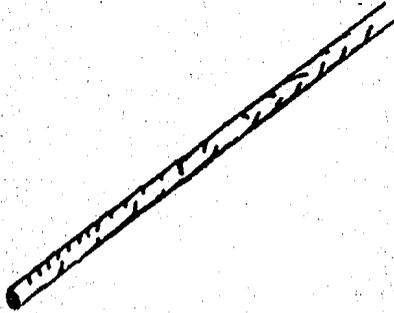


Figura 8.

a). Fracturas laterales y longitudinales en el billet desbastado.

b). Fracturas longitudinales en la barra laminada.

Billet desbastado.



Barra laminada.

Primeramente se atribuyó la aparición del problema a una mala elección de las temperaturas de laminación ó de forja, sin embargo después de una importante cantidad de pruebas é inspecciones no habíamos logrado obtener un resultado satisfactorio, ya que el problema se seguía presentando.

Se turnó el trabajo al laboratorio metalúrgico y se desarrolló una serie de teorfas hasta que se logró obtener un adecuado resultado.

Datos técnicos. A continuación damos composiciones químicas, propiedades mecánicas, características, usos y aplicaciones en general, -- del acero que presentó los problemas anteriormente descritos:

Análisis químico nominal (AWS E-312):

<u>%C</u>	<u>%Cr</u>	<u>%Ni</u>	<u>%Mn</u>	<u>%Si</u>	<u>%P</u>	<u>%S</u>
0.15	28-32	8-10.5	2.5	0.90	.04	.03

Propiedades mecánicas (material estirado en frío):

Resistencia a la tensión - (Rt) 90,000 lb/pulg² (63.27 Kg/mm²).

Punto de cedencia - 35,000 lb/pulg² (24.6 Kg/mm²).

% de elongación - 50%

% de reducción de área - 65%

Dureza - 90 Rb

Este material presenta una estructura austenítica, con aproximadamente 30% de ferrita, no puede ser endurecido por tratamiento térmico.

Normalmente es utilizado para la fabricación de electrodos de soldadura que se utilizan para la reparación de piezas fundidas de acero inoxidable que serán sometidas a severas condiciones corrosivas.

Las propiedades mecánicas de este material ya depositado son:

Resistencia a la tensión - 95,000 lb/pulg² (66.78 Kg/mm²).

% de elongación - 20%

Dureza - 88/94 Rb

Normalmente no requiere ningún tratamiento térmico el material para desarrollar dichas propiedades, sin embargo para desarrollar totalmente su resistencia a la corrosión es necesario someterlo a un tra-

tamiento de solubilización.

Antecedentes teóricos. En las secciones I y II de este trabajo hemos descrito las posibles reacciones que se verifican en los aceros inoxidables al ser sometidos a calentamientos y a enfriamientos por medio de la utilización de diagramas ternarios.

A partir de lo descrito en dichas secciones hemos recopilado y resumido las siguientes aseveraciones las cuales tomaremos como base para la posterior utilización en la resolución del problema:

Sección I Capítulo No. 2. "El Cr baja los 2 puntos de transformación alotrópica del Fe; la región se cierra cuando el contenido de Cr es de 13%".

"Cerca de la relación Cr:Fe=1:1 se forma el compuesto químico inestable FeCr que se designa generalmente como fase sigma".

"La presencia de la aparición del campo perteneciente para la fase sigma es entre 40-50% en peso de Cr y temperaturas entre 475-821°C".

"El diagrama Fe-Cr muestra la aparición del campo sigma para contenidos de Cr entre 18-78% y temperaturas entre 25 y 750°C".

Sección II Capítulo No. 2. "Los aceros inoxidables austeníticos son aceros fabricados con alto contenido de Cr y Ni (16-26% de Cr y 6-22% de Ni)".

Capítulo No. 3.

"El diagrama ternario Fe-C-Cr indica que en aleaciones con contenidos entre 15 a 40% en peso de Cr, la ferrita es gradualmente transformada en la dura y frágil fase sigma, si se mantiene dentro del intervalo de temperaturas entre 550-820°C durante largos tiempos".

"La introducción de una cantidad suficiente de Ni en el acero al Cr hace que éste pase al estado austenítico en toda la gama de temperaturas."

"La sección correspondiente al sistema ternario Fe-Cr-Ni (figura F de ese capítulo) muestra que para un contenido de 30% en Cr y 8% en Ni se tendrá una estructura de ferrita + austenita + fase sigma".

"La formación de la fase sigma para aceros con alto contenido de Cr -

se verificará a alrededor de 821°C".

"La adición de Ni tiende a estrechar el límite superior de temperatura de estabilización de la fase sigma, comparada ésta con la fragilización de las aleaciones Cr-Fe (821°C) a alrededor de 900°C cuando se tiene 12% de Ni puede disolverse, sin embargo sigma es mostrada dentro de los límites de composición observados en equilibrio con la austenita, sigma normalmente se forma a partir de la ferrita".

"La fase sigma se forma más lentamente en las aleaciones Cr-Fe-Ni comparada con la de las aleaciones Cr-Fe, pero la presencia de sigma es desconocida a temperaturas inferiores de 650°C".

"El diagrama de fases Cr-Fe muestra que sigma se descompone en una -- reacción eutectoide, en ferrita rica en Fe y ferrita rica en Cr a temperaturas menores de 475°C, esto significa que sigma desaparece y --- esas fases deberán aparecer a temperaturas menores de 475°C".

Capítulo No. 4.

"El diagrama de Schaeffler predice los siguientes valores de Cr equivalente y Ni equivalente:

Cr equivalente= 31.35

Ni equivalente= 14.75

Por lo que se espera obtener una estructura austeno-ferrítica con 20-30% de ferrita".

"El diagrama de DeLong predice igualmente una estructura austeno-Ferrítica".

Análisis del problema. Basados en la observación de las piezas ya -- mostradas podemos concluir categóricamente que el problema es debido a una severa fragilización del material.

Analizar las causas por las cuales el material presenta dicha fragilización, basandonos en las aseveraciones teóricas antes indicadas nos puede llevar a la conclusión de la existencia de fase sigma en el material. No es difícil suponer lo anterior ya que durante el proceso de fabricación el material es sometido a los tiempos y temperaturas - necesarios para la formación de dicha fase.

Partiéndose de ésto se efectuaron una serie de pruebas en el laboratorio para comprobar y determinar las condiciones óptimas para el trabajo y tratamiento del acero AWS E-312.

Experimental. Este estudio consta de tres ensayos:

- 1) Determinación de la temperatura de formación y precipitación de fase sigma.
- 2) Ensayo metalográfico.
- 3) Determinación del tiempo de precipitación.

Ensayo No. 1 Determinación de la temperatura de precipitación de fase sigma.

Para la elaboración de este ensayo se consideraron los siguientes factores:

Se ha dicho en la Sección II que la fase sigma es una fase dura, frágil y no magnética.

De acuerdo al diagrama de Schaeffler y al diagrama de DeLong, aunada a la indicación del diagrama ternario Fe-Cr-Ni. La estructura de este material consistirá en una matriz austenítica (no magnética) y lagunas de ferrita (magnética) por lo anterior y siendo el objetivo de este ensayo forzar la formación de fase sigma, se considera como señal de aparición de ésta:

Cualquier incremento de dureza.

La disminución de la permeabilidad magnética ocasionada por la ferrita libre hasta la obtención de una permeabilidad magnética menor a la 1:01 indicativo de la desaparición y total transformación de la ferrita en fase sigma, localizada ésta sobre una matriz austenítica, también no magnética.

Se ha dicho que la transformación ferrita--fase sigma requiere de --- tiempos largos por lo que primeramente se seleccionó un tiempo de 14 horas, para asegurar la formación de dicha fase. Este parámetro (tiempo) se mantuvo constante en este ensayo.

Se probaron 9 temperaturas comprendidas entre 450 y 850°C.

Las probetas fueron mantenidas el tiempo indicado a la temperatura correspondiente é inmediatamente enfriadas en agua para "inmovilizar" y evitar cualquier transformación.

Las probetas consistían en tramos de 1/2" de diámetro y 1 1/2" de longitud, de forma cilíndrica, tomadas de barra laminada en caliente y so lubilizada en proceso a 1070°C con enfriamiento en agua.

La dureza que presentaron las probetas antes del ensayo fué de 102 Rb y una permeabilidad magnética mayor que 2.5 upm.

Todas las probetas fueron preparadas de la siguiente manera:

Corte con disco abrasivo, torneado de sus caras laterales y desbaste - en sus caras laterales con lija del No. 100.

El aparato usado para el chequeo de durezas fué un durómetro Rockwell B y C, marca Wilson, con penetradores de diamante para la escala Rockwell C y de acero para la Rockwell B (penetradores standard).

La permeabilidad magnética se determinó por medio del uso de una balan za magnética marca Instron, con patrones calibrados de 0 a 2.5 upm.

A continuación se detalla el primer ensayo y los resultados obtenidos:

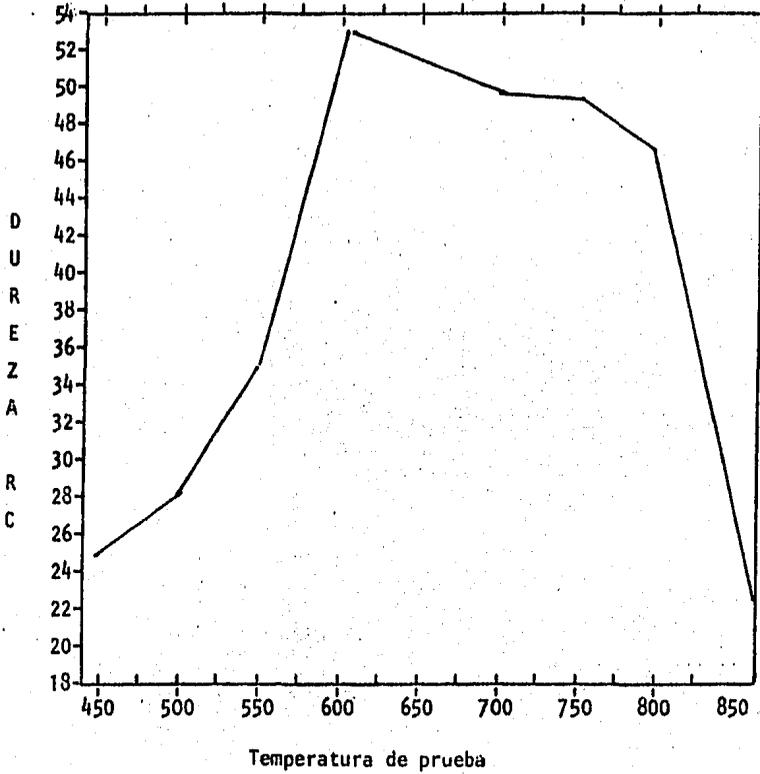
<u>TEMPERATURA °C</u>	<u>DUREZA</u>	<u>PERMEABILIDAD MAGNETICA</u>
450	102 Rb	>2.5
500	104 Rb	>2.5
550	35 Rc	>2.5
600	53 Rc	<1.01
650	52 Rc	<1.01
700	50 Rc	<1.01
750	50 Rc	1.015
800	47 Rc	1.45
850	100 Rb	>2.5

Se considera el máximo de precipitación de fase sigma en aquella condición en la cual se obtenga la máxima dureza y la mínima permeabili-

dad magnética.

En base a lo anterior se puede asegurar que la mayor cantidad, o sea la transformación completa ferrita--fase sigma se realiza en el rango de 600-650°C para este material.

La siguiente gráfica representa los resultados de este ensayo.



Gráfica No. 1 Temperatura VS dureza.
para la determinación de la temperatura de precipitación. (Sección III Capítulo No. 1 Ensayo No. 1).

Ensayo No. 2 Metalográfico.

Fué necesario, aparte de la comprobación dureza, permeabilidad magnética, efectuar la comprobación de que el material había sufrido una modificación en su microestructura básica.

Por ésto se determinó efectuar el ensayo metalográfico a continuación descrito.

Tomando valedera la conclusión llegada del ensayo No. 1 se efectuó el análisis metalográfico de una probeta la cual fué sometida al tratamiento térmico obtenido como aquel en donde existía la mayor cantidad de fase sigma precipitada obteniéndose los resultados que se indican a continuación:

Fotomicrografia No. 1 (Figura Nq. 9)

Sección transversal de una barra de acero tipo AWS. E-312.

Laminado y solubilizado a 1070°C y enfriado rápidamente en agua.

Presenta una dureza de 102 Rb y una permeabilidad magnética mayor de 2.5 upm.

Fué atacada con reactivo Cogne durante 40 seg. y gliceroregia durante 15 seg.

Fué tomada a 200 aumentos.

Se puede observar la matriz austenítica y la presencia de ferrita en un porcentaje no mayor de 20%, lo cual está de acuerdo con lo indicado por el diagrama de Schaeffler.

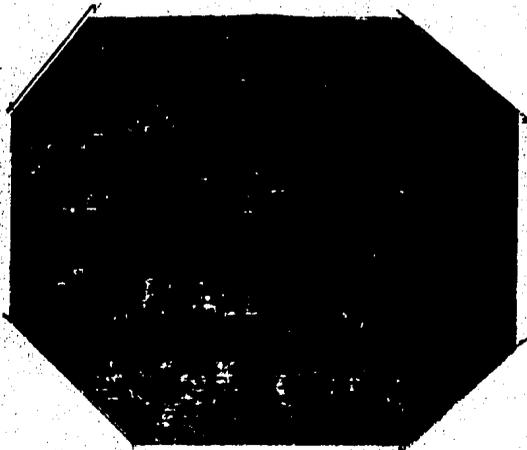


Figura 9.

Fotomicrografía No. 2 (Figura No. 10)

Muestra la misma probeta de la micrografía No. 1 pero después de haber sido sometida al tratamiento que de acuerdo con el ensayo No. 1 permitió la formación y total transformación ferrita--fase sigma consistente en un calentamiento durante 14 horas a 600°C y un subsecuente enfriamiento en agua.

Esta muestra presenta una dureza de 53 Rc y una permeabilidad magnética menor de 1.01 upm.

Fue atacada con reactivo Cogne durante 14 seg. y gliceroregía durante 15 seg.

Fue tomada a 200 aumentos.

Se puede observar sobre una matriz austenítica, la aparición de carburos y la aglomeración de una nueva fase presente, la cual podemos concluir se trata de fase sigma, observese la total desaparición de lagunas de ferrita.

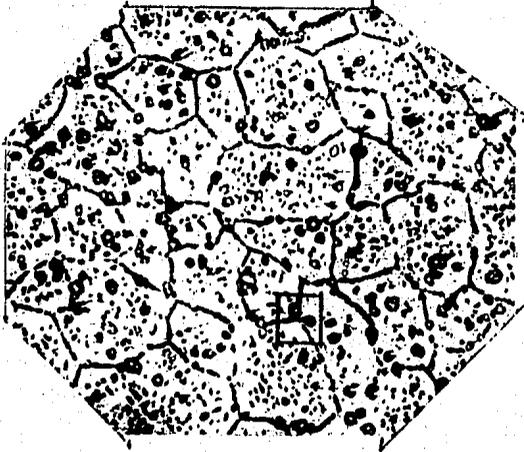


Figura 10.

Fotomicrografía No. 3 (Figura No. 11)

Para determinar la naturaleza y morfología general de la nueva fase formada se efectuó el acercamiento de la zona marcada en la fotomicrografía No. 2.

Las condiciones en las que fué obtenida esta micrografía son exactamente las mismas que las de la micrografía No. 2 solo que ésta fué tomada a 2000 aumentos.

Se puede observar la presencia de una matriz auténtica y el nuevo precipitado formado.

Se muestran 2 micrografías en las mismas condiciones que muestran la continuidad del borde de grano demostrándose que la fase sigma se formó exactamente en esta zona. Obsérvese la presencia de carburos en la parte inferior derecha de la composición micrográfica.



Figura 11.

Fotomicrografía No. 4 (Figura No. 12)

La misma probeta que se mostró en las fotomicrografías No. 1, 2 y 3 - es mostrada en la fotomicrografía No. 4 pero ésta ha sido solubilizada nuevamente a 1100°C con un rápido enfriamiento en agua.

Se puede observar la desaparición de cualquier precipitado en el borde de grano austenítico y pequeñas formaciones ferríticas.

Fué atacada con reactivo Cogne durante 40 seg. y gliceroregfa durante 10 seg.

Fué tomada a 500 aumentos para comprobar la no existencia de ningún - compuesto.

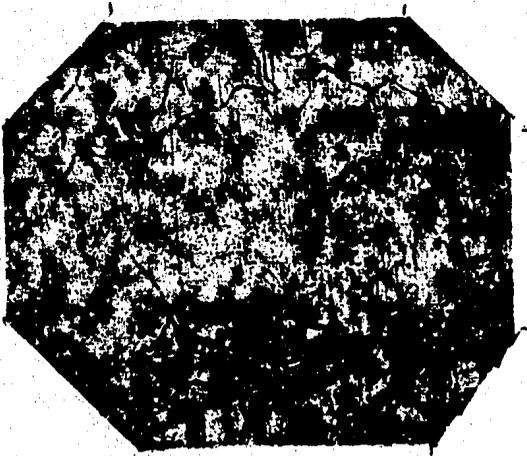


Figura 12.

Análisis de resultados de los ensayos 1 y 2.

Consideramos totalmente válida la comprobación efectuada sobre la formación de la fase sigma. Ya que los resultados experimentales concuerdan exactamente con lo predicho teóricamente.

Ya que, se dijo que la fase sigma es una fase frágil y dura, y efectivamente se observó un incremento de dureza en las probetas tratadas, se predice que la fase sigma y la austenita son materiales no magnéticos, mientras que la ferrita sí lo es; se observó una total desaparición de las características magnéticas del material tratado.

El diagrama de Schaeffler predice para el acero tipo AISI E-312 una estructura austeno-ferrítica; el ensayo metalográfico lo comprobó ampliamente.

