



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA DE MEXICO

FACULTAD DE QUIMICA

39

**“DIAGRAMAS TERNARIOS Y CUATERNARIOS DE ALEACIONES RICAS
EN HIERRO EN EL SISTEMA Fe-Cr-Co-Mo”.**

M O N O G R A F I A

PARA OBTENER EL TITULO DE:

INGENIERO QUIMICO

P R E S E N T A

NICOLAS E. JAIMES VILLAFANA

M-165584

MEXICO, D. F.

1 9 7 3



Universidad Nacional
Autónoma de México



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 esta 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.

I N D I C E :

- 1.- Sistema Hierro-Cobalto.
- 2.- Sistema Hierro-Cromo.
- 3.- Sistema Hierro-Molibdeno.
- 4.- Sistemas Cobalto-Cromo. Cobalto-Molibdeno. Cromo-Molibdeno.
- 5.- Sistemas Hierro-Cromo Cobalto.
- 6.- Sistemas Hierro-Cobalto-Molibdeno.
- 7.- Sistemas Hierro-Cromo-Molibdeno.
- 8.- Sistemas Cobalto-Cromo-Molibdeno.

JURADO ASIGNADO:

PRESIDENTE: PROF. SANTIAGO DE LA TORRE GALINDO.
SECRETARIO: PROF. ANTONIO CAMPERO CELIS.
SECRETARIO: PROF. JORGE MERCARINI PENICHE.
1ER. SUPLENTE: PROF. LOTH CONTRERAS GAMBOA.
2DO. SUPLENTE: PROF. RODOLFO ZAMANO IBÁÑEZ.

SITIO DONDE SE DESARROLLA EL TEMA:

LABORATORIO CENTRAL DE LA SECRETARIA DE HACIENDA Y CRE
DITO PUBLICO.

SUSTENTANTE: NICOLAS E. JAIMES VILLAFANA.
ASESOR: ING. QUIM. SANTIAGO DE LA TORRE GALINDO.
SUPERVISOR TECNICO: DR. ANTONIO CAMPERO CELIS.

A mi esposa:

Q.F.B. Etelvina Medrano de Jaimes,
con todo mi cariño y agradecimiento,
su ejemplo ha sido mi guía.

A mis queridas hijas:

Etelvina y Aurora,
como un presente para su
futura preparación.

A mis maestros:

Los cuales me enseñaron el camino de la ciencia.

Hago patente mi agradecimiento al Ingeniero Químico --
Santiago de la Torre Galindo, por haber encontrado en
él, al verdadero Maestro que es toda: HONESTIDAD INTE-
LECTUAL, EL AMOR A LA VERDAD Y EL DESEO DESINTERESADO
POR LA ENSEÑANZA DE LA QUIMICA.

Asimismo agradezco su amistad que siempre me ha brinda-
do.

INTRODUCCION.

Uno de los más importantes descubrimientos en los últimos diez años han sido la Ciencia de Materiales y Tecnología de Materiales, que han contribuido al desarrollo de la Metalúrgia.

Una de las más importantes fuentes de información relacionadas a sistemas de materiales es el Diagrama de Fases; en realidad en toda investigación se ha hecho un estudio posterior sobre los materiales.

Una información detallada sobre la composición de Fase, como la estabilidad están en función de: Composición, temperatura y presión y pueden obtenerse por medio del Diagrama de Fases.

LA COMPOSICION DE ALEACIONES RICAS EN HIERRO EN EL
SISTEMA Fe-Cr-Co-Mo.

Entre las aleaciones desarrolladas en aceros del 12% de cromo se encuentran un grupo que contiene Co- balto y Molibdeno, el cual tiene un bajo contenido de Carbono, y a su vez se puede endurecer por medio del revenido de la martensita en una matriz marténsi tica por medio de un tratamiento térmico.

Las aleaciones del sistema Fe-Cr-Co-Mo, ricas en hierro y otras aleaciones semejantes contienen algunos elementos como Niquel y Niobio, que han sido denominados Acero Super Inoxidable con 12 % de Cromo,-- habiendo una gran cantidad de información concerniente a sus propiedades Físicas y Químicas, sin embargo muy poco se conoce acerca de su composición, inclu-- yendo la naturaleza de las transformaciones que causan el endurecimiento.

El presente trabajo proporciona datos importan-- tes en la composición del sistema cuaternario Fe-Cr-Co-Mo. Aunque se dispone de poca información sobre -- este sistema cuaternario el conocimiento de los componentes en los sistemas binarios y ternarios propor^{cionan} una información para entender a los sistemas de las aleaciones cuaternarias. La composición es -- compleja, ya que hay varias fases intermedias en el equilibrio de los sistemas binarios y ternarios; --- existe también el aspecto de transición de fases durante la secuencia de precipitación. En resumen, estudios experimentales pueden ser complicados por las dificultades que hay que obtener en aleaciones homogeneas y en condiciones de equilibrio. El efecto de Carbono como elemento de aleación no es específica--

mente tratado en el presente trabajo y los resultados proporcionados se refieren principalmente a aleaciones hechas de metales base de alta pureza. En efecto, el tipo comercial de aceros contiene aproximadamente .1 % de Carbono, formando carburo, también el carbono afecta las estructuras cristalinas, como temperaturas Ms y la extensión de la curva.

Desde el punto de vista de las posibilidades comerciales para aceros del tipo Fe-Cr-Co-Mo, el rango de contenido es de 20% de cromo, 15% de Co y 10% de Mo.

El cobalto tiene varios efectos como una adición, en aleaciones, en este tipo de aceros: en particular aumenta un rango de fase así contrarresta la tendencia de la formación de la fase Delta del Molibdeno: también aumenta el endurecimiento.

Los aceros son de alta dureza por la retención de la austenita que se encuentra en cantidades muy pequeñas.

Una información más detallada concerniente a diagramas de fase de la composición de los sistemas binarios es proporcionado en manuales.

Sin embargo en el presente trabajo algunas de las principales características de estos diagramas son añadidos para el mejor entendimiento de sistemas ternarios y cuaternarios.

En el presente trabajo está ampliamente relacionado con la transformación de la composición del estado

sólido a una temperatura del orden de 1200°C, para -- representar condiciones, solución-tratamiento, tam--- bién a una temperatura del orden de aproximadamente - 600°C. la cual es típica del tratamiento térmico dado para la estructura martensítica. Las siguientes fases van a ser responsables del precipitado de la martensi ta en rangos apropiados de composición y temperatura:

- a) Fases Fe_2Mo y Fe_3Mo_2 están basadas en el sistema Fe-Mo y conteniendo otros elementos con solución.
- b) La fase χ aparece en los sistemas Fe-Cr-Mo y Co-Cr-Mo.
- c) La fase σ aparece en los sistemas binarios - Fe-Cr, Fe-Mo, Co-Mo. y lo mismo en el sistema cuaternario.
- d) Las fases R y N están basadas en los sistemas Co-Cr-Mo y Fe-Cr-Mo.
- e) Soluciones sólidas ricas en el molibdeno o -- cromo, están basadas en los sistemas Fe-Cr, y Fe-Mo, precipitando en forma similar.

1.- SISTEMA HIERRO-COBALTO.

Tiene una completa solubilidad entre la cara centrada cúbica, hierro y la cara centrada cúbica, aló-- tropo del cobalto en donde el cobalto se disuelve en el sistema del cuerpo centrado cúbico. El hierro - se disuelve un 75% en peso en donde se muestra la fi- gura No. 2.

Las temperaturas de transformación de $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ en el hierro son muy altas alcanzando temperaturas de -- 985°C., por la adición de 45 % de cobalto, más allá - de este porcentaje la temperatura de transformación - decrece hasta un 90% de cobalto. Abajo de la tempera- tura ambiente la fase del cuerpo centrado cúbico se - restablece.

Las temperaturas de transformación alotropica $\alpha \rightarrow \epsilon$ en el cobalto se retarda por la adición del Hierro.

La aleación equiatómica Fe-Co, experimenta una - reacción continua. Como también se ha comprobado en - aleaciones Fe_3Co y $Co_3Fe(4)$.

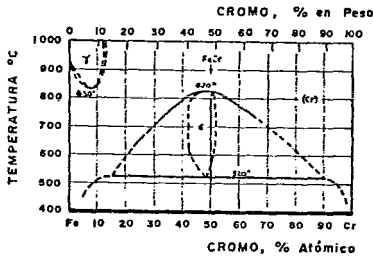
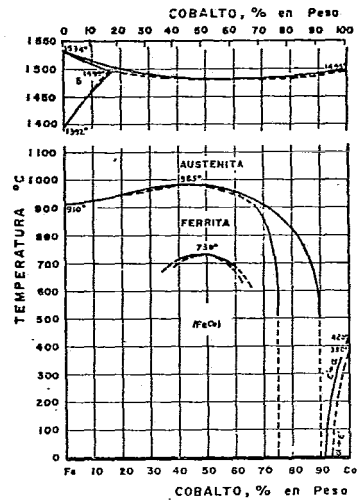


Fig. 1.- PARTE DEL DIAGRAMA DE FASE HIERRO-CROMO SEGUN HANSEN



2.- SISTEMA HIERRO-CROMO.