El diagrama ternario Fe-Cr-Ni predice la formación de fase sigma en un rango de temperaturas comprendido entre 400 y 800°C; el ensayo No. 1 demostró que la fase sigma en este acero precipita en el intervalo de temperaturas entre 550 y 800°C, siendo el máximo en el rango de 600 a 750°C.

Finalmente se predice que a temperaturas superiores a 900°C la fase sigma queda disuelta; la fotomicrografía No. 4 del ensayo 2 demostró la total disolución de esta fase cuando la probeta fue tratada a 1100°C.

Ensayo 3.

Después de haber determinado las condiciones necesarias para demostrar experimentalmente la formación de una nueva fase se procederá en este ensayo a determinar los parámetros necesarios para determinar la cinética de la reacción de formación de la nueva fase.

La metodología de este ensayo se indica a continuación:

a) Para determinar los tiempos de permanencia necesarios para asegurar que las reacciones de transformación ferrita-fase sigma, se consideró suficiente un periodo de tres horas a temperatura; a intervalos de 20 minutos.

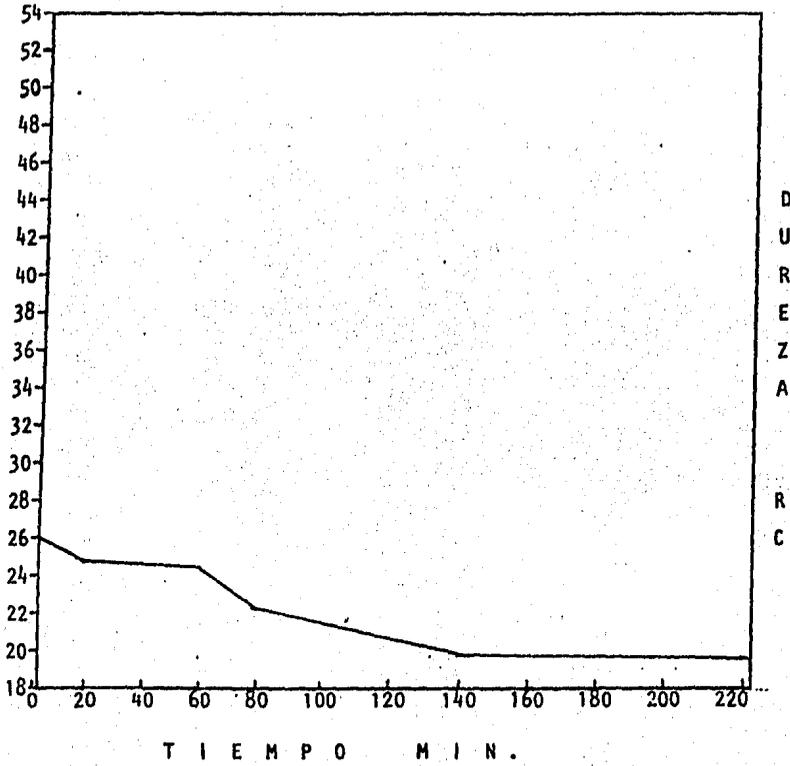
b) En base a lo anterior se preparó un lote de 99 probetas, las cua-

fueron marcadas, torneadas en sus caras laterales y separadas a su vez en 9 lotes diferentes.

c) Las temperaturas a las que se sometieron las probetas fueron las mismas que las temperaturas determinadas en el ensayo No. 1 Se utilizaron también aquellas en las que no se observó ninguna modificación de propiedades, para tratar de determinar si existía ó no alguna correlación con el tiempo.

d) Cuando se obtenía el máximo de dureza en tres probetas tratadas consecutivamente (equivalentes a una hora de tratamiento), se consideraba que ya se había llevado a cabo completamente reacción química. Los resultados obtenidos son los que se indican a continuación:

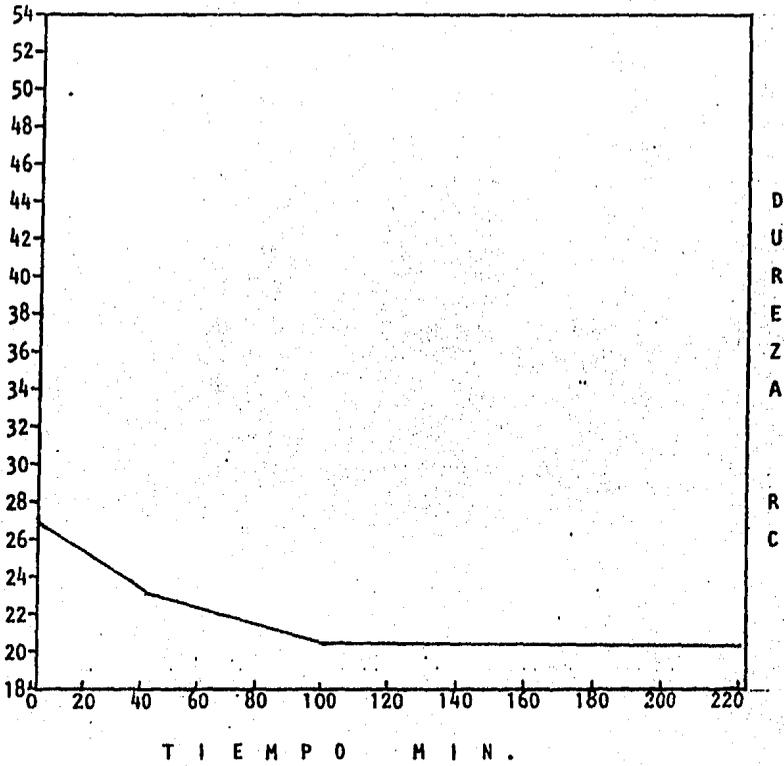
Tiempo (min.)	Dureza (Rc)	Permeabilidad Magnética
<u>Temperatura = 450°C.</u>		
20	25.5	>2.5
40	25.5	>2.5
60	25.5	>2.5
80	23.0	>2.5
100	22.0	>2.5
120	22.0	>2.5
140	20.5	>2.5
160	20.5	>2.5
180	20.5	>2.5
200	20.5	>2.5
220	20.5	>2.5
<u>Temperatura = 500°C.</u>		
20	25.5	>2.5
40	23.0	>2.5
60	23.0	>2.5
80	22.0	>2.5
100	20.5	>2.5
120	20.5	>2.5
140	20.5	>2.5
160	20.5	>2.5
180	20.5	>2.5
200	20.5	>2.5
220	20.5	>2.5



GRAFICA NO. 2

DUREZA VS. TIEMPO

TEMPERATURA = 450°C.

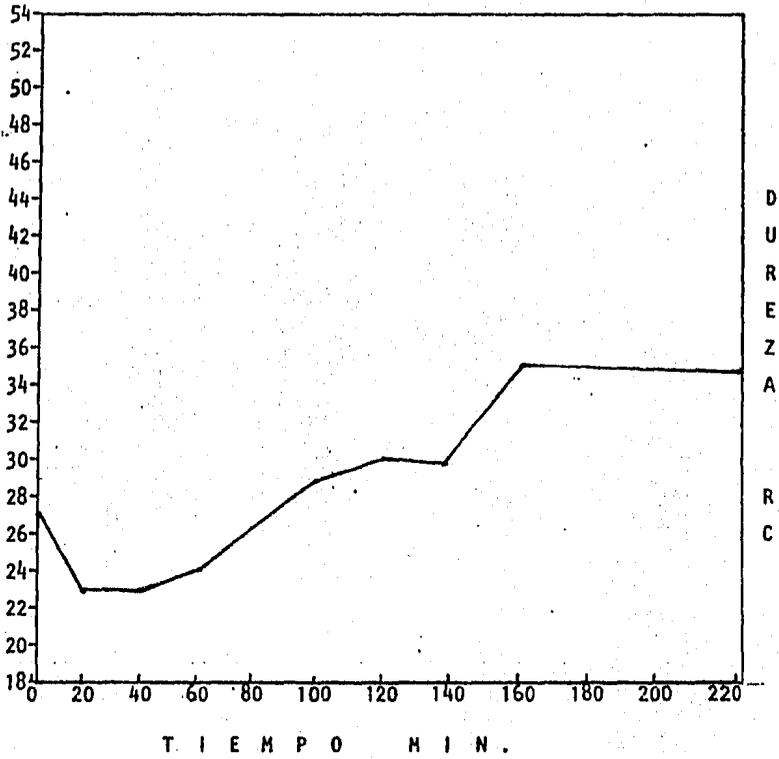


GRAFICA NO. 3

DUREZA VS. TIEMPO

TEMPERATURA = 500°C.

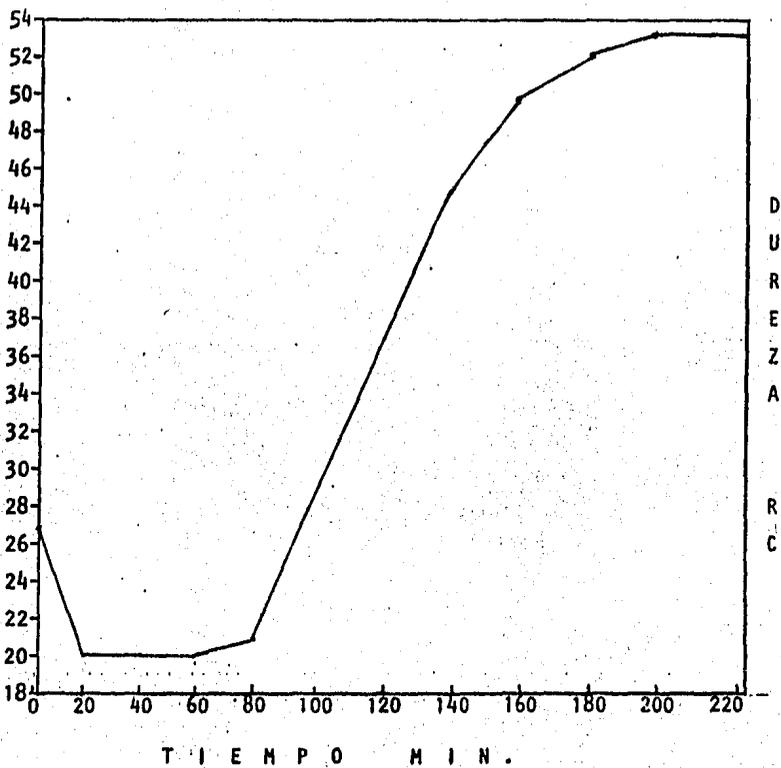
Tiempo (min.)	Dureza (Rc)	Permeabilidad Magnética
<u>Temperatura = 550°C.</u>		
20	23.0	> 2.5
40	23.0	> 2.5
60	24.0	> 2.5
80	26.0	> 2.5
100	29.0	> 2.5
120	30.0	> 2.5
140	30.0	> 2.5
160	35.0	1.5
180	35.0	1.05
200	35.0	1.05
220	35.0	1.05
<u>Temperatura = 600°C.</u>		
20	20.0	> 2.5
40	20.0	> 2.5
60	20.0	> 2.5
80	21.0	> 2.5
100	29.0	> 2.5
120	32.0	> 2.5
140	45.0	1.05
160	50.0	1.05
180	52.0	< 1.01
200	53.0	< 1.01
220	53.0	< 1.01



GRAFICA NO. 4

DUREZA VS. TIEMPO

TEMPERATURA = 550°C.

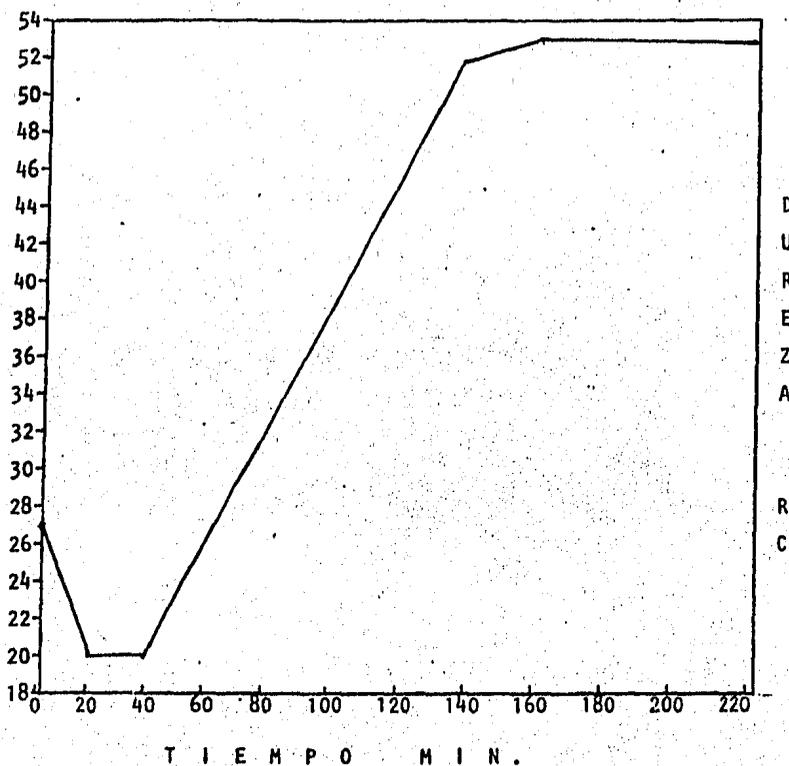


GRAFICA NO. 5

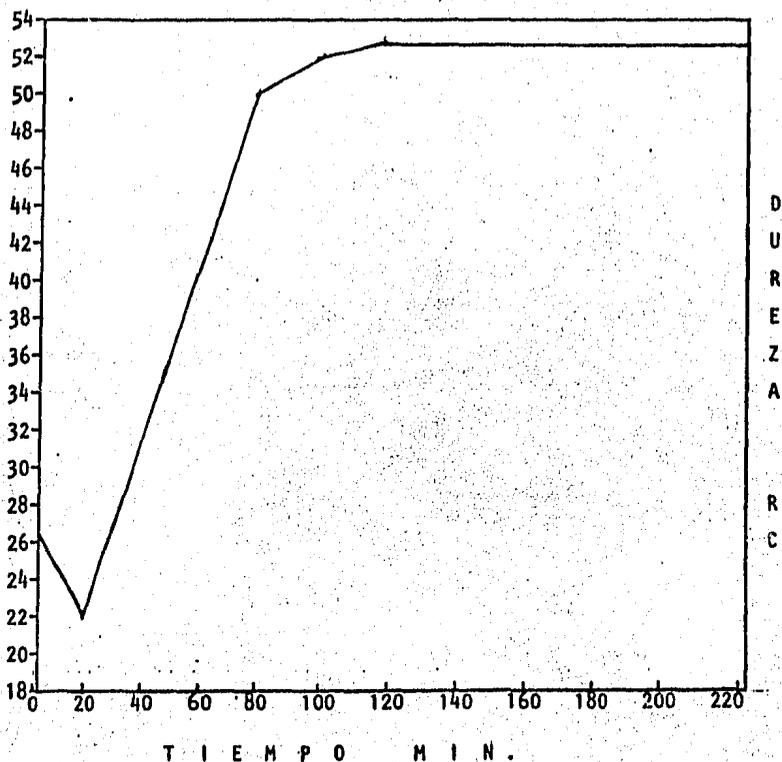
DUREZA VS. TIEMPO

TEMPERATURA = 600°C.

Tiempo (min.)	Dureza (Rc)	Permeabilidad Magnética
<u>Temperatura = 650°C.</u>		
20	20.0	> 2.5
40	20.0	> 2.5
60	26.5	> 2.5
80	33.0	> 2.5
100	42.0	> 2.5
120	44.0	1.05
140	52.0	< 1.01
160	53.0	< 1.01
180	53.0	< 1.01
200	53.0	< 1.01
220	53.0	< 1.01
<u>Temperatura = 700°C.</u>		
20	22.0	> 2.5
40	32.0	> 2.5
60	45.0	> 1.8
80	50.0	1.05
100	52.0	< 1.01
120	53.0	< 1.01
140	53.0	< 1.01
160	53.0	< 1.01
180	53.0	< 1.01
200	53.0	< 1.01
220	53.0	< 1.01



GRAFICA NO. 6
DUREZA VS. TIEMPO
TEMPERATURA = 650°C.