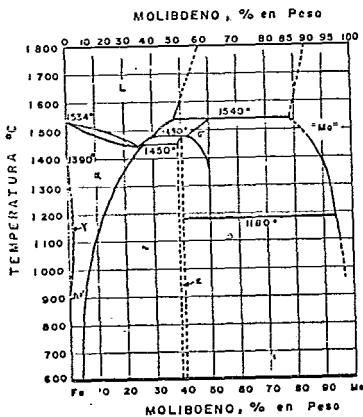
Existe un alto rango de temperatura en el cual el hierro δ se encuentra cuerpo centrado cúbico y el cromo está completamente solubilizado, aparece también una curva que se desplaza y se encuentra aproximadamente de 13% de cromo en peso.

Las redes espaciales forman la fase σ de b. c.c. cuerpo centrado cúbico en el rango de la solubilidad.

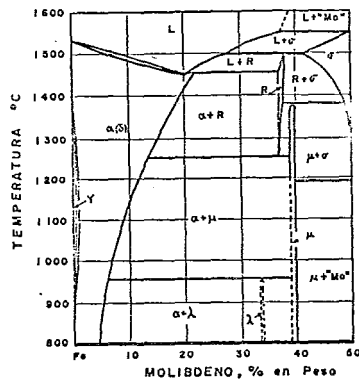
La estabilidad está representada en la figura No. 1, apareciendo como una estructura tetragonal con 30 átomos por unidad de celda y sus parámetros espaciales son: $a = 8.794\text{Å}$, $c = 4.552\text{Å}$ y $c/a = 0.518$ ---- (valor promedio).

La descomposición eutectoide es de 520°C . para formar una mezcla rica en hierro y ferritas ricas en cromo representadas por K y K' .

Resultados de algunos trabajos sobre este estudio del diagrama difieren en algunos detalles.



a) Según HANSEN y ANDERKO



(b)

3.- SISTEMA HIERRO-MOLIBDENO.

En la Figura No. 3 se muestra el diagrama de fases según Hansen y Andreko, tomando en cuenta sus recientes trabajos 8-10.

El enlace de la fase κ aumenta el 3% de molibdeno.

La solubilidad de la fase κ es muy grande a -- elevadas temperaturas, pero decrece paulatinamente -- con el abatimiento de la temperatura.

Los trabajos presentados por Abrahamson y Lopata (11) dán un límite de solubilidad de 3.9% de molibdeno a 600°C . la cual es muy baja como se vé la figura No. 3 a. la fase intermedia de composición Fe_3Mo_2 -- designada con la letra κ en el diagrama ya mencionado. Tiene una estructura cristalina de tipo D35 fase (exagonal de composición Fe_7Mo_6).

Los parámetros de rejilla de área $a = 4.755\text{Å}$, -- $c = 25.72\text{Å}$, $c/a = 5.409$, para una celda exagonal --- $a = 9.001\text{Å}$, $\kappa = 30.63^{\circ}$, para la cera romboédrica -- equivalente, teniendo 13 átomos por unidad de celda. Existe una elevada temperatura en la fase tetragonal con 30 átomos por unidad de celda, la cual tiene --- $a = 9.788\text{Å}$, $c = 4.812\text{Å}$ y $c/a = 0.5237$. Esta fase eutectoide se descompone 1180°C para dar origen a la -- formación por la fase ϵ , más solución rica en mo-- libdeno.

Esté diagrama ha sido modificado por trabajos -- más recientes (8-12), como a continuación se ve en -

la figura No. 3b en este diagrama la fase es designada por la letra μ , también se encuentra otra fase designada con la letra R; la cual contiene 37% de molibdeno siendo estable a altas temperaturas.

Forma una estructura exagonal $a = 10.910\text{Å}$, ---
 $c = 19.354\text{Å}$ y $c/a = 1.774$.

Los parámetros para la celda romboédrica equivalente son: $a = 9.016\text{Å}$, $\alpha = 74.46$ con 53 átomos por unidad de celda.

Estas estructuras aparecen los mismos que la fase R en aleaciones ternarias Co-Cr-Mo (13). Existe una fuerte tendencia para la fase R hacer retenidas en las aleaciones binarias Fe-Mo, lentamente enfriadas, es muy difícil distinguir las estructuras microscópicas $\alpha + \mu$ y $\alpha + R$.

Otra fase intermedia Fe_2Mo 8-14 designada por la letra δ da origen a formaciones de fases peritectoides a temperaturas cercanas a 950°C .

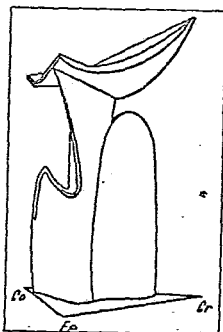


Fig. 4. MODELO TERCERA
DIMENSION DEL SISTEMA
FIERRO-CROMO-COBALTO

4.- SISTEMAS COBALTO-CROMO, COBALTO-MOLIBDENO, -
CROMO-MOLIBDENO.

La discusión detallada de estos sistemas no es --
necesaria, pero es importante hacer notar ciertos --
puntos referentes a las fases intermedias (3-5) rela-
ción a la composición de los estados sólidos de --
aleaciones ricas en Hierro cromo: Fe-Co-Mo, Fe-Co-Cr,
Fe-Cr-Mo y el sistema Fe-Cr-Co-Mo. El sistema Co-Cr,
contiene una fase designada con la letra δ , la ---
cual forma una fase peritectica del líquido y la so-
lución sólida rica en cromo, la cual es transformada
en la fase ω , alrededor de 1260°C , y 1310°C . La
unidad de celda tetragonal de fase ω , tiene un en-
rejado que depende de su composición 52.8% de cromo
 $a = 8.75\text{\AA}$ y $c/a = 0.519$ y $c = 4.54^{\circ}\text{\AA}$.

El sistema Co-Mo, también contiene una fase ω ,

pero solamente en un rango de 1250°C , en este punto se extiende una fase intermedia Co_7Mo_6 (teniendo el mismo tipo de estructura como la fase μ del sistema (Fe-Mo)); la composición ideal de los parámetros son -- exagonales que tienen: $a = 4.767\text{\AA}$, $c = 25.65\text{\AA}$ romboide $a = 8.980\text{\AA}$, $\alpha = 30.48$, dando origen a la formación de otras fases intermedias Co_3Mo , teniendo una estructura de tipo exagonal D0_{19} con $a = 5.130\text{\AA}$ y $c = 4.128\text{\AA}$.

El sistema cromo-molibdeno presentan una completa solubilidad de sólidos.

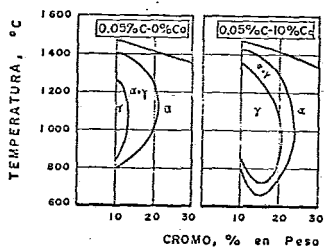


Fig. 5.-SECCION VERTICAL DEL SISTEMA HIERRO-CROMO-COBALTO-CARBON A 0.05% DE C , y A 0 y 10 % DE Co. RESPECTIVAMENTE.

5.- SISTEMA HIERRO-CROMO-COBALTO.

Un hecho importante de este sistema es el efecto que causa la adición del cobalto a las aleaciones --

hierro-cromo, formando una región muy grande de fase α como se ve en la figura No. 4 la cual se ilustra con el modelo espacial Fe-Cr-Co.

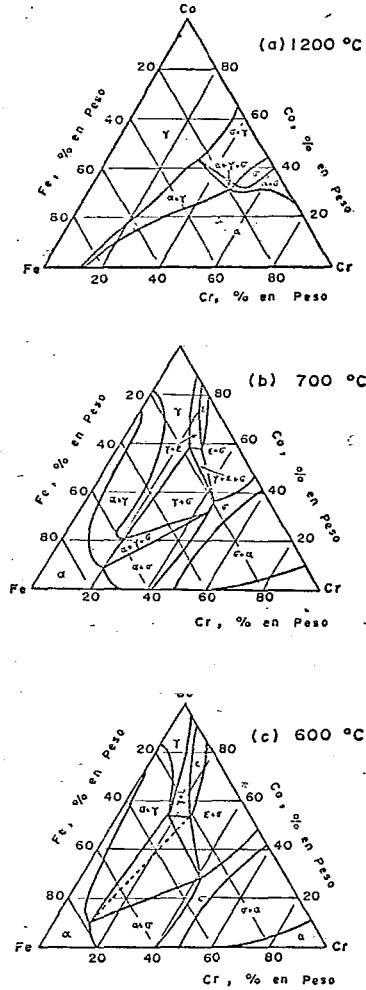


Fig. 6.-SECCION ISOTERMICA DEL SISTEMA HIERRO-CROMO-COBALTO

Por lo que no están completamente de acuerdo con las -----
investigaciones recientes, pero en principio esencial de las
fases γ y α permanecen válidas.