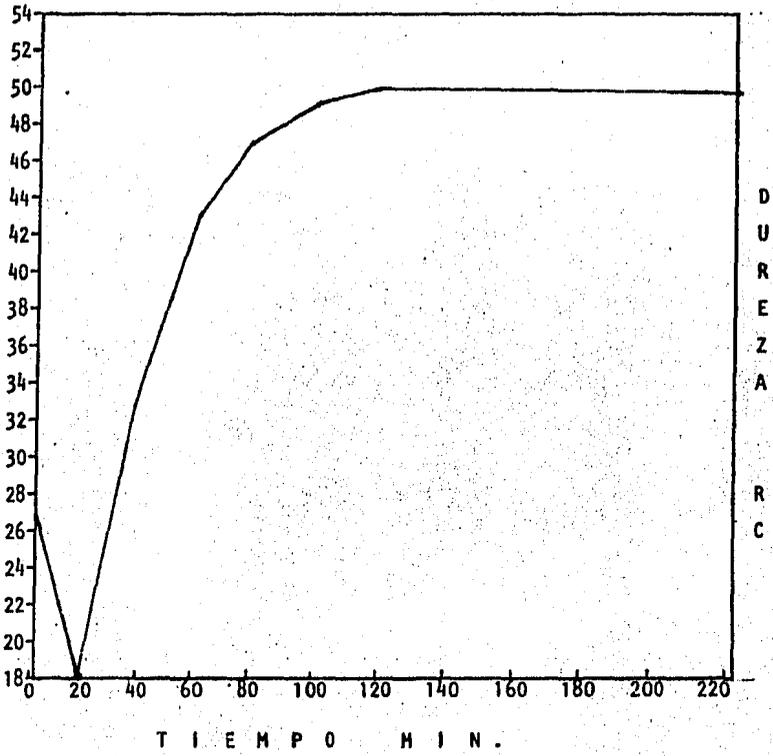


GRAFICA NO. 7

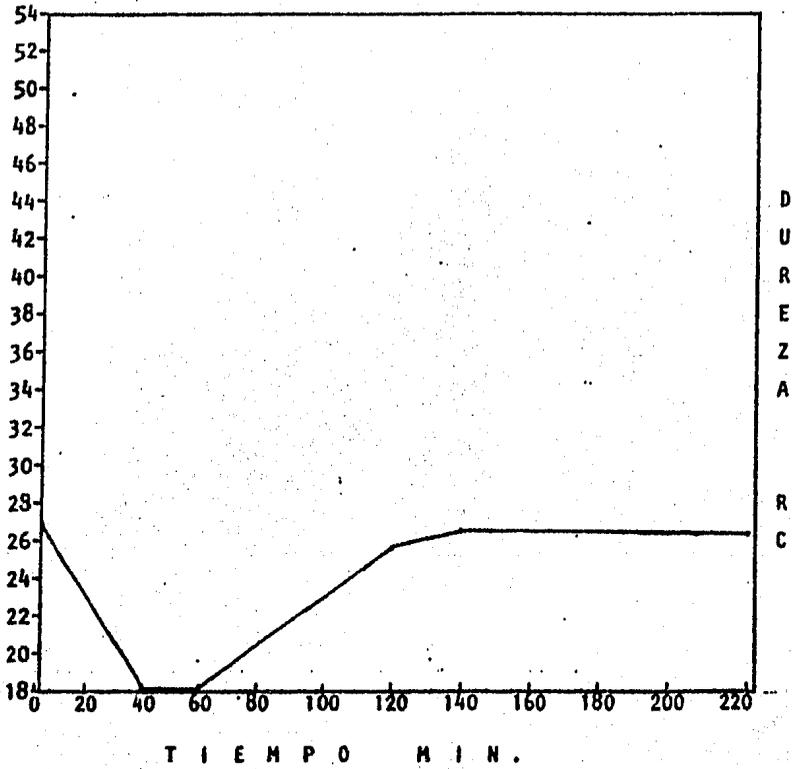
DUREZA VS. TIEMPO

TEMPERATURA = 700°C.

Tiempo (min.)	Dureza (Rc)	Permeabilidad Magnética
<u>Temperatura = 750°C.</u>		
20	18.0	> 2.5
40	32.5	> 2.5
60	43.0	> 2.5
80	47.0	1.7
100	49.5	1.02
120	50.0	< 1.01
140	50.0	< 1.01
160	50.0	< 1.01
180	50.0	< 1.01
200	50.0	< 1.01
220	50.0	< 1.01
<u>Temperatura = 880°C.</u>		
20	24.0	> 2.5
40	18.0	> 2.5
60	18.0	> 2.5
80	23.0	> 2.5
100	23.0	> 2.5
120	26.0	> 2.5
140	27.0	> 2.5
160	27.0	> 2.5
180	27.0	> 2.5
200	27.0	> 2.5
220	27.0	> 2.5



GRAFICA NO. 8
DUREZA VS. TIEMPO
TEMPERATURA = 750°C.

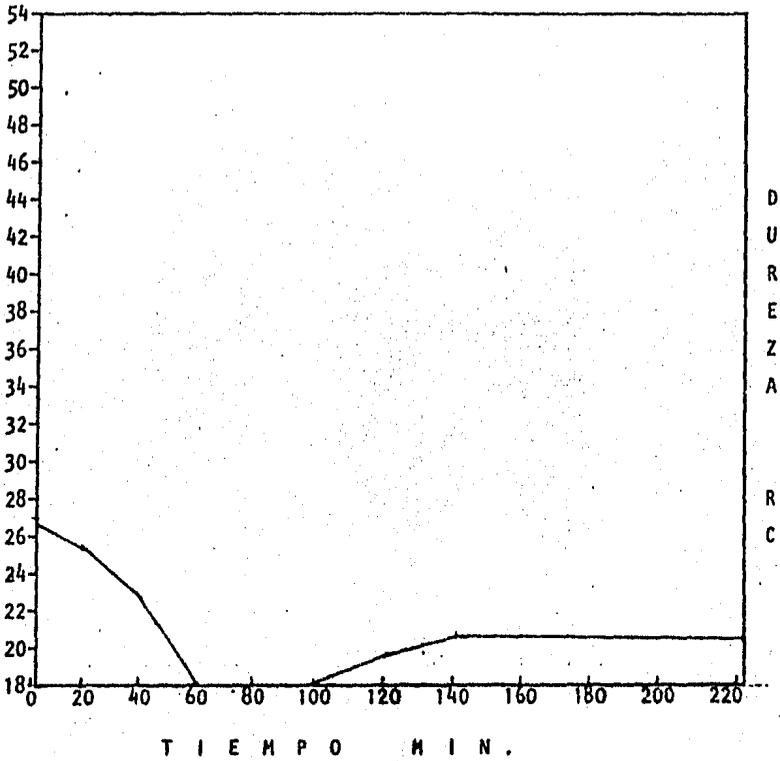


GRAFICA NO. 9

DUREZA VS. TIEMPO

TEMPERATURA = 800°C.

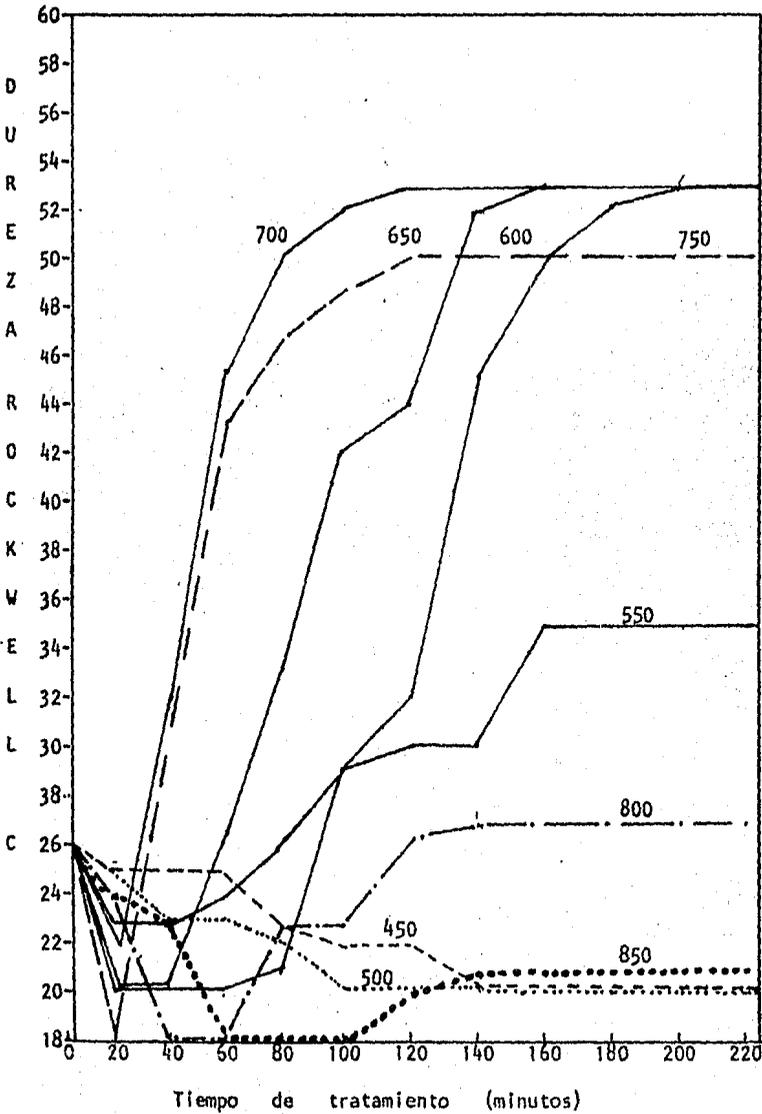
Tiempo (min.)	Dureza (Rc)	Permeabilidad Magnética
<u>Temperatura = 850°C.</u>		
20	25.5	> 2.5
40	23.0	> 2.5
60	17.0	> 2.5
80	17.0	> 2.5
100	17.0	> 2.5
120	20.0	> 2.5
140	20.5	> 2.5
160	20.5	> 2.5
180	20.5	> 2.5
200	20.5	> 2.5
220	20.5	> 2.5



GRAFICA NO. 10

DUREZA VS. TIEMPO

TEMPERATURA = 850°C.



Tiempo de tratamiento (minutos)

Trasposición de las gráficas Nos. 2 a la 10.

GRAFICA NO. 11

Análisis de resultados de los ensayos 1 y 3.

Por medio del análisis de las curvas obtenidas en ambos ensayos podemos deducir expresiones matemáticas, las cuales en un momento dado -- pueden resultar de una buena utilidad práctica para determinar dos pa rámetros de suma importancia:

- a) Calcular el porcentaje de fase sigma formada en un material, el cual haya sido sometido a un tratamiento térmico que pudiese permitir la formación de fase sigma, como una función de la dureza del material.
- b) Podemos calcular el porcentaje de fase sigma formado; como una -- función del tiempo de tratamiento y de la temperatura.

El análisis de las gráficas 2 y 3 no nos proporciona ningún punto de interés, ya que en éstas se observa que no se llevo a cabo ninguna -- precipitación de compuestos, ya que únicamente nos indica un abatimiento de dureza, debido a la eliminación de esfuerzos remanentes de la - laminación y a una posible transformación a ferrita de las fases ines tables presentes en el material antes de empezar los tratamientos.

Las gráficas 9 y 10 tampoco resultan de interés para los objetivos del siguiente desarrollo, ya que no se observa un incremento de dureza im portante y el que se observa después de largos tiempos de permanencia pudiese ser debido a una nucleación de fase sigma o bien a una posi-- ble precipitación de carburos.

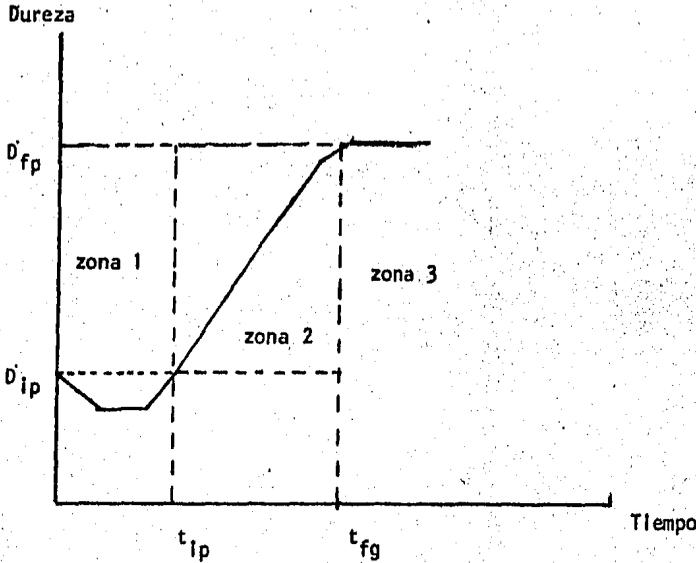
De estas 4 curvas podemos afirmar que la temperatura de precipitación de fase sigma es en el rango de 550 a 750°C, ya que a temperaturas ma yores se empieza a observar la disolución de esta fase.

La gráfica 4, debido a que no muestra la total transformación de fase sigma puede ser empleada como patrón para confrontar las ecuaciones - que a continuación serán desarrolladas.

Análisis de las curvas 5, 6, 7 y 8.

Para poder fundamentar los argumentos que a continuación emplearé resulta conveniente considerar:

Las 4 curvas tienen la misma forma y que todas ellas pueden ser divididas en 3 zonas tal y como se indica en el siguiente diagrama.



Análisis de la zona 1.

En las 4 gráficas se observa que en los primeros minutos (0-40) de tratamiento, el material sufre una disminución de su dureza inicial de -- 25.5 Rc a 20.5 Rc.

La explicación de esto es la misma que la dada para las gráficas 2 y 3 ó sea una liberación de esfuerzos internos del material provenientes de la laminación y la total transformación a ferrita que el material sea posible de mostrar.

Los fenómenos anteriormente indicados no están contemplados dentro de los objetivos de este estudio por lo que podemos considerar sin importancia esta zona y solo la tomaremos como condición inicial para el -- inicio de la transformación a fase sigma.

Análisis de la zona 3.

En la parte final de la curva se observa una estabilización de la dureza con respecto al tiempo, lo cual nos indica que la transformación a fase sigma se ha llevado a cabo totalmente y el sistema Fe-Cr ha entrado en equilibrio termodinámico, o sea, se ha formado la cantidad de fase sigma para mantener la concentración de Cr en la matriz y en la fase sigma en equilibrio.

Un parámetro importante que nos permite saber indirectamente que se ha llevado a cabo la total transformación ferrita-fase sigma es la máxima dureza obtenida de 53 Rc.

Del análisis de estas 2 zonas los datos importantes son:

Las curvas muestran el mínimo de dureza en los primeros minutos de --tratamiento por lo que la primera conclusión sería:

"Cuando el material presenta su mínima dureza; aún menor que la obtenida en el tratamiento de solubilización se asegura que no ha existido ninguna transformación del tipo ferrita-fase sigma".

Las curvas después de largos tratamientos presentan una estabilización de dureza, la cual ya no varía con el tiempo teniendo un valor máximo de 53 Rc, esto nos lleva a la segunda conclusión que sería:

"La dureza máxima que presenta un acero inoxidable del tipo AWS E-312 es de 53 Rc, y esto obviamente no obedece a una transformación del tipo martensítico sino que es debido a que se ha efectuado al 100% la -transformación ferrita-fase sigma".

Análisis de la zona 2.

A partir del estudio de esta zona es de donde se desarrollarán las --ecuaciones que nos permitan de una manera indirecta y práctica determinar el porcentaje de fase sigma formado en un material del tipo del acero AWS E-312 después de que fué sometido a un tratamiento térmico que reunió las condiciones ya descritas para que se llevara a cabo la transformación deseada.

Para efectuar el razonamiento necesario es indispensable partir de las

siguientes hipótesis:

"El comportamiento de las 4 gráficas en la zona 2 obedece a una relación lineal, dureza-tiempo de tratamiento a temperatura constante".

"La dureza que presenta el material es directamente proporcional a la cantidad de fase sigma formada".

"Considerando válida la conclusión obtenida en los análisis de las zonas 1 y 3 quedaría expresada como:

$$\Delta G' = 0 \Rightarrow \Delta D = 0 \quad \text{--- (1)}$$

$$\begin{aligned} \Delta G' = 100\% \Rightarrow \Delta D &= D_{\text{Máx.}} - D_{\text{Mín.}} \\ &= 53 \text{ Rc} - 20 \text{ Rc} \\ &= 33 \text{ Rc} \end{aligned}$$

$$\therefore \text{Si } \Delta G' = 100\% \Rightarrow \Delta D = 33 \text{ Rc} \quad \text{--- (2)}$$

Donde ($\Delta G'$) es el % de fase sigma formada

(D) es la dureza expresada en Rc

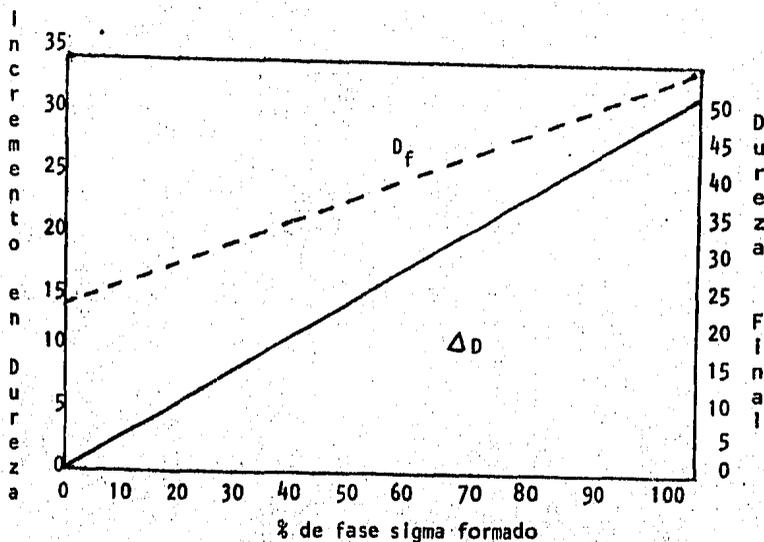
De las expresiones (1) y (2) se concluye que:

$$\text{Si } \Delta G' = 1\% \text{ de } G' \Rightarrow \Delta D = .33 \text{ Rc} \quad \text{--- (3)}$$

De acuerdo con esto podemos asegurar que es válido el siguiente cuadro de parámetros calculado a partir de las ecuaciones 1, 2 y 3.

$\Delta\%G'$	ΔD	$D_f = D_o + \Delta D$ Dureza del Mat.
0	0	20
10	3.3	23.3
20	6.6	26.6
30	9.9	29.9
40	13.2	33.2
50	16.5	36.5
60	19.8	39.8
70	23.1	43.1
80	26.4	46.4
90	29.7	49.7
100	33	53

Estó a su vez gráficamente puede ser expresado como:



GRAFICA NO. 12

De ésto se observa que dicha gráfica puede ser representada por una ecuación del tipo:

$$y = mx + b$$

Donde

$$(y) = \Delta D$$

$$(x) = \Delta \sigma'$$

$$\Delta D = m \Delta \sigma' + b \quad \text{---(4)}$$

Si:

$$\Delta D = 0 \rightarrow \Delta \sigma' = 0 \rightarrow b = 0$$

$$\therefore m = \frac{\Delta D}{\Delta \sigma'} \quad \text{---(5)}$$

De donde al efectuar el cálculo se obtiene que:

$$m = 0.33$$

finalmente

$$\Delta D = 0.33 \% \Delta \sigma' \quad \text{---(6)}$$

La ecuación 6 permite efectuar el cálculo de los incrementos de dureza que serán manifestados debido a cualquier incremento del contenido de (σ) en el material.