La amplitud de los campos son dadas a conocer por refe-
rencias en secciones verticales las cuales son determinadas-----
por el sistema Fe-Cr-Co-C. (19-22) figura No 25.

La cual se refiere a aleaciones que contienen .05% de C(22)
La sección isotérmica tiene una temperatura de 1200°C (23)
La figura No (6a) representa la fase γ de los campos del
cuerpo centrado cúbico y sus relaciones al campo de la fase
 σ extendiéndose del sistema binario Co-Cr.

La estructura detallada del diagrama estudiada por Köster-H-
Hoffman (24) a la temperatura de 1410°C forma una reacción-----
peritética invariante.

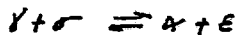
Liquidus + solución sólida rica en cromo \rightleftharpoons solución só-
lida rica en cobalto más fase δ sistema Hierro-Cromo.

El estado sólido encierra una reacción invariante a 1290°C--
en la cual se forma la fase. $\gamma + \delta \rightleftharpoons \alpha + \sigma$

El rango de temperatura abajo de 700°C es muy exacto para
aleaciones en este estudio. En este rango de temperaturas exist-
ten campos de fases en las cuales la solución sólida rica en--
hierro α coexiste con otra, una, dos y tres fases de la solu-
ción sólida γ fase σ La cual forma una reacción continua
enlazadas a las zonas de la fase en los sistemas binarios-----
Fe-Cr y Co-Cr y una solución rica en cobalto ϵ
controlando a bajas temperaturas en alótropo exagonal del --
cobalto.

Köster Hoffman determinaron regiones isotérmicas a 600°C y
700°C donde se muestran la figura 6b 6c respectivamente.

Más gráficas nos demuestran que es una reacción -
peritética que aparece alrededor de 600°C.



Esta reacción se origina de la intersección de las
regiones de fase de:



La unión de dos triángulos a temperatura constan-
te nos dá origen un cuadrilátero como se ve en la fi-
gura 6c.

El límite en la fase δ , a 600°C tiene un 12% de cromo y un 10% de cobalto. Al final de la reacción el cuadrilátero se divide en dos triángulos habiendo un equilibrio $\delta + \gamma + E$ y $\delta + E + \sigma$, y estos pueden ser separados por una región de dos fases $\delta + E$; en las regiones isotérmicas no son aprovechables sin embargo para bajas temperaturas se tiene información de los campos de fase, resultando en enfriamiento por pérdida de calor en el horno.

Teniendo en cuenta el hecho que la unión $\delta/\delta + \delta$ tienen pequeñas cantidades de cromo a temperaturas menores de 600°C figura No. 1.

6.- SISTEMA HIERRO-COBALTO-MOLIBDENO.

En el sistema la relación de fase δ/δ es de interés particular en el tratamiento de aleaciones ricas en hierro.

En este sistema existen regiones de dos fases desarrollando una unión de campos $\delta + \alpha + \delta/\delta$ del sistema Fe-Mo. Los campos de fase envuelven a δ y sus fases intermedias del sistema Fe-Mo, son muy importantes para el entendimiento del comportamiento envejecimiento de las aleaciones templadas teniendo regiones δ ó δ .

Una investigación exhaustiva de la composición del sistema que fue hecho por Köster y Tonn (25) pero el trabajo más reciente sobre la modificación sobre las necesidades del sistema binario de algunas características del diagrama ternario compuesto por Köster

y Tonn representa el compuesto binario Co_7Mo_6 , Co-Mo. Presentaron una formación continua de soluciones sólidas Fe_3Mo_2 , comúnmente mencionadas como μ (8). También su diagrama no incluye las fases Co_3Mo y Fe_2Mo .

Quizás la forma principal de su diagrama posee -- bases sólidas para su entendimiento de solidificación y las transformaciones del estado sólido, esto ayuda a relacionar figuras proyectadas y reacciones del sistema ternario vistas en perspectiva en el modelo espacial (25) figura No. 7.