Ahora bien, es obvio que resulta más factible determinar la dureza a un material que el contenido de fase sigma; podemos reajustar la ecuación 6, de tal forma que obtengamos:

$$D_f = D_o + \Delta D \quad \text{---(7)}$$

sustituyendo

(4) y (6) en (7)

$$D_f = D_o + 0.33 \Delta \%G \quad \text{---(8)}$$

Por lo tanto:

$$\Delta \%G' = \frac{D_f - D_o}{0.33} \quad \text{---(9)}$$

La ecuación 9 permite calcular el porcentaje de fase sigma formado en un acero inoxidable AWS E-312 a partir de cualquier incremento de du reza observado después del tratamiento térmico.

Ahora bién esta ecuación no proporciona una relación exacta que nos permita comprobar o bién, determinar la cinética de este fenómeno.

Para determinar la relación del porcentaje de fase sigma formado como una función del tiempo, partiremos nuevamente del hecho de que en la zona 2, las gráficas vuelven a tener un comportamiento, el cual podemos ajustarle una recta.

Dicha zona quedará definida de acuerdo a los resultados obtenidos en el ensayo 3 de la siguiente manera:

Temperatura °C	600	650	700
Tiempo Mfn.	D u r e z a R c ($D_f = D_o + \Delta D$)		
0			20
20			22
40			32
60	20	20	45
80	21	26.5	50
100	29	33	52
120	32	42	52
140	45	44	53
160	50	52	
180	52	53	
200	53		
220			

Se probaron 3 ecuaciones para ajustar estos datos a una recta, obteniéndose las ecuaciones detalladas, de las cuales se eligió aquella en donde el coeficiente de correlación tendiera a 1.

Función	Temperatura		
	600°C	650°C	700°C
$y = mx + b$.9724	.9864	.9573
$y = m \log x + b$.96	.974	.93
$y = m \sqrt{x} + b$.9737	.9965	.9356

El valor más cercano a 1 se obtuvo a 650°C.

De aquí se observa que existe una relación con el tiempo, quedando éste expresado por una ecuación de la forma:

$$y = m \sqrt{x} + b \quad \text{---(10)}$$

Efectuando el cálculo de (m) y (b) para las diferentes temperaturas se obtiene:

$$T = 600^\circ\text{C} \quad D_f = 6.065 \quad \sqrt{t} - 30.25 \quad \text{---(11)}$$

$$T = 650^\circ\text{C} \quad D_f = 5.42 \quad \sqrt{t} - 14.54 \quad \text{---(12)}$$

$$T = 700^\circ\text{C} \quad D_f = 3.55 \quad \sqrt{t} + 14.57 \quad \text{---(13)}$$

Despejando (t) de las ecuaciones 11, 12 y 13 se obtiene:

$$t = \left[\frac{D_f + 30.25}{6.065} \right]^2 \quad \text{---(14)}$$

$$t = \left[\frac{D_f + 14.54}{5.42} \right]^2 \quad \text{---(15)}$$

$$t = \left[\frac{D_f - 14.57}{3.55} \right]^2 \quad \text{---(16)}$$

Para que estas ecuaciones tengan una utilidad práctica y relacionándolas como una función de (T) se efectuará una gráfica de temperatura vs tiempo, para diferentes valores de dureza.

Temp. °C	D u r e z a R c ($D_f = D_o + \Delta D$)							
	20	25	30	35	40	45	50	53
600	68.64	82.98	98.68	115.74	134.16	153.93	175	188.41
650	40.61	53.21	67.53	83.54	101.25	120.67	141.79	155.282
700	2.33	8.63	18.89	33.11	51.31	73.47	99.60	177.81
T i e m p o e n m i n u t o s								

Los datos anteriormente indicados quedan expresados en la gráfica 13, la cual nos da la relación exacta de dureza, tiempo y temperatura.

Esto es de gran utilidad ya que nos permite determinar las condiciones a las cuales debe ser trabajado un acero del tipo E-312, de tal manera que se evite la formación de fase sigma.

Las líneas punteadas corresponden a extrapolaciones de los resultados obtenidos experimentalmente.

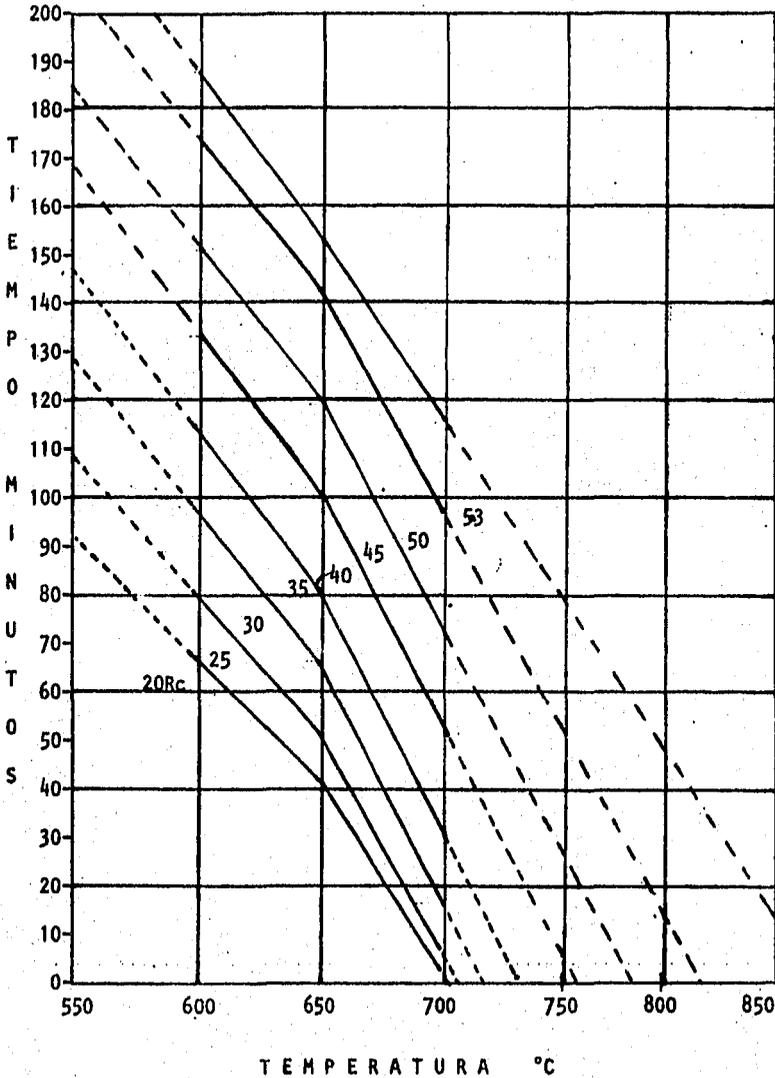
Ejemplo:

A partir de las curvas de la gráfica 13, determinar:

El tiempo necesario para obtener una dureza de 40 Rc a una temperatura de 650°C.

De la gráfica --- 100 min.

Experimental --- 98 min.

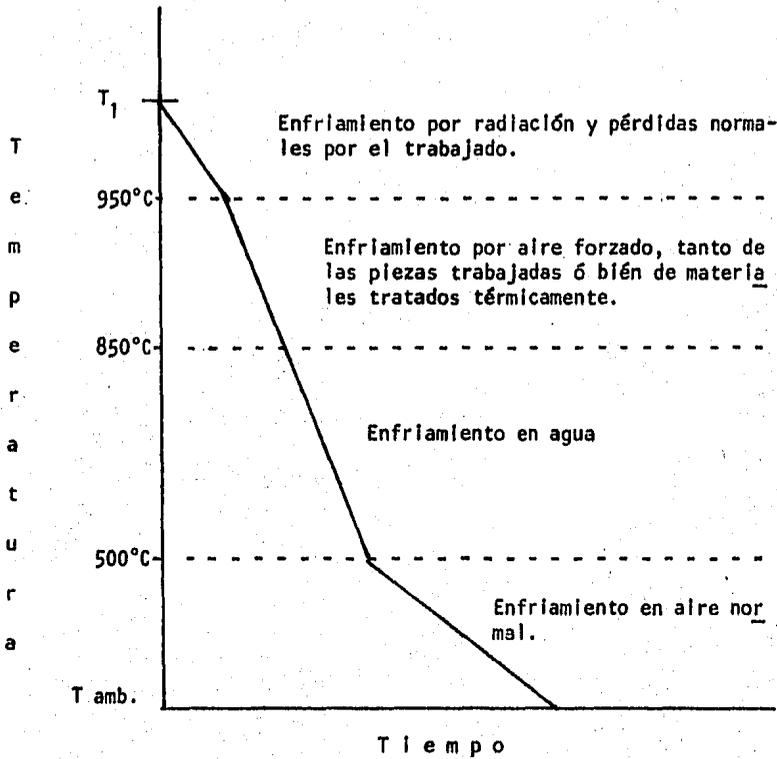


GRAFICA No. 13

Tempratura VS Tiempo, Para diferentes valores de dureza (Las lñneas punteadas son proyecciones de los valores reales obtenidos).

Conclusiones finales.

- 1) Se ha dicho que un acero inoxidable del tipo austenítico ó ferrítico no puede ser sometido a un tratamiento térmico por medio del --cual sea posible aumentar su dureza y que la única forma de lograr --un incremento de dureza en estos materiales es por medio de un trata--miento mecánico de deformación, de una manera práctica, ésto es to--talmente cierto, sin embargo se ha demostrado que cuando un acero --inoxidable con contenidos de Cr cercano al 30% y Ni de 10% puede de--sarrollar una alta dureza, sin embargo esta dureza es provocada por la precipitación de un compuesto en el borde del grano, sumamente --frágil, llamado fase sigma.
- 2) Debido a la naturaleza del compuesto y a la posición en que cris--taliza (localmente en el borde de grano) crea puntos frágiles en el material y ésto ocasiona que el acero se fragilice totalmente é In--cluso hace imposible cualquier trabajado mecánico sobre el material.
- 3) Los aceros del tipo ó composiciones químicas similares a la del --acero empleado para este trabajo (AWS E-312 30% Cr; 10% Ni), debe--rán seguir un programa ó método de trabajado, de tal manera que se --deberá evitar mantener estos materiales a temperaturas entre 500 y --850°C ya que, como se demostró, basta no más de 30 min para que se --inicie la precipitación.
- 4) Sí existe alguna duda sobre una posible formación de fase sigma --basta elevar la temperatura de la pieza en tratamiento a arriba de --900°C asegurandose de esta forma la total disolución de cualquier --compuesto que se pudiese haber formado.
- 5) Otro paso sumamente importante en el tratamiento de solubiliza--ción de este material es la forma de enfriamiento que se debe efec--tuar sobre las piezas, ya que muchas veces los choques térmicos son los responsables directos de posibles agrietamientos ó fracturas en las piezas, así bién, a continuación se describe gráficamente el mé--todo de enfriamiento recomendado para materiales que así lo requieran:



T₁ = Temperatura de forja ó laminación.

GRAFICA NO. 14

Velocidades de enfriamiento para un acero tipo AWS E-312

Para evitar la precipitación de fase sigma durante el proceso de fabricación.

SECCION III.

PARTE EXPERIMENTAL.

Capítulo No. 2.

Influencia de la composición química sobre las propiedades mecánicas de un acero inoxidable refractario al Silicio, utilizado en la fabricación de válvulas para motores de combustión interna.

Introducción. Es normal que al leer la especificación de composición química para un acero, se observe, que el fabricante ó los organismos de normalización, nos proporcionen un intervalo para cada elemento, - que forma el acero.

Este intervalo nos indica los valores máximo y mínimo en el contenido de cada elemento é incluso algunas veces se nos señala un valor "óptimo"; sin embargo ésto no impide que el fabricante del acero se halle en completa libertad de fabricar el acero con alguno ó todos sus elementos en el valor mínimo ó máximo que marca el intervalo, la ocurrencia de esta condición quedará regida por los métodos de fabricación, equipos, materias primas, Etc., lo anterior generalmente ocurre sin - que se observe una influencia importante en la calidad final del material.

En el caso que trata este trabajo se describirán los problemas que se presentaron después de 15 años de trabajar un acero al Cromo-Silicio denominado SIL XB, éste es usado para la fabricación de válvulas para motores de combustión interna.

Se observó que una serie de 11 cargas (120 toneladas) de este tipo de acero no cumplieron con las características de él esperadas; las cuales consistían en la obtención de una dureza de 48 Rc mínima después de someterla a tratamiento de temple bajo las siguientes condiciones:

Temperatura de temple 1040°C

Medio de enfriamiento - Aceite

El objetivo de este trabajo es demostrar precisamente la gran influencia de la composición química, cuando el rango de composición no pre-

vee una condición tal que; los elementos que proporcionen buenas propiedades se encuentran en su valor mínimo y los elementos que ocasionen una disminución de las propiedades deseadas se hallen en su valor máximo.

Este estudio se inició; debido a que después de someter a tratamiento de temple y revenido un lote de válvulas fabricadas con acero tipo -- SIL XB; perfectamente dentro del rango de análisis establecido; este material no desarrolló la dureza mínima esperada de 48 Rc.

Un análisis teórico de los resultados obtenidos en este trabajo demuestra que la ocurrencia de altos niveles de Silicio, combinados con bajos niveles de C, Mn y Nitrógeno, ocasionan la disminución del nivel de dureza a obtenerse después de tratamiento térmico.

Esta última sección del presente trabajo se divide en 4 partes:

- a. Sumario de datos técnicos del acero SIL XB.
- b. Experimental.
 - b.1. Observación del problema.
 - b.2. Influencia de la condición del material.
- c. Análisis de resultados.
- d. Desarrollo de un modelo que permita predecir el comportamiento en tratamiento térmico de este acero, a partir de su composición química.
- e. Confrontación del modelo establecido.

Todas las pruebas descritas fueron llevadas a cabo en el laboratorio metalúrgico de ACERO SOLAR y en el taller de tratamientos de PROCESOS TERMICOS, S.A. bajo la supervisión de los Srs. Ing. Jesús Castro C. - (Gte. de Control de Calidad) y Sr. Ing. Francesco Mascolo (Gte. de Desarrollo Metalúrgico) ambos de ACERO SOLAR, S.A.

Los análisis químicos reportados fueron efectuados por el personal -- del Laboratorio químico de ACERO SOLAR a cargo de la Ing. Dora Elia - Acosta (Spta. de Lab. Químico) con los siguientes equipos. Carbón y Azufre.- Determinador Lecco CS 144, los demás elementos re--

portados a excepción del Nitrógeno se obtuvieron Vía Rayos X usando - un equipo ARL 72000 S.

Las pruebas metalúrgicas se realizaron usando los siguientes equipos: Dureza.- Durómetro B y C marca Wilson.

Metalográfico.- Microscopio metalográfico de American Optical.

Se emplearon además:

2 Muflas eléctricas con capacidad de temperaturas hasta de 1050°C.

1 Horno de sales, propiedad de PROCESOS TERMICOS, S.A. con capacidad para temperaturas hasta de 1260°C.

Los 3 hornos están equipados con pirómetros automáticos y registradores gráficos de temperatura.

A menos que se indique otra cosa, las pruebas se hicieron usando probetas de 12.5 mm de diámetro y 20 mm de longitud.

Los reactivos usados en el ensayo metalográfico quedan descritos en - el apéndice 2 de esta tesis.

Parte a.

Sumario de Datos Técnicos.

Tabla 1.

Denominación.

Compañía ó Organismo.	País	Denominación
TRW	USA	SILCROME XB
SAE	USA	HNV-6
WALKSTERF	DDR	X80CrNiSi20
ASSA	MEXICO	SIL XB
COGNE	ITALIA	VM 21

Tabla 2.

Composición Química.

Compañía o Organismo	%C	%Cr	%Ni	%Mn	%Si
TRW, SAE, ASSA	.76/.86	19/21	1.0/1.60	.20/.60	1.90/2.60
DIN; WALKSTERF	.75/.85	20	1.5	.40	2.25
COGNE	.80	19.5	1.5	-	2.00

Propiedades generales.

1. Acero martensítico, al Cromo-Silicio resistente a la corrosión y al calor.

2. Su resistencia a la oxidación en caliente debe ser buena a temperaturas aproximadas de 750°C, en presencia de gases productos de la combustión de gasolinas de alto octanaje con contenidos elevados de tetraetilo de plomo.

3. Temperatura de trabajado.

Recocido 750 a 800°C

Temple 1040 a 1080°C (Enfriamiento en aceite).

Revenido 700 a 750°C

Trabajado

en caliente 900 a 1200°C

4. Características físicas.

Densidad 7.6 g/cm³.

Mod. de elasticidad (20°C) 20,400 Kg/mm².

Dureza (recocido) 285 Brinell (Máx).

Dureza (temple y revenido) 48 Rc (Mfn).

Tabla 3.

Coefficiente de dilatación lineal $\times 10^{-6}$ (20°C) M/M°C	Temperatura °C
-	100
11.0	200
12.0	400
12.6	600
-	700
13.2	800

Tabla 4.

Conductividad térmica Cal/cm S°C	Temperatura °C
0.048	100
-	200
-	400
-	600
0.065	700
-	800

Tabla 5.

Propiedades Mecánicas	
Condición	Bonificado
Resistencia a la tensión	95/115 Kg/mm ²
Punto de fluencia	70 Kg/mm ² Mfn.
% de Alargamiento	8% Mfn.
% de Red. de Area	12% Mfn.

Tabla 6.

Propiedades a temperaturas elevadas.

Resistencia Kg/mm ²	Temperatura ° C
60	500
25	600
14	700
6	800

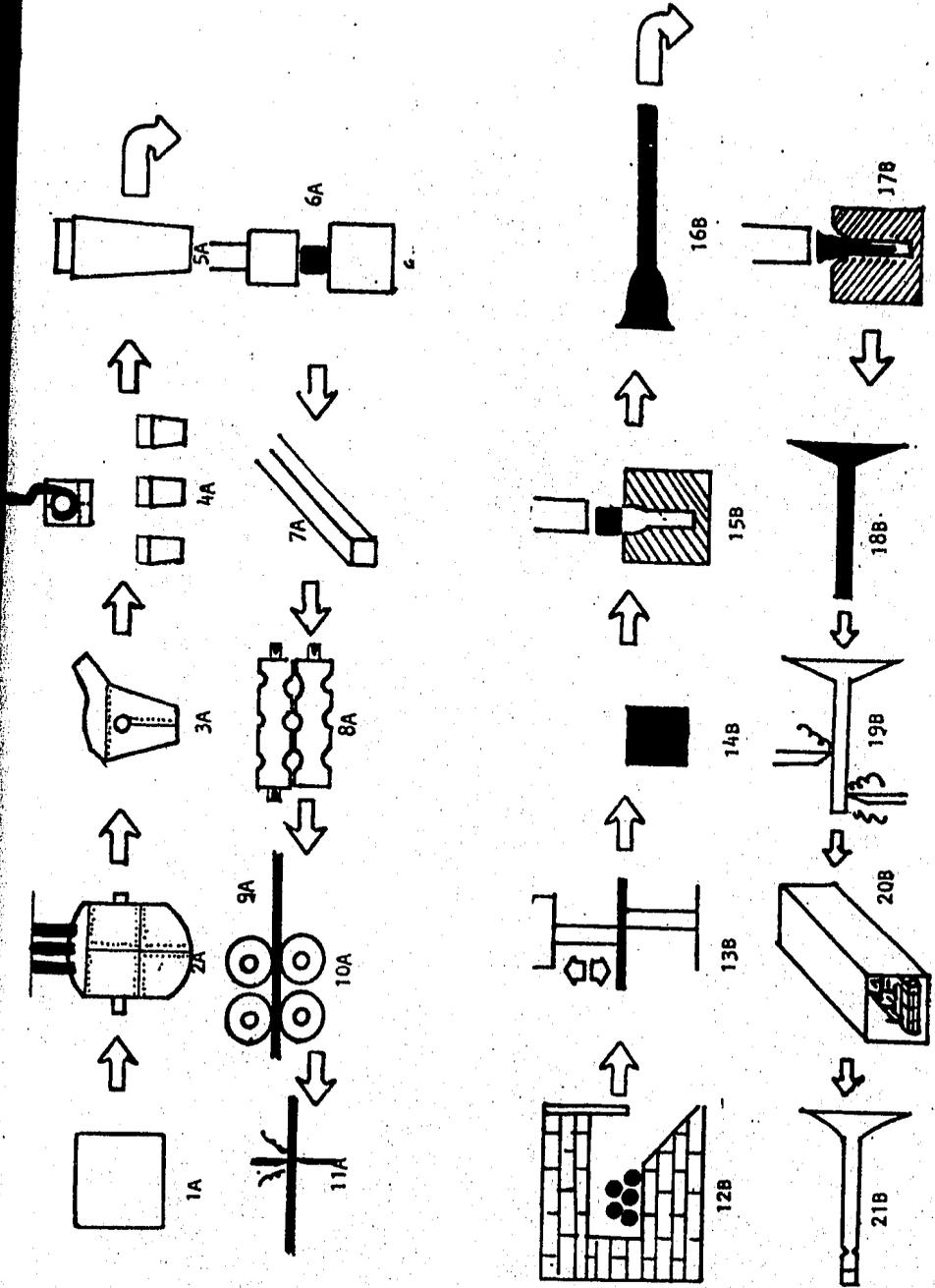
Parte b.

Experimental.

Con el objeto de proporcionar una visión más detallada del problema que se describirá así como para facilitar la discusión de las diversas soluciones propuestas, consideramos conveniente señalar a continuación el proceso standard de fabricación del acero SIL XB, así como el proceso standard de su transformación a válvulas automotrices.

Las estaciones con la letra (A) indican que esa operación se efectúa en la acería y las marcadas con la letra (B) señalan que esa operación se efectúa en la planta del fabricante de válvulas.

Diagrama Integral del proceso de fabricación de válvulas auto-
motrices con acero tipo SIL XB.



Simbología usada en el diagrama de fabricación de válvulas automotrices con acero StL XB,

<u>No.</u>	<u>Paso.</u>
1A	Materias primas.
2A	Fusión en horno eléctrico de arco.
3A	Refinación en convertidor A O D.
4A	Vaciado en lingoteras.
5A	Lingote.
6A	Forja.
7A	Bloom.
8A	Molino de desbaste y acabado.
9A	Barra laminada.
10A	Enderezado.
11A	Torneado burdo.
12B	Calentamiento (Horno de hogar abierto).
13B	Corte de tochos.
14B	Tocho de forja.
15B	Forja primaria.
16B	Producto de 1era. deformación.
17B	Forja final.
18B	Pieza forjada.
19B	Maquinado.
20B	Tratamiento térmico.
21B	Pieza terminada.

Parte b.1

Observación del Problema.

Un lote de válvulas automotrices fué sometido a su proceso normal de fabricación y sometido a tratamiento térmico de temple y revenido ob servandose con ésto, que el material no alcanzó la dureza requerida. Las piezas de este lote, fueron enviadas al laboratorio de análisis químico obteniéndose los siguientes resultados:

<u>%C</u>	<u>%S</u>	<u>%P</u>	<u>%Mn</u>	<u>%Si</u>	<u>%Cr</u>	<u>%Ni</u>	<u>%N</u>
.82	.0038	-	.63	2.35	20.60	1.22	.040

Al confrontar el resultado de este análisis, puede observarse que es tá dentro de los límites especificados por la norma bajo la cual se fabricó este material (ASSA SIL XB), sin embargo no se obtuvo un nivel de dureza adecuado, ya que únicamente presentó una dureza de --- 40.6 Rc después de templado y revenido.

Los tratamientos térmicos que a continuación se detallan fueron efec tuados sobre piezas ya terminadas, enviadas por el fabricante de vál vulas, todas las piezas pertenecen a la misma carga, de la cual ya - se detallo su composición química, el objetivo de las pruebas deta lladas a continuación era determinar una condición óptima de temple ya que se tenía la plena seguridad de que el material era capaz de - desarrollar un nivel de dureza adecuado.

Ensayo 1.

1. Recocido a 860°C durante 24 horas.
Enfriamiento en aire.
Dureza 98 Rb.
2. Temple en horno de sales a 1060°C.
Tiempo a temperatura de temple = 2 min.
Enfriamiento en aceite.
Dureza obtenida 39/40 Rc.
3. Esperando el desarrollo de dureza secundaria, las piezas tratadas

en la condición antes descrita se sometieron a un tratamiento de re
nido de acuerdo a lo que se indica a continuación.

Tiempo a temperatura de revenido = 2 horas.

Temperatura °C	Dureza después de revenido
500	28.3 Rc
550	30.9 Rc
600	36.8 Rc

El acero SIL XB por naturaleza propia, se ha observado, presenta una alta cantidad de carburos, ésto nos llevó a dar el tratamiento de re
cocido descrito en el ensayo (1), con el objeto de d
isolver los carbu
ros y enriquecer la matriz en Cromo y Carbón, basados en esta misma -
idea se desarrolló el ensayo (2), donde se comprueba la validez de es
te concepto.

Ensayo 2.

1. Doble recocido a 860°C.

Tiempo de permanencia = 2 horas cada periodo.

2. Temple a 1100°C.

Tiempo a temperatura de temple = 30 min.

Enfriado en aceite.

Dureza obtenida = 40/40.8 Rc.

3. Revenido.

Tiempo a temperatura de revenido = 2 horas.

Temperatura °C	Dureza después de revenido
600	31.7 Rc
700	33.5 Rc

Puede notarse que este segundo ensayo no arrojó ningún resultado satisfactorio ni da una idea clara sobre la posible influencia de un recocido previo al temple.

El ensayo (3) nos permitirá comparar el comportamiento de válvulas templadas con y sin recocidos previos.

Ensayo 3.

Tiempo Mfn.	Temperatura °C	Medio de Enfriamiento	Dureza Rc
20	1040	Aceite	36
20	1040	Aire	25
60	1140	Aceite	33
60	1140	Aire	34

Este ensayo (3) demuestra al compararlo con el ensayo (2) que el material desarrolla una mayor dureza cuando recibe un recocido previo, el ensayo (4) es una modificación del ensayo (2) ya que se requiere un mayor nivel de dureza en el material.

Ensayo 4.

1. Recocido a 730°C.

Tiempo de permanencia = 3 horas.

Enfriamiento en aire.

2. El temple se efectuó en las siguientes condiciones.

Temperatura de temple = 1040°C.

Tiempo de permanencia = 45 mfn.

Medio de enfriamiento	Dureza Rc
Aceite	36
Agua	34
Aire	28

Ensayo 5.

1. Recocido a 856°C.

Tiempo de recocido = 3 horas.

2. Calentamiento a 1130°C.

Tiempo a temperatura = 1 hora.

Medio de enfriamiento	Dureza Rc
Agua	37
Acelte	39
Aire	32

Los 5 ensayos anteriormente descritos fueron los que se probaron sobre el lote de válvulas enviadas por el fabricante y puede notarse que bajo ningún tratamiento se obtuvo la dureza mínima especificada.

Por esta razón se localizaron la totalidad de las cargas que se encontraban en esos momentos en la planta de ACERO SOLAR, con el objeto de investigarlas, tanto de su composición química como de su respuesta a tratamiento térmico.

Se investigaron un total de 13 cargas entre "cargas problemas" y "cargas solución".

Estas se denominan de esta forma ya que fueron fabricadas a partir de los resultados obtenidos en este trabajo, pero se nombran desde un principio para designarlas y de esta forma poder emplearlas cuando resulte conveniente.

Los análisis químicos de cada carga se detallan a continuación y cada carga se denomina de acuerdo a la clave que se indica; las letras A, B y C nos indican que fueron fabricadas en 3 hornos diferentes; la letra A indica que el material fué fabricado en horno eléctrico de arco de 10 toneladas de capacidad; la letra B indica que el material se fabricó en horno eléctrico de arco de 5 toneladas de capacidad; la letra C indica que se fabricó el material en un horno eléctrico de inducción de 50 Kg. de capacidad (cargas solución).

Tabla 6.

Composición Química de las cargas investigadas						
<u>Clave</u>	<u>%C</u>	<u>%Mn</u>	<u>%SI</u>	<u>%Cr</u>	<u>%NI</u>	<u>%N</u>
1A	.78	.50	2.35	20.10	1.16	.050
2A	.81	.44	2.40	19.50	1.15	.040
1B	.81	.49	2.40	19.65	1.22	.028
2B	.81	.64	2.05	20.65	1.74	.030
3B	.76	.53	2.50	19.90	1.32	.040
4B	.77	.59	1.45	20.25	1.28	.040
5B	.80	.58	2.25	19.40	1.17	.035
6B	.78	.47	2.35	20.35	1.45	.040
7B	.80	.48	2.15	19.70	1.34	.040
8B	.83	.59	2.10	20.15	1.42	.048
9B	.82	.63	2.35	20.60	1.22	.040
1C	.89	.66	1.75	19.80	1.80	.061
2C	.83	.65	2.10	21.25	1.47	.046

La primera explicación que se dió a este problema fué sobre la posible presencia de austenita retenida en el acero, o alguna posible influencia estructural del material, por lo que se procedió a templar probetas de material localizado en la planta, los resultados obtenidos fueron:

Ensayo 6.

1. Condición del material - Laminado y normalizado.

2. Temperatura de temple = 1040°C.

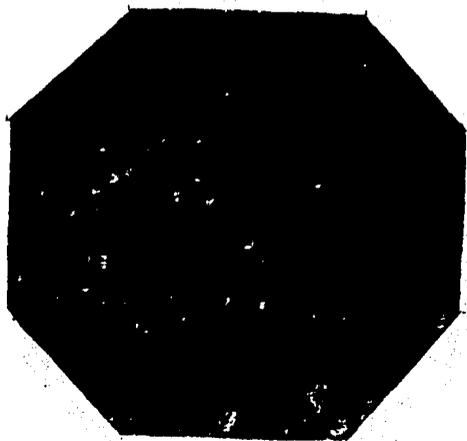
Tiempo a temperatura de temple = 15 min.

Carga	Agua	Aire	Acete
1A	30 Rc	27 Rc	38 Rc
1B	36 Rc	40 Rc	38 Rc
2B	48 Rc	44 Rc	48 Rc
5B	32 Rc	37 Rc	46 Rc

Se observa que en este caso la carga 2B desarrolló la dureza esperada y las otras cargas no desarrollaron el mismo nivel de dureza, a pesar de haberse tratado en la misma condición, estos resultados nos llevaron al estudio metalográfico de las 4 probetas que fueron templadas - en aceite, para comprobar la posibilidad de una diferencia estructural, que ocasione los diferentes niveles de dureza obtenidos.

METALOGRAFICO.

Ensayo 7.



Fotomicrografia 1.

Acero SIL X8.

Carga 1A.

Ataque Vilella.

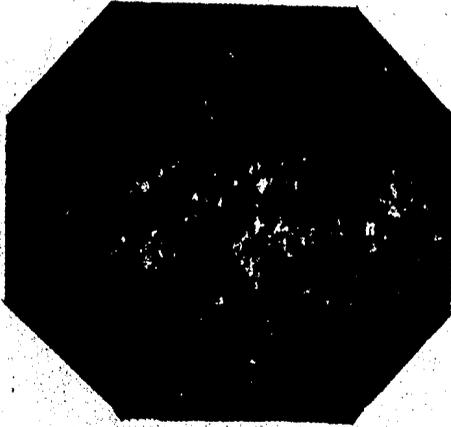
Tiempo 15 seg.

800 X

Dureza 38 Rc.

Temple a 1040°C.

Enfriamiento - Acete.



Fotomicrograffa 2.

Acero SiL XB.

Carga 1B.

Ataque Vilella.

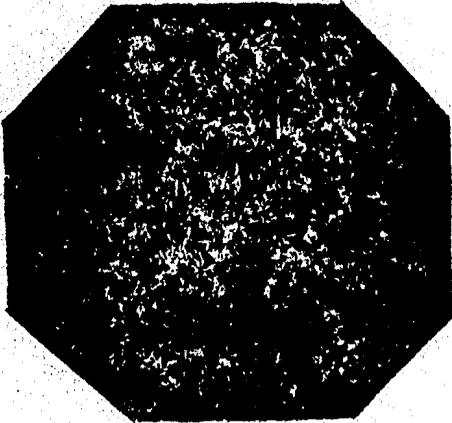
Tiempo 15 seg.

800 X

Dureza 38 Rc.

Temple a 1040°C.

Enfriamiento - Aceite.



Fotomicrograffa 3.

Acero SiL XB.

Carga 2B.

Ataque Vilella.

Tiempo 15 seg.

800 X

Dureza 48 Rc.

Templado a 1040°C.

Enfriamiento - Aceite.



Fotomicrograffa 4.

Acero SiL XB.

Ataque Vilella.

Tiempo 15 seg.

800 X

Dureza 46 Rc.

Temple a 1040°C.

Enfriamiento - Aceite.

Este ensayo nos puede dar los primeros indicios para la resolución del problema, ya que el análisis metalográfico nos muestra claramente una marcada diferencia estructural, entre los aceros que desarrollaron un nivel de dureza elevado y los que no presentan altos valores de dureza. La principal diferencia es la presencia de una gran cantidad de carburos masivos en aquellas que no tomaron dureza (Fotomicrograffas 1 y 4), La fotomicrograffa 2, muestra una parcial disolución de carburos sobre una matriz martensítica, mientras que la Fotomicrograffa 3 muestra una matriz totalmente martensítica, sin carburos, siendo en esta última -- (Carga 2B) donde se obtuvo la dureza deseada (48 Rc).

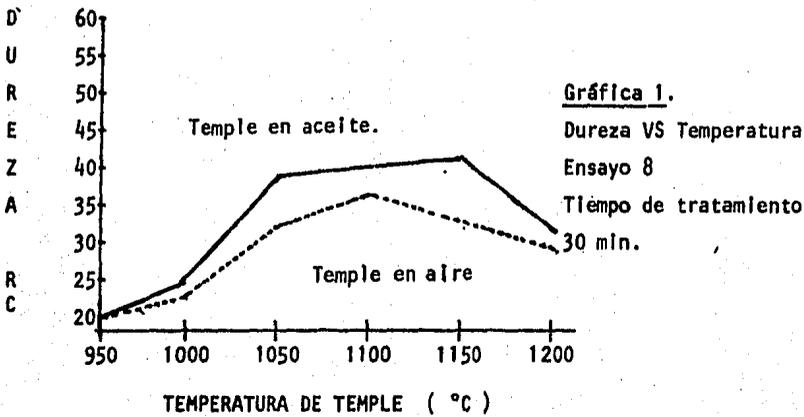
Considerando insuficiente la temperatura de temple y tratando de determinar una temperatura óptima en la cual sea posible favorecer la disolución de carburos, de tal forma que éstos se disuelvan en la matriz - se detalla a continuación el ensayo 8 en donde se probaron diferentes condiciones de tratamiento térmico.

Ensayo 8.

(Se usaron Probetas de la Carga 1B).

Temperatura de Temple °C	Medio de Enfriamiento	Dureza Rc
950	Aceite	20.7
	Aire	21.1
1000	Aceite	23.7
	Aire	22.7
1050	Aceite	38.4
	Aire	32.6
1100	Aceite	39.7
	Aire	36.8
1150	Aceite	42.3
	Aire	33.8
1200	Aceite	33.1
	Aire	29.9

Gráficamente estos resultados quedan expresados de la siguiente manera:



El ensayo (8) nos da la primera conclusión, la cual nos indica que el material desarrolla una mayor dureza, enfriando en aceite que enfriando en aire.