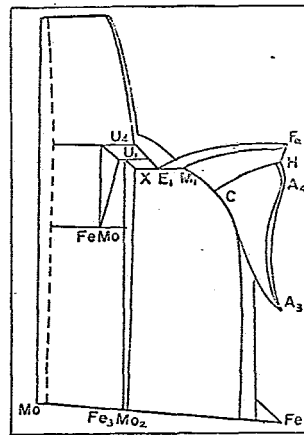
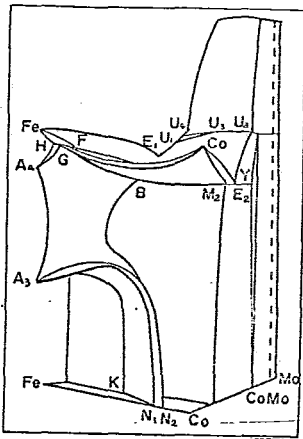


Fig. 7.-MODELO TERCERA DIMENSION
DEL SISTEMA
FIERRO-COBALTO-MOLIBDENO

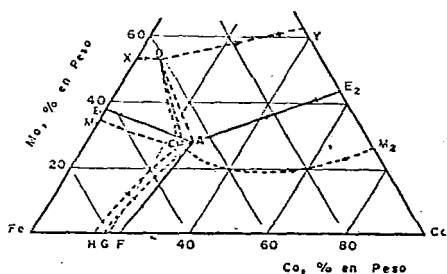


Fig. 8.- SISTEMA
HIERRO-COBALTO-MOLIBDENO
PROYECTADO EN LA ZONA
LIQUIDOS Y SOLIDOS

Figura No. 8 presenta una proyección de la fase - de líquidos y de los sólidos del sistema. Encierra a líquidos α , γ , y μ , en la cual las letras de las mismas referencias del modelo espacial son mostradas las curvas de las reacciones líquidos en el rango de composición 45 % de Mo. Los campos de la fase primaria son α se omiten por simplicidad; la solución sólida - rica en fierro cuerpo centrado cúbico FAE, FE; γ solución rica en cobalto cuerpo centrado cúbico FAE₂CO; - μ (fase intermedia FE₃Mo₂-Co₇Mo₆).

Las reacciones de solidificación son tres fases:-
Eutético: Líquidos γ y μ la composición β y α , cambian a lo largo de AE₂ y BM₂ y Dy respectivamente (NOTA: las flechas sobre las curvas indican dirección de las temperaturas, las posiciones entre los puntos A y E₂).

Aquí existe una reacción peritética ternaria invariante a una temperatura aproximada de 1300°C.



La composición de líquidos $\alpha + \gamma$, y μ , son representados por los puntos A, C, B, y D respectivamente y esos puntos forman los vértices del cuadrilátero A, B, C, D, figura No. 9a.

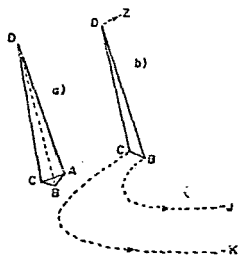


Fig. 9.- SISTEMA
HIERRO-COBALTO-MOLIBDENO

La figura A, B, C, D, representa la reacción peritética originada por la unión de líquidos $\alpha + \mu$, dos triángulos iguales A, C, D, y A, C, B, respectivamente. Al final de la reacción el cuadrilátero se divide en dos triángulos $\gamma + \alpha + \mu$ (B C D) y $\gamma + \text{líquidos} + \mu$ (B A D) por lo tanto existen dos regiones de tres fases que se extienden abajo del plano invariante, uno representa la reacción eutéctica líquidos $\alpha + \mu \Rightarrow \gamma + \mu$, extendiéndose abajo de la unión de triángulos B. A D, la otra región es $\gamma + \alpha + \mu$, que se extiende abajo de B C D.

La figura proyectada de las trayectorias a lo largo de las cuales las composiciones cambian se muestra la figura No. 9b.

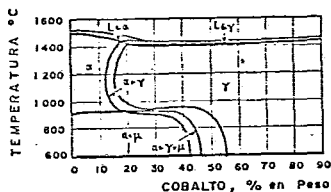


Fig. 10.
SECCION VERTICAL DEL SISTEMA
HIERRO-COBALTO-MOLIBDENO CON
10% DE Mo [25]

En las curvas DZ de composición μ , CK (composición de α BJ composición de γ).

La visualización de estas curvas y el espacio de tres fases son mejor comprendidas por modelos espaciales figura No. 7.

La sección vertical a través del modelo espacial con 10% de Molibdeno figura No. 10, muestra la forma de la región $\gamma + \alpha$, cuando desciende de líquidos α ; entonces se extiende a niveles más altos de cobalto cuando se liga con la región $\gamma + \alpha$ del diagrama Fe-Co. Parte de la región $\alpha + \gamma + \mu$ es también representada en esta región. Se pueden ver aleaciones con 10% de Molibdeno con más de 15% de Cobalto pueden ser tratadas térmicamente en la región de una sola fase.

La porción mostrada del triángulo $\gamma + \alpha + \mu$,

corresponde a la forma de posición del plano invariante BCD a estas temperaturas la región de las dos fases $\gamma + \mu$, en el sistema ternario aparece en el sistema binario Fe-Mo, en la región $\gamma + \mu$, limitada con la curva. El triángulo JKZ representa la parte inferior de la región de tres fases γ , μ y α , extendiéndose en el plano.

La figura No. 9b, nos indica un descenso de solubilidad de Molibdeno en μ , con un incremento del contenido de cobalto controlando el límite de solubilidad, presentado para el sistema binario Fe-Mo, presentado en recientes estudios (11).

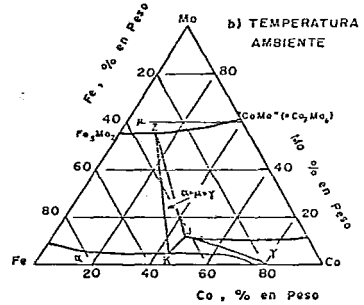
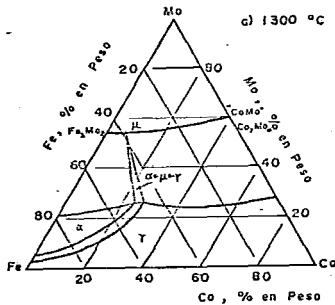


Fig. II
SECCION ISOTERMICA DEL SISTEMA
HIERRO-COBALTO-MOLIBDENO

Trabajos muy recientes necesitan modificaciones para incorporar la fase Fe_2Mo .

7.- SISTEMA FIERRO-CROMO-MOLIBDENO.

Se han hecho varias investigaciones de la composición del sistema ternario Fe-Cr-Mo, 27/38 (El sistema es complejo y existen diferentes opiniones entre las observaciones reportadas y algunas de las investigaciones. Por lo que los detalles completos de la composición de equilibrio no están establecidas, el estudio más completo del sistema parece ser Takeda y Yuka wa (35); los caracteres líquidos fueron determinados así como reacciones isotérmicas a 650°C y 1250°C y de algunas secciones verticales.

El diagrama de fase figura No. 12 muestra tres -- fases intermedias: la fase Fe_3Mo_2 del sistema Fe-Mo - designado por ϵ en el diagrama original pero ahora -- representado por μ . El cual disuelve el 10% de --- Cromo (ii) σ la fase aparece a temperaturas muy bajas en el sistema fierro-cromo y como una fase a alta tem- perature muy bajas en el sistema fierro-cromo y como una fase a alta temperatura en el sistema Fe-Mo, el - cual se extiende a lo largo del sistema ternario; una fase ternaria intermedia designada por X , basada en $Fe_{36}Cr_{12}Mo_{10}$.

La fase γ , ha sido previamente reportada por -- McMullin (31) como una estructura cúbica $a = 8.920 \text{ \AA}$ - isomórfica con la fase de α , Mn reportada por ---- Andrews (39) y Brooks (40) y Koh (41) en ciertos ace- ros conteniendo Molibdeno Kasper (42).

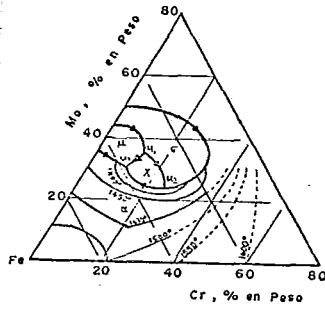


Fig. 12

PROYECCION DEL LIQUIDO MOSTRANDO LOS CAMPOS DE LA FASE PRIMARIA Y LAS REACCIONES DE SOLIDIFICACION EN EL SISTEMA Fe, Cr, Mo.