Se probó a partir de estos resultados obtener un desarrollo de dureza secundaria, por lo que las probetas del ensayo (8) se sometieron a diversas condiciones de revenido.

Ensayo 9.

Revenido.

a. Condición 1.

Probetas templadas en aceite.

Tiempo de tratamiento 2 horas.

Temperatura de revenido 600°C.

Temperatura de temple °C	Dureza después de revenido
950	24.6 Rc
1000	30.2 Rc
1050	33.9 Rc
1100	39.3 Rc
1150	40.5 Rc
1200	34.4 Rc

b. Condición 2.

Temperatura de revenido 700°C.

Temperatura de temple °C	Dureza después de revenido
950	22.2 Rc
1000	23.9 Rc
1050	26.9 Rc
1100	30.5 Rc
1150	33.9 Rc
1200	26.5 Rc

c. Condición 3.

Probetas templadas en aire

Temperatura de revenido 600°C.

Tiempo de permanencia a temperatura de revenido 2 horas.

Temperatura de temple °C	Dureza después de revenido
950	25 Rc
1000	26.5 Rc
1050	27 Rc
1100	32 Rc
1150	34 Rc
1200	26 Rc

d. Condición 4.

Temperatura de revenido 700°C.

Temperatura de temple °C	Dureza después de revenido
950	21 Rc
1000	23 Rc
1050	24 Rc
1100	28 Rc
1150	30 Rc
1200	22 Rc

Estos ensayos (8) y (9) describen diferentes condiciones de temperatura y medios de enfriamiento para intentar el desarrollo de un mayor nivel de dureza, sin embargo se observa que no se ha obtenido un buen resultado.

La otra condición importante es el tiempo de tratamiento por lo cual el ensayo (10) descrito a continuación determinará la posible influencia del tiempo.

La condición de tratamiento se seleccionó a partir de aquel resultado en donde se obtuvo la mayor dureza en el ensayo (9).

Ensayo 10.

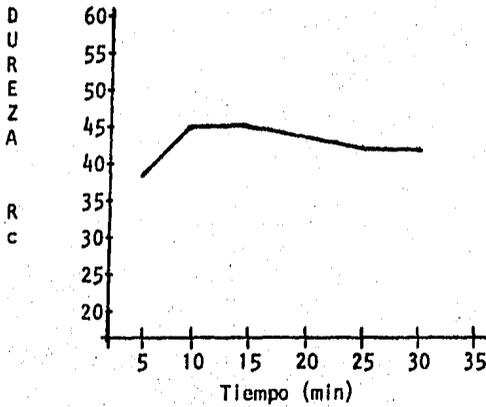
Temperatura de temple 1130°C.

Medio de enfriamiento Aceite.

En este ensayo se usaron nuevamente probetas de la carga 1B.

No..de probeta	Tiempo de tratamiento (min)	Dureza obtenida
1	5	38 Rc
2	10	43 Rc
3	15	43 Rc
4	20	42.5 Rc
5	25	42 Rc
6	30	42 Rc

Gráficamente estos resultados quedan expresados de la siguiente manera:



Gráfica 2.

Dureza VS Tiempo.

Temperatura de temple

1130°C.

Medio de enfriamiento

Aceite.

Ensayo 10

Ensayo 11.

Dando un tratamiento de revenido a las probetas tratadas de acuerdo al ensayo (10) se obtuvieron los siguientes resultados.

Tiempo de tratamiento 2 horas.

No. de probeta	Temperatura de revenido 600°C	de	revenido 700°C
1	32 Rc		28 Rc
2	36.8 Rc		31 Rc
3	34.3 Rc		30 Rc
4	33 Rc		31 Rc
5	32 Rc		29 Rc
6	33 Rc		28 Rc

Parte b.2

Influencia de la condición del material.

Los ensayos descritos hasta este momento fueron obtenidos a partir de ensayos desarrollados a partir de una metodología que podemos considerarla como la "normal", cuando se efectúan investigaciones rutinarias de tratamiento térmico, ésto significa; que si un material es capaz de desarrollar un nivel de dureza determinado, el investigador de tratamientos térmicos, únicamente se avoca a variar cualquiera de las siguientes condiciones:

1. Temperatura de temple.
2. Tiempo de permanencia a temperatura de temple.
3. Medio de enfriamiento.
4. Temperatura de revenido.
5. Tiempo de permanencia a temperatura de revenido.

Efectuar las combinaciones de las condiciones anteriores es un factor también de gran importancia.

Los 11 ensayos efectuados y descritos hasta este momento, contemplan combinaciones y modificaciones de las condiciones establecidas y como se ha hecho notar, no obtuvimos un resultado satisfactorio.

Es debido a esta razón, que se decidió ensayar sobre materiales en diversas condiciones de trabajado, de tal forma que determinemos la posible influencia de otros factores no considerados hasta este momento.

Los siguientes ensayos fueron planeados y realizados tomando en cuenta la posible influencia de las siguientes características.

- Estructura de colada (como lingote).
- Tipo de trabajado mecánico.
 - a. Condición "forjado".
 - b. Condición "laminado".
- Influencia de la estructura.
 - a. Carburos no disueltos.
 - b. Presencia de austenita retenida.
 - c. Ferrita no transformada.

Ensayo 12.

Este ensayo consiste en someter a tratamiento probetas de lingotes, - en las condiciones normales de tratamiento; ésto es:

Temperatura de temple 1040°C.

Enfriamiento en aceite

Los resultados obtenidos fueron:

Carga	Dureza inicial	Dureza después de temple
2B	31 Rc	48 Rc
3B	36 Rc	26 Rc
4B	43 Rc	50 Rc
6B	31 Rc	43 Rc
7B	31 Rc	44 Rc

Esta nueva serie de datos, nos indica la obtención de un mayor nivel - de dureza en general, sin embargo no alcanzan a cumplir el requisito - mínimo establecido (48 Rc).

Estos resultados aunados a la condición lógica de no poder entregar el material con estructura de colada, nos llevan a ensayar con material - con el menor nivel de deformación ó sea de acuerdo al proceso ya des- crito, en condición "forjado".

Ensayo 13.

Las probetas fueron tomadas para este ensayo a partir de un billet for- jado como cuadrado de 1.11/16", con una dureza inicial de 30 Rc (mate- rial correspondiente a la carga 6B).

Temperatura de temple 1040°C.

Tiempo de permanencia 15 min.

Medio de enfriamiento	Dureza Rc
Agua	31
Aire	30
Acelite	31

Probando las mismas condiciones en otras cargas (billet forjado a 1.3/4").

Carga	Dureza inicial		Medio de enfriamiento	
			Agua	Acelite
2A	98	Rb	40 Rc	42 Rc
3B	97	Rb	97 Rb	98 Rb
6B	96	Rb	30 Rc	32 Rc
7B	99	Rb	32 Rc	35 Rc
8B	38	Rc	47 Rc	48 Rc

Esta nueva serie de datos; descarta la condición "forjado" como la óptima para desarrollar el nivel de dureza esperado ya que no todas las cargas presentaron el valor de dureza deseado.

El ensayo siguiente vuelve a efectuarse con material forjado, pero se incluirá la condición de dar un recocido previo al material, el cual - en algunos casos ha demostrado ser de beneficio antes de temple el material.

Ensayo 14.

Probetas tomadas de billet forjado a 1.3/4"

Recocido a 730°C durante 3 horas.

Enfriamiento en aire

Calentamiento a 1040°C.

Tiempo a temperatura de temple 15 min.

Carga	Medio de enfriamiento	Dureza obtenida
1B	Aceite	36 Rc
1B	Aire	33 Rc
1B	Agua	36 Rc
2B	Aceite	39 Rc
2B	Aire	32 Rc
2B	Agua	39 Rc
3B	Aceite	32 Rc
3B	Aire	30 Rc
3B	Agua	33 Rc
1A	Aceite	34 Rc
1A	Aire	30 Rc
1A	Agua	33 Rc

El temple sin recocido de las cargas 1A y 2B se probará para demostrar la influencia del recocido previo.

Ensayo 15.

Temperatura de temple 1130°C.

Tiempo de permanencia 30 min.

Carga	Medio de enfriamiento	Dureza obtenida
1A	Aceite	46 Rc
	Aire	38 Rc
2B	Aceite	52 Rc
	Aire	45 Rc

El ensayo 15 mostró un nivel de dureza satisfactorio ya que se desarrolló una dureza hasta de 52 Rc.

Ahora bien, obtener un producto de forja que reúna las condiciones dimensionales para las operaciones posteriores de trabajado sería sumamente complicado; además que ocasionaría una drástica disminución en la velocidad de producción de estos materiales, por esta razón siguiendo los lineamientos determinados hasta este momento. Con materiales forjados y con estructuras de fundición se efectuaron los siguientes ensayos con material laminado, el cual nos da la condición dimensional y operacional más adecuada para el producto que será surtido.

Ensayo 16.

Recocido a 730°C.

Tiempo de tratamiento 2 horas.

Enfriamiento en aire.

Calentamiento a 1130°C.

Tiempo de permanencia 15 min.

Paralelamente al temple de las probetas tratadas previamente, se efectuó el temple de probetas, sin tratamiento de recocido, con el objeto de determinar la influencia de esta condición, en el material laminado. Los resultados obtenidos fueron los siguientes:

Carga	Dureza de temple (Rc) Material recocido Medio de enfriamiento			Dureza de temple (Rc) Material sin recocer Medio de enfriamiento		
	Aceite	Aire	Agua	Aceite	Aire	Agua
1A	34	31	33	38	30	39
1B	35	30	36	39	29	40
2B	46	44	45	48	45	49
3B	35	34	36	35	30	36

Este ensayo muestra que solo la carga 2B vuelve a desarrollar un nivel de dureza apropiado, este mismo ensayo, elimina la necesidad de un recocido previo, ya que no se observa un incremento constante de la dureza entre una condición y otra, además es necesario hacer notar que el material presenta una dureza más alta cuando se temple sin recocer.

Este ensayo 16 revela un dato importante, el hecho de que el material desarrolla una mayor dureza cuando recibe un enfriamiento en agua, que cuando se temple en medios menos severos.

A partir de esto el ensayo 17 consiste en someter las probetas templadas en aceite a un tratamiento "subcero" para el cual se empleó como medio de enfriamiento nitrógeno líquido, manteniendo durante 24 horas las probetas en este medio.

Ensayo 17.

Probetas templadas en aceite (Ensayo 16).

Medio de enfriamiento - Nitrógeno líquido.

Tiempo de permanencia - 24 horas.

Carga	Dureza antes de tratamiento		Dureza después de tratamiento	
1A	38	Rc	38	Rc
1B	39	Rc	39	Rc
2B	48	Rc	48	Rc
5B	35	Rc	36	Rc

Estos resultados eliminan la posibilidad de la existencia de austenita no transformada debido a la falta de severidad en el medio de enfriamiento, ya que se observa que no hubo ninguna variación en el nivel de dureza.

Los resultados obtenidos hasta este momento nos llevan a las siguientes conclusiones.

1. La condición del material, se ha notado ejerce una ligera influencia

sobre el posible nivel de dureza a obtenerse, sin embargo este incremento observado, no hace que los materiales que no desarrollaron el nivel de dureza mínimo, presenten el valor deseado.

2. Las cargas que si presentan la dureza mínima, en la mayoría de los casos la siguieron presentando sin que se observara una gran influencia de las modificaciones en los tratamientos térmicos usados.

3. Hasta este momento se han probado diversas condiciones de tratamiento y no se cree posible la obtención de una dureza adecuada en aquellas cargas en la que no se ha obtenido un resultado satisfactorio.

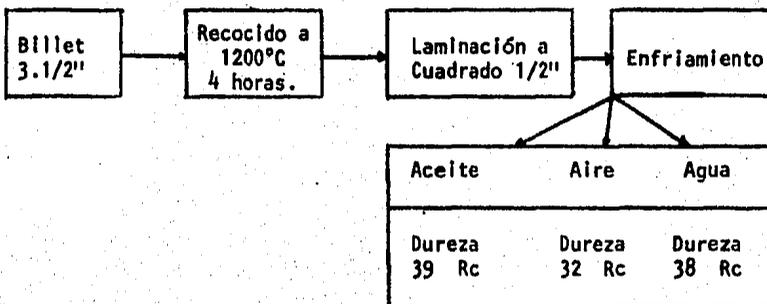
4. Los ensayos que a continuación se describen constituyen ciclos completos de combinaciones deformación-tratamiento térmico, en los cuales se persigue tener la mínima cantidad de pasos deformación-calentamiento, y fueron desarrollados a partir de los resultados obtenidos hasta este momento.

Estos ensayos son la última serie de pruebas efectuadas con el objeto de determinar si el material es capaz ó no de desarrollar dureza.

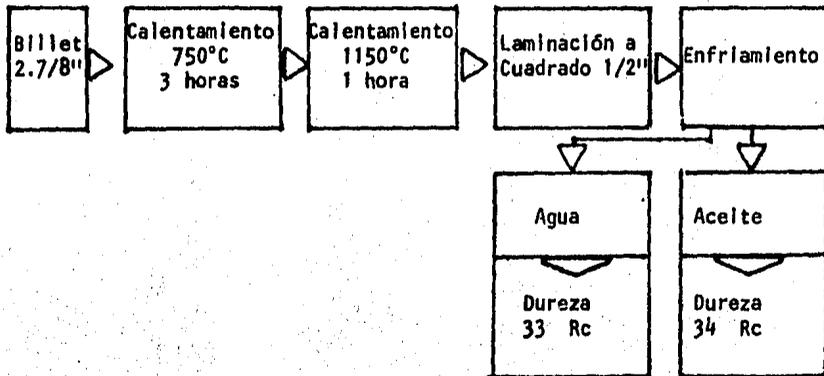
Estos ciclos serán representados en forma de "Diagrama de bloques" para una mejor comprensión de los procesos involucrados.

Ensayo 18.

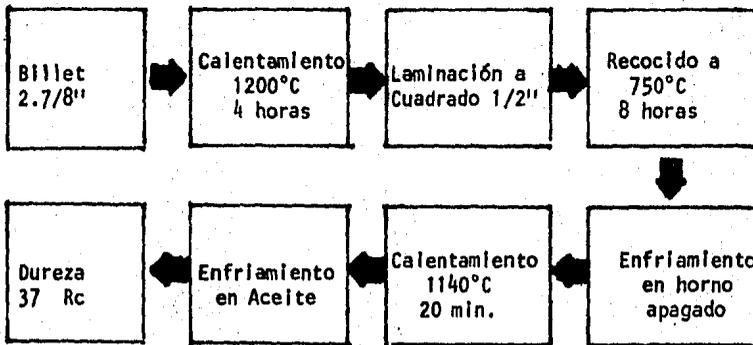
Ciclo 1. (Material de la carga 1A)



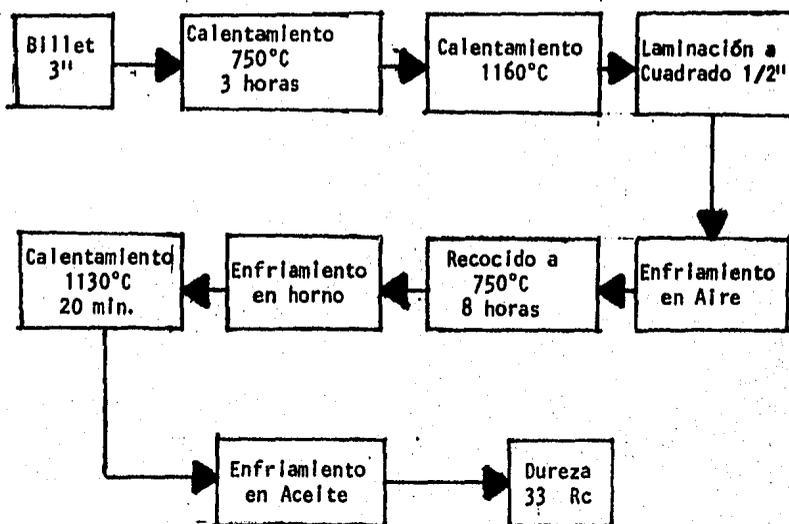
Ciclo 2. (Material de la carga 1A).



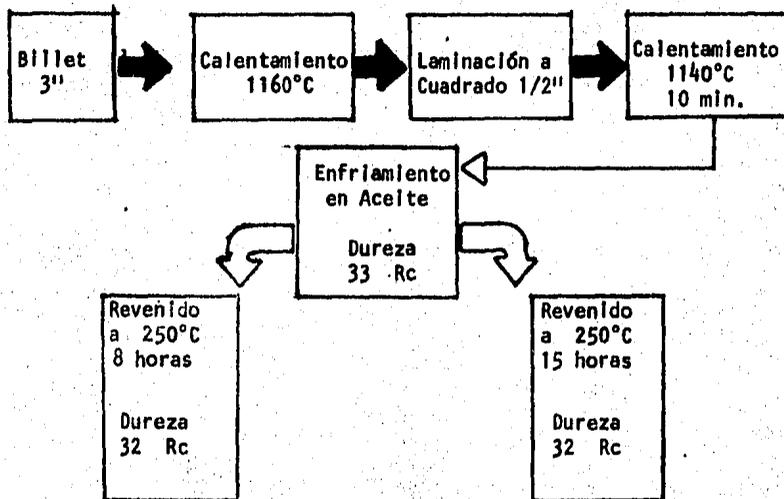
Ciclo 3. (Material de la carga 1A).



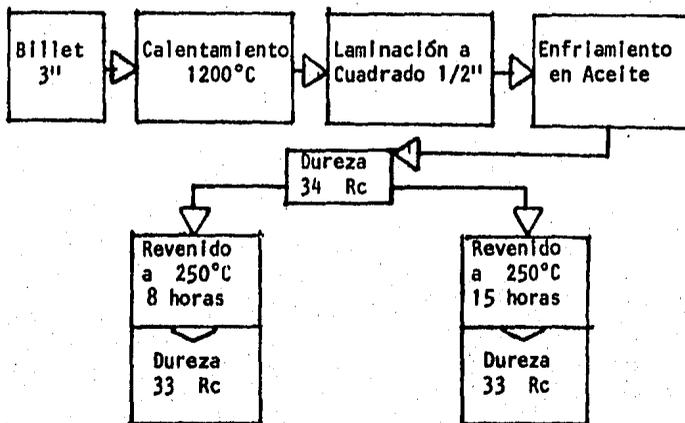
Ciclo 4. (Material de la carga 1A).



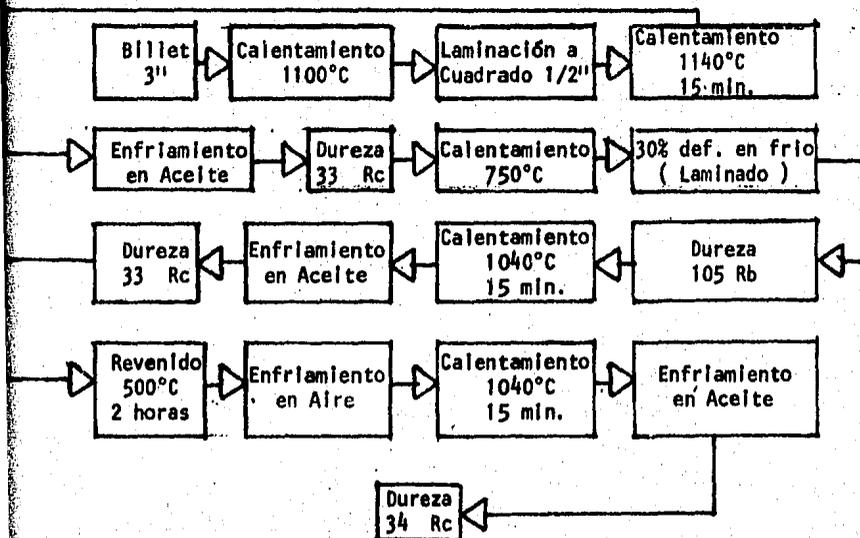
Ciclo 5. (Material de la carga 1A).



Ciclo 6. (Material de la carga 1A).



Ciclo 7. (Material de la carga 1A).



Parte c.

Análisis de resultados.

Consideramos que los 18 ensayos descritos hasta este momento agotan las probabilidades de experimentación, de diversas condiciones de tratamiento térmico.

Los resultados obtenidos señalan la imposibilidad del desarrollo de un nivel de dureza adecuado con algún tratamiento térmico.

Esto hace inútil seguir efectuando ensayos y nos lleva a enfocar el presente problema desde un punto de vista más analítico.

Las interpretaciones teóricas que se detallarán seguidamente, serán basadas sobre los resultados reales obtenidos. Con el propósito de que estos análisis sean lo más acorde con la realidad del proceso de fabricación, tanto del acero como de la válvula automotriz.

No se tomarán en cuenta ninguno de toda la serie de resultados obtenidos, y solo consideraremos los resultados obtenidos bajo las condiciones normales de tratamiento térmico.

Temperatura de temple 1040°C

Enfriamiento Aceite

Dureza mínima 48 Rc

De todas las cargas analizadas los resultados obtenidos después de este tratamiento fueron:

Carga	Dureza (Rc)
1A	38
2A	42
1B	38
2B	48
3B	21
4B	50
5B	46
6B	32
7B	47
8B	48
9B	40

Parte d.

Desarrollo de un modelo que permita predecir el comportamiento en tratamiento térmico de este acero, a partir de su composición química.

1. Un análisis teórico de todos los datos recopilados hasta este momento, nos da los siguientes lineamientos.

Todos los rangos de composición química para este tipo de acero, de acuerdo a normas Internacionales difieren de los rangos de composición americano (SAE, TRW y ASSA).

2. Paralelamente a este estudio se enviaron muestras de las cargas 1A, 3B y 9B a los laboratorios de Latrobe Steel Company (Pensilvania USA), de donde se nos reportó un valor promedio de 5% de austenita presente en material templado, bajo condiciones standard, esta cantidad de austenita no justifica el bajo nivel de dureza que han presentado los aceros.

3. Los puntos (1) y (2) nos llevan a pensar:

- La presencia de carburos masivos y abundantes no son los responsables directos de este problema, ya que toda la serie de tratamientos efectuados forzosamente hubieran dado un mejor resultado, ya que indudablemente el material se sometió a una condición tal que se forzara la disolución de carburos.

- La cantidad de austenita presente no es la necesaria para justificar un nivel de dureza tan bajo.

- El rango de composición química debe tener un papel de gran importancia en cuanto a las posibilidades de transformación y desarrollos estructurales, consideramos que la verdadera causa por la que el material no toma dureza es la presencia de ferrita no transformada en el material.

4. Con ésto se pretenderá plantear un modelo que relacione el efecto autenizante y el efecto ferritizante de cada uno de los elementos que forman el acero, con la dureza obtenida.

El sistema de cálculo será basado en los conceptos Cromo equivalente - y Niquel equivalente detallados por el diagrama de Schaeffler.

La diferencia de la suma de los productos obtenidos entre el contenido

de elementos de aleación multiplicado por el factor correspondiente a cada elemento nos dará un término que denominaremos (Z).

Este valor (Z) nos permitirá predecir la dureza que desarrollará el material cuando sea sometido al tratamiento de temple y revenido.

Para la selección de los factores a usarse en los elementos ferritizantes y austenitizantes, se optó por emplear el estudio desarrollado por DW McDowell y Charles R Mayne en su artículo Constitution, Phases and Constituents of Stainless Steel,

El hecho de seleccionar los factores señalados por estos autores es debido a que usando los que señalan Schaeffler ó DeLong no se logra ajustar el modelo que se pretende plantear ya que uno de los elementos de gran importancia en este acero es el Silicio y es precisamente este elemento el que señala la base del modelo planteado.

La forma de cálculo será la siguiente:

$$(Z) = \sum (\% \text{ elemento austenizante} \times \text{factor}) - \sum (\% \text{ elemento ferritizante} \times \text{factor})$$

Los factores usados seran: (Ver apendice 1)

Elementos austenizantes	Factor	Elementos ferritizantes	Factor
C	30	Cr	1
Mn	0.5	Si	5
Ni	1		
N	28		

El cálculo se describe solo para la carga 1A, para las demás cargas solo se anotará el resultado obtenido (Los análisis químicos de cada carga quedan detallados en la pág.145.

Análisis Químico.

%C - 0.78	Σ Austenitizantes = (.78X30)+(.50X.50)+(1.16X1)
%Mn - 0.50	+ (.05X28) = 26.21
%Ni - 1.16	Σ Ferritizantes = (20.10X1)+(2.35X5)
%N - 0.05	= 31.85
%Cr - 20.10	
%Si - 2.35	$Z = 26.21 - 31.85 = -5.64$

Carga 2A.

Σ Austenitizantes = 26.79	
Σ Ferritizantes = 31.5	(Z) = -4.71

Carga 1B.

Σ Austenitizantes = 26.549	
Σ Ferritizantes = 31.65	(Z) = -5.01

Carga 2B.

Σ Austenitizantes = 27.2	
Σ Ferritizantes = 30.9	(Z) = -3.7

Carga 3B.

Σ Austenitizantes = 25.505	
Σ Ferritizantes = 32.40	(Z) = -6.895

Carga 4B.

$$\Sigma \text{ Austenitizantes} = 25.795$$

$$\Sigma \text{ Ferritizantes} = 27.51$$

$$(Z) = -1.705$$

Carga 5B.

$$\Sigma \text{ Austenitizantes} = 26.44$$

$$\Sigma \text{ Ferritizantes} = 30.65$$

$$(Z) = -4.21$$

Carga 6B.

$$\Sigma \text{ Austenitizantes} = 26.205$$

$$\Sigma \text{ Ferritizantes} = 32.1.$$

$$(Z) = -5.895$$

Carga 7B.

$$\Sigma \text{ Austenitizantes} = 26.6$$

$$\Sigma \text{ Ferritizantes} = 30.45$$

$$(Z) = -3.85$$

Carga 8B.

$$\Sigma \text{ Austenitizantes} = 27.959$$

$$\Sigma \text{ Ferritizantes} = 30.65$$

$$(Z) = -2.691$$

Carga 9B

$$\Sigma \text{ Austenitizantes} = 27.255$$

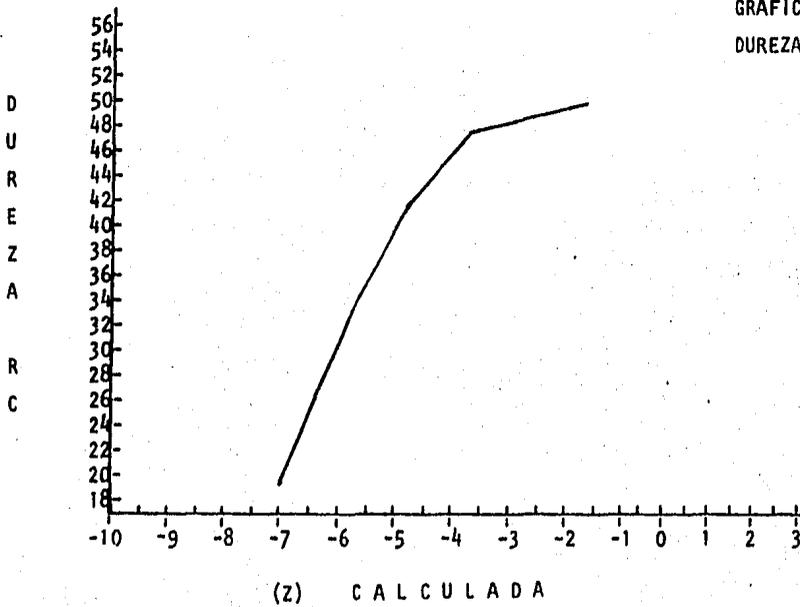
$$\Sigma \text{ Ferritizantes} = 32.35$$

$$(Z) = -5.095$$

Si tabulamos los valores de (Z) calculada y la dureza obtenida en el -
tratamiento térmico estandar tendremos:

Carga	(z)	Dureza Rc
1A	- 5.64	38
2A	- 4.71	42
1B	- 5.01	38
2B	- 3.7	48
3B	- 6.895	21
4B	- 1.705	50
5B	- 4.21	45
6B	- 5.895	32
7B	- 3.85	47
8B	- 2.691	48
9B	- 5.095	40

GRAFICA 3
DUREZA VS (z)



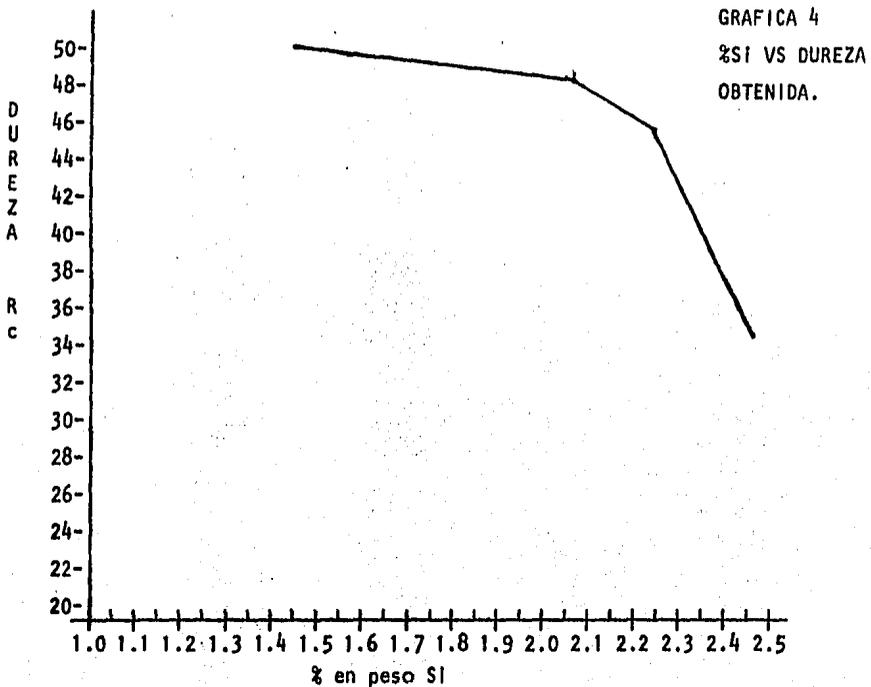
De acuerdo a ésto el valor mínimo de (Z) para obtener una dureza de - 48 Rc debe ser de -2.5

Relacionando estos resultados con el porcentaje de cada uno de los -- elementos presentes tenemos que:

La mayor dureza se obtuvo en aquellas cargas en donde se tiene el mínimo porcentaje de Silicio, y se observa un abatimiento de dureza de -- acuerdo al incremento del contenido de Silicio.

Carga	% Si	Dureza Rc
4B	1.45	50 (Fuera de especificación)
8B	2.10	48
2B	2.05	48
7B	2.15	47
5B	2.25	46
2A	2.40	42
9B	2.35	40
1A	2.35	38
1B	2.40	38
6B	2.35	32
3B	2.5	21

La gráfica No. 4 muestra estos valores:



De la observación de la gráfica (4) se nota claramente una influencia del contenido de Silicio, sobre la dureza.

La carga 4B es la que presenta el mayor nivel de dureza, sin embargo el porcentaje de Silicio se encuentra fuera del límite mínimo establecido (1.9/2.60).

El valor máximo de Silicio con el que se obtuvo una dureza aceptable -- fué de 2.10%.

El valor mínimo ha sido establecido en base a la experiencia de los -- usuarios mundiales de este tipo de acero, ya que es con este valor mñi -- mo en donde se desarrolla la resistencia a la oxidación en caliente, -- tan importante en la aplicación de este tipo de acero.

De acuerdo a ésto el rango óptimo para el contenido de Silicio sería:

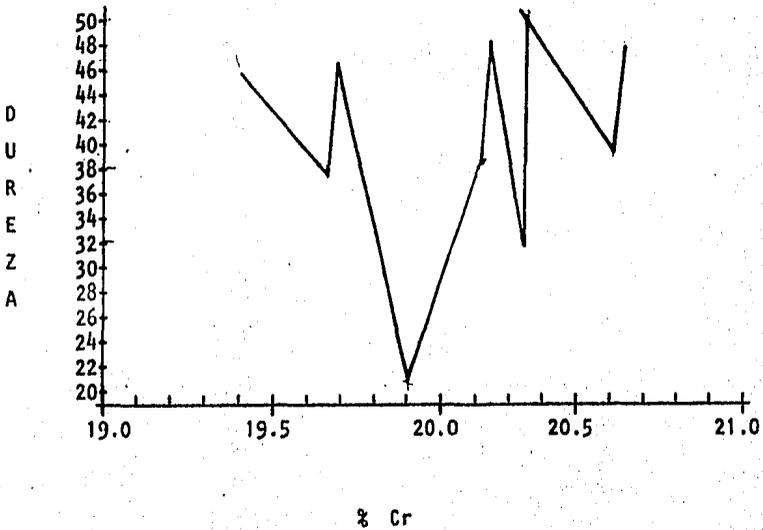
$$\%Si = 1.9 \text{ a } 2.10$$

Ahora considerando la influencia del otro elemento ferritizante (Cr) --

considerado en los cálculos ya efectuados tenemos:

Carga	Dureza	% Cr
4B	50	20.25
8B	48	20.15
2B	48	20.65
7B	47	19.70
5B	46	19.40
2A	42	19.50
9B	40	20.60
1A	38	20.10
1B	38	19.65
6B	32	20.35
3B	21	19.90

La gráfica No. 5 muestra estos valores:



No consideramos válido atribuir una influencia directa del contenido de Cromo sobre la dureza, ya que de acuerdo a los valores graficados en -- (5) no se observa ninguna tendencia valedera.

Por esta razón consideramos adecuado el rango para el contenido de Cromo en:

$$\%Cr = 19/21$$

A partir de los rangos de Si y Cr determinado podemos calcular los términos:

$$\Sigma\alpha \text{ Cr y Si Máx.} = (21 \times 1) + (2.10 \times 5) = 31.5$$

$$\Sigma\alpha \text{ Cr y Si Mín.} = (19 \times 1) + (1.9 \times 5) = 28.5$$

En la gráfica No. 3 se determinó un valor de (Z) = -2.5 por lo que esto nos lleva a calcular un valor de el término ΣY "óptimo".

$$(Z) = \Sigma Y - \Sigma\alpha = -2.50$$

$$\dots \Sigma Y = -2.5 + \Sigma\alpha$$

Calculando ΣY para los intervalos de Cr y Si, tenemos:

$$\Sigma Y \text{ Cr y Si Máx.} = -2.5 + 31.5 = 29$$

$$\Sigma Y \text{ Cr y Si Mín.} = -2.5 + 28.5 = 26$$

A partir del nuevo cálculo de los terminos ΣY podemos proceder a -- calcular un nuevo rango de análisis, para los contenidos de C, Ni, Mn y Nitrógeno.

Ahora es interesante determinar si estos elementos tienen ó no una influencia directa sobre la dureza obtenida.

Carga	Dureza	%C	%Mn	%Ni
-------	--------	----	-----	-----

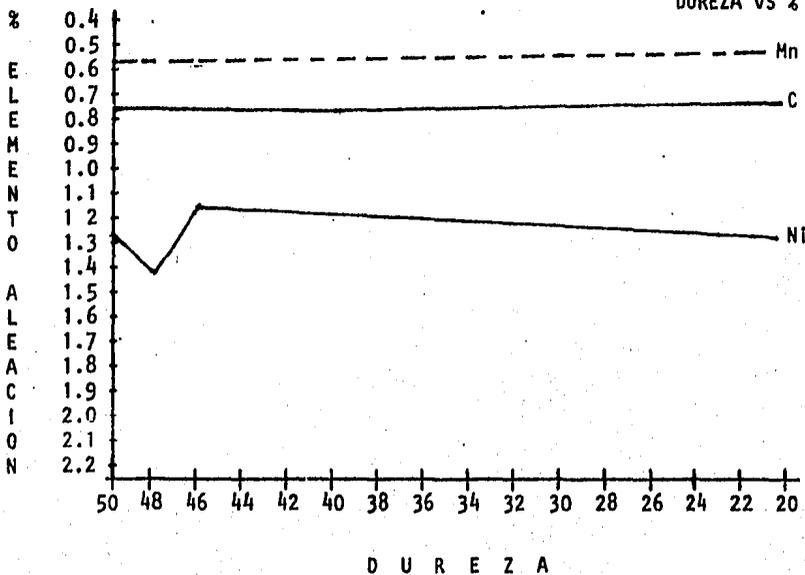
4B	50	.77	.59	1.28
8B	48	.83	.59	1.42

Carga	Dureza	%C	%Mn	%Ni
2B	48	.81	.64	1.74
7B	47	.80	.48	1.34
5B	46	.80	.58	1.17
2A	42	.81	.44	1.15
9B	40	.82	.63	1.22
1A	38	.78	.50	1.16
1B	38	.81	.49	1.15
6B	32	.78	.47	1.45
3B	21	.76	.53	1.32

Grificando estos valores tenemos:

GRAFICA 6

DUREZA VS % ELEM. ALEA.



Analizando la gráfica (6), observamos que no es posible establecer un patrón que determine la influencia de estos elementos (C, Mn y Ni) sobre la dureza final a obtenerse en el acero SIL XB.

Para establecer un rango, nos basaremos únicamente en la condición establecida sobre el valor de (Z) deseada.

Calculando el término ΣY de acuerdo al rango de composición americano tenemos:

<u>%C</u>	<u>%Ni</u>	<u>%Mn</u>
.76/.86	1/1.6	.60/.80

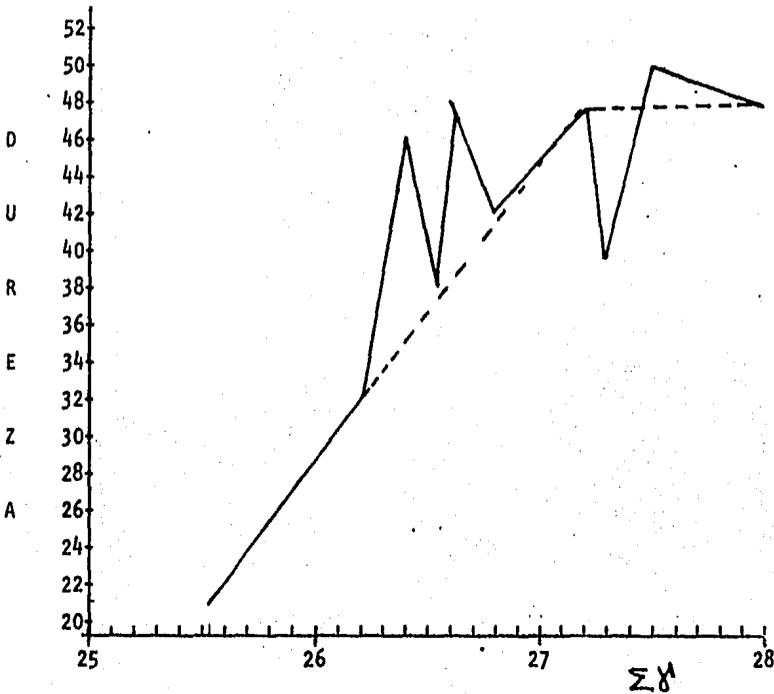
$$\Sigma Y \text{ Máx.} = (.86 \times 30) + (1 \times 1.6) + (.8 \times .5) = 27.8$$

$$\Sigma Y \text{ Mfn.} = (.76 \times 30) + (1) + (.60 \times .5) = 24.1$$

Tomando en cuenta estos 2 valores calculados podemos observar que existe un alto riesgo de que a pesar de mantener el Cr y Silicio dentro de los valores límites establecidos, los elementos promotores de austenita podrían encontrarse fuera de los límites de análisis químico que -- proporcionen un valor de ΣY óptimo ya determinado (26/29).

La influencia independiente de cada elemento sobre la dureza final a obtenerse ha sido ya establecido, que no es un elemento de juicio pero la influencia conjunta puede ser determinada a partir de la siguiente gráfica:

Carga	Dureza	ΣY
4B	50	27.51
8B	48	27.959
2B	48	27.2
7B	47	26.6
5B	46	26.44
2A	42	26.79
9B	40	27.255
1A	38	26.21
1B	38	26.54
6B	32	26.205
3B	21	25.505



A pesar de no poderse ajustar este comportamiento a un modelo exacto - se observa una tendencia a presentar una mayor dureza del material con forme existe un incremento del valor calculado de $\Sigma \delta$.

Para obtener el valor de $\Sigma \delta$ alto, debemos por lo tanto considerar la presencia de los 3 elementos considerados (C, Ni y Mn) en los límites máximos de los rangos permisibles:

<u>%C</u>	<u>%Ni</u>	<u>%Mn</u>
.80/.86	1.30/1.60	.40/.60

El rango antes señalado es perfectamente obtenible por medio de un proceso de fundición Vía Horno eléctrico de arco y además se encuentra -- dentro de los valores indicados por los rangos comunes de trabajo Indi cados por las especificaciones de fabricación tanto americanos como --

Europeos.

El valor para ΣY considerando únicamente estos 3 elementos, con el nuevo intervalo de análisis, quedará de la siguiente forma:

$$\Sigma Y \text{ C, Mn, Ni Máx.} = (.86 \text{ } 30) + (1.60) + (.60 \text{ } .5) = 27.7$$

$$\Sigma Y \text{ C, Mn, Ni Mín.} = (.80 \text{ } 30) + (1.30) + (.40 \text{ } .5) = 25.5$$

Puede observarse que los valores calculados para ΣY no dan los valores óptimos calculados para desarrollar el nivel de dureza deseado (26/29), pero es necesario considerar para esto la presencia de Nitrógeno en el acero, el cual es intencionalmente añadido en forma de Cromo Nitrurado, basados en esto, podemos calcular un contenido de Nitrógeno que nos permita obtener el valor deseado de

$$\Sigma Y \text{ Máx.} = 27.7 + (28 \%N) = 29$$

$$\Sigma Y \text{ Mín.} = 25.5 + (28 \%N) = 26$$

$$\%N/\text{Máx.} = \frac{29 - 27.7}{28}$$

$$\%N/\text{Mín.} = \frac{26 - 25.5}{28}$$

$$\rightarrow \%N = .017 / .046$$

Como resultado final de este trabajo se obtiene el nuevo rango de análisis para el acero tipo SAE HMV-6 (ASSA SIL XB) quedando como:

<u>%C</u>	<u>%Mn</u>	<u>%Ni</u>	<u>%Cr</u>	<u>%Si</u>	<u>%N</u>
.80/.86	.40/.60	1.30/1.60	19/21	1.9/2.10	.017/.046

Parte e.

Confrontación del modelo establecido.

La mejor confrontación a la que un resultado teórico puede ser sometido es la fabricación industrial de un material bajo las nuevas condiciones establecidas, el rango determinado.

Este estudio fué comprobado fabricando 2 cargas y someténdolas a tratamiento térmico, se obtuvieron los resultados a continuación detallados:

Carga 1C.

(Fabricada en Horno de Inducción de 50 Kg).

El análisis químico fué:

$\frac{\%C}{.89^*}$	$\frac{\%Mn}{.66^*}$	$\frac{\%Si}{1.75^*}$	$\frac{\%Cr}{19.80}$	$\frac{\%Ni}{1.8^*}$	$\frac{\%N}{.061^*}$
---------------------	----------------------	-----------------------	----------------------	----------------------	----------------------

* Intencionalmente esta carga fué fabricada con los elementos indicados por el asterisco, fuera de especificación, con el objeto de comprobar el valor del modelo establecido.

Se vació un lingote de 50 Kg., laminado a 6.35 mm, normalizado y templado a una temperatura de 1040°C, los enfriamientos dados fueron en:

Medio de enfriamiento	Dureza
Aceite	52
Aire	50
Agua	49

La dureza teórica esperada sería:

$$(2) = (.89 \ 30) + (.66 \ .5) + (1.8) + (28 \ .061) - (19.80) + (1.75 \ 5) \\ = 30.538 - 28.55 = 1.988$$

(Z)	Dureza (real)		Dureza (teórica)	
1.988	52	Rc	52	Rc

Carga 2C.

Análisis químico.

<u>%C</u>	<u>%Mn</u>	<u>%Si</u>	<u>%Cr</u>	<u>%Ni</u>	<u>%N</u>
.83	.65	2.10	21.25	1.47	.046

Para esta carga se repitieron exactamente las condiciones de laminación y tratamiento térmico de la carga 1C, los resultados obtenidos fueron:

Medio de enfriamiento	Dureza Rc
Aceite	47
Aire	44
Agua	46

El cálculo teórico sería:

$$(Z) = (.83 \cdot 30) + (.65 \cdot 5) + (1.47) + (.046 \cdot 28) - (21.25) + (2.10 \cdot 5)$$

$$= 27.98 - 31.75 = -3.77$$

Con este valor de (Z) la dureza a obtenerse sería de 46 Rc.

CONCLUSIONES.

Se ha demostrado en el presente estudio, la necesidad de establecer ran gos de composición perfectamente definidos, tomando en consideración la influencia que pueden tener cada uno de los elementos que componen una aleación, ya que se cometería un grave error si se consideraran única--

mente sus efectos independientes.

El empleo del diagrama de Schaeffler en la resolución de este problema, demuestra la aplicabilidad que tienen muchas herramientas teóricas siempre y cuando se analice perfectamente, la forma en que serán empleadas. Actualmente se utilizan modelos semejantes al desarrollado en este estudio para predecir la dureza de aceros inoxidables martensíticos, tanto en forma de piezas fundidas como en materiales trabajados termomecánicamente.

APENDICE No. 1

En la Sección II Capítulo No. 4 se habló de los diagramas existentes para determinar la estructura de un depósito de soldadura a partir de su composición química, estos diagramas son conocidos como diagrama de Schaeffler y diagrama de DeLong, éstos nos proporcionan los términos Cr eq. y Ni eq., calculados a partir de una serie de factores para cada elemento que forma el acero.

La intención inicial del trabajo que se concluyó en el capítulo No. 2 de la Sección III era considerar el uso de los factores que marcan Schaeffler y DeLong en sus diagramas, pero el empleo de estos factores no permitía visualizar ni plantear claramente el modelo establecido para (Z).

$$(Z) = (\%C \ 30) + (\%Ni \ 1) + (\%Mn \ .5) + (\%N \ 28) \\ - (\%Cr \ 1) + (\%Si \ 5)$$

Debido a esta razón nos inclinamos a usar los factores que marcan DW McDowell Jr. y Charles R Mayne en su estudio Constitution, Phases and Constituents of Stainless Steels, publicado en el Curso No. 18 - "Stainless Steels" editado por la Sociedad Americana de Metales (American Society for Metals) a través del Instituto de Ingenieros Metalúrgicos (IMEI) Cleveland, Ohio 1958.

Es obvio que no se puede incluir en este trabajo todo el estudio, pero a continuación se presenta una traducción de la sección de donde se obtuvieron estos valores.

"Estructuras Duplex: Aleaciones de composición no balanceada".

Las variaciones en la composición química de los aceros inoxidables austeníticos y especialmente la presencia de ciertos elementos de aleación adicionales, pueden ocasionar la presencia simultanea de Austenita y Ferrita, siendo esta última la que se encuentra presente en menor cantidad.

La ferrita esta presente en Aceros Inoxidables solubilizados (quenched annealed), ya que esta fase es la que se encuentra en equilibrio con la austenita a las temperaturas de solubilizado y consecuentemente es retenida a temperatura ambiente. Ciertos elementos de aleación favorecen la formación tanto de austenita como de ferrita y consecuentemente el análisis real del acero será el que determine sus constituyentes estructurales.

Es aceptado que el carbón, nitrógeno, níquel, incrementos en los contenidos de manganeso, menores a 5%, cobre y cobalto, son elementos promotores de la formación de Austenita. Los elementos que promueven la formación de ferrita son: cromo, molibdeno, niobio, silicio, titanio, vanadio, aluminio, tungsteno y tantalio.

El efecto de estos elementos no es el mismo, los elementos más poderosos que promueven la formación de austenita son el carbón y el nitrógeno. Por razones específicas estos elementos son adicionados en pequeñas cantidades a los aceros inoxidables austeníticos, en estos casos, el níquel es el que promueve la formación y retiene la austenita en estos aceros.

Una tabulación de los efectos relativos de diversos elementos en la formación de austenita y ferrita es dado en la siguiente tabla:

Elemento	Poder Austenizante	Poder Ferritizante
Ni	1	
C	30/35	
N	10/26	
Cr		1
Mo		4/ 6
Si		5/ 6
V		10/11
Al		12/15
Ti		6/ 8
Cb		4/ 5
Ta		2
W		2

En esta tabla a los 2 principales elementos que forman los aceros --
inoxidables, cromo y níquel, se les ha asignado el valor 1 y a los -
demás elementos se les ha asignado un valor respectivo frente al cro-
mo y níquel.

La información dada en esta tabla deberá ser aceptada más como una -
guía de la habilidad relativa para formar austenita y ferrita de ca-
da elemento, que como un factor de investigación más detallada.

Las figuras no son factores de equivalencia absolutos, así también -
es necesario considerar que el contenido total de todos los elemen-
tos, así como sus relaciones tienen un notable efecto.

Debe considerarse que ciertos elementos (Cr, Cb, Ti, Ta y posiblemente
Mo y V) tienen gran afinidad, por el carbón y las variaciones de
estos elementos gobernarán los contenidos de elementos disponibles -
para la formación de ferrita.

BIBLIOGRAFIA.

- 1) American Society for Metals. Metals Handbook.
Vol. 8.
Eighth Edition.
Metallography structures and -
phase diagrams.
Metals Park, Ohio 1973.

- 2) American Society for Metals. Metals Handbook.
Vol. 3.
Ninth Edition.
Properties and selection stain
less steels, tool materials --
and special purpose metals.
Metals Park, Ohio 1980.

- 3) American Society for Metals. Source Book on Stainless Steels.
Sección 1, 2, 3, 6 y 9.
Metals Park, Ohio 1980.

- 4) Malisnev A. Mikolalev Shuvalov. Tecnología de los Metales.
Cuarta Edición.
Editorial MIR, Moscú 1975.

- 5) Gabe D. R. Fundamentos de Tratamiento y -
Protección de superficies metá
licas.
Primera Edición en Español.
Editorial MIR, Moscú 1978.

- 6) Avner Sidney M. - Introducción a la Metalúrgia Física.
Primera Edición.
McGraw Hill, México 1977.
- 7) Lajtin Yu M. Metalografía y Tratamiento Térmico de los Metales.
Editorial MIR, Moscú 1977.
- 8) Delatrrre F. Soldadura de los Aceros Inoxidables.
Editorial URMO.
Bilbao, España 1979.
- 9) Guliaev A. P. Metalografía Tomo 1,
Editorial MIR, Moscú 1977.
- 10) Guliaev A. P. Metalografía Tomo 2,
Editorial MIR, Moscú 1977.
- 11) Van Vlack Lawrence H. Materiales para Ingeniería.
C.E.C.S.A.
México 1975.
- 12) Joslyn Stainless Steels Precipitation Hardenable Stainless Steels.
Chicago 1972.
- 13) Cogne Acciai. Acciai Inossidabili.
Breda, Italia 1977.

- 14) Acero Solar
Catálogo General de Productos,
México 1978.
- 15) Alloy Steel Institute
Data Sheet.
Steel Foundry Society of America
ca.
Rocky River, Ohio 1973.
- 16) Peckner and Bernstein
Handbook of Stainless Steels
McGraw Hill, USA 1977.
- 17) Republic Steel
Precipitation Hardenable Stainless
less Steels.
Cleveland Ohio 1972.
- 18) American Society for Metals.
Arc Welding Low and Medium Alloy
Steel.
Welding Course (C-39 L-9)
MEI ASM.
Metals Park, Ohio 1979.
- 19) Linnert George E.
High Alloy Steels-fundamentals
Welding Course (C-39 L-10)
MEI ASM.
Metals Park, Ohio 1969.
- 20) Linnert George E.
High Alloy Steels techniques
Welding Course (C-39 L-11)

- 21) Antes W. Harry
Solidification of Metals,
Elements of Metallurgy Course
(C-1 L-9).
MEI ASM.
Metals Park, Ohio 1977.
- 22) Rubins M. S.
Solid Solutions.
Elements of Metallurgy Course
(C-1 L-10).
MEI ASM.
Metals Park, Ohio 1977.
- 23) Schoefer E. A.
Welding of High Alloy Castings
Alloy Steel Institute.
Steel Foundry Society of Ameri
ca.
Rocky River, Ohio 1973.
- 24) Boger W. Hower
Introduction to Stainless Steel
(C-18 L-1).
MEI ASM.
Metals Park, Ohio 1977.
- 25) Jungie H. Charles.
Physical Metallurgy of Stainless
Steel (C-18 L-2).
MEI ASM.
Metals Park, Ohio 1978.
- 26) Jungie H. Charles.
Properties of Austenitic Stain-
less Steel (C-18 L-3).
MEI ASM.
Metals Park, Ohio 1978.

27) Jungle H. Charles.

Properties of Ferritic and Mar
tensitic Stainless Steel
(C-18 L-4),
MEI ASM.
Metals Park, Ohio 1978.