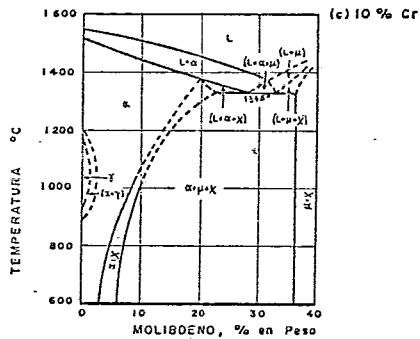
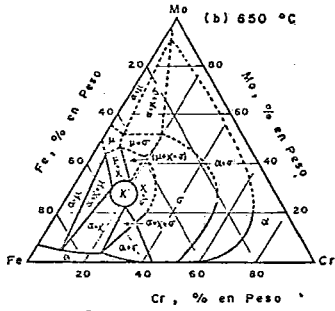
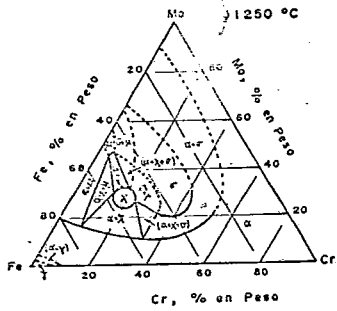


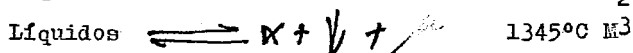
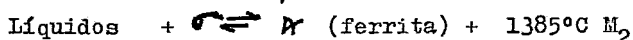
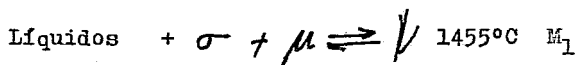
Fig. 13
SECCION VERTICAL ISOTERMICA
DEL SISTEMA
HIERRO-CROMO-MOLIBDENO [35]

Liquidus	+	1455°C	M ₁
Liquidus	+	(ferrita)1385°C	M ₂
Liquidus		1345°C	M ₃

Cada una de las reacciones lleva la formación de una región de tres fases en el estado sólido es ----- respectivamente.

Las secciones isotérmicas en el estado sólido se ven en el triángulo ellazados representan las regiones -- que están todas unidas a la región de una sola -- fase 13 a y b, varias regiones de fase se encuentran también en la región vertical con 10% de cromo figura 13 c) sin embargo existen algunas diferencias entre -- los resultados de varios investigadores en relación -- al rango de estabilidad de la fase por lo que -- dicha fase no fue detectada en las regiones isotérmicas a 900°C y 1100°C por Putman (28) ó por Baen C. -- Duuez (29) en una reacción a 650°C Mc Mullin (31) -- rerortó la fase en varias partes determinadas a 815 y 900°C, estos resultados son muy parecidos con los que Takeday Yukaua (35). Los resultados de Bechtoldt y -- Bacher (14) en diagramas ternarios que contienen 70 y 80% de Fierro. Calcula los límites de los campos que contienen como los diferentes a los de Mc Mullin -- (31) y Takeda Yukaua (35) Ver Snyder y Beatte (33) -- identificaron ambos la fase como también una fase de flujo en aleaciones de Fe 12% Cr, 4%, Mo 17 con -- tratamientos térmicos desde 925°C.

De los estudios descritos por Golschmit (30, 32,- 36, 37, 38) del sistema Fe-Cr-Mo a temperaturas meno-



Cada una de las reacciones lleva la formación de una región de tres fases en el estado sólido esto es respectivamente.

Las secciones isotérmicas en el estado sólido se ven en el triángulo ellazados representan las regiones que están todas unidas a la región ψ de una sola fase 13 a) y b, varias regiones de fase se encuentran también en la región vertical -- con 10% de cromo figura 13c) Sin embargo existen algunas diferencias entre los resultados de varios investigadores en relación al rango de estabilidad de la fase ψ Por lo que dicha fase no fué detectada en las regiones isotérmicas a 900°C y - 1100°C por Putman (28) ó por Baen G Dunez (29) en una reacción a 650°C Mc.Mullin (31) reportó la fase en varias partes determinadas a 815 y 900°C, estos resultados son muy parecidos con los que Takeday Yukaua (35) . Los resultados de Bechtoldt y - Bacher (14) en diagramas ternarios que contienen 70 y 80% de Fierro. Calcula los límites de los campos que contienen χ - como los diferentes a los de Mc. Mullin (31) y Takeda Yukaua (35) Ver Snyder y Beatte (33) identificaron ambos la fase ψ como también una fase de flujo en aleaciones de Fe 12% Cr.4% Mo 17 con tratamientos térmicos desde 925°C.

De los estudios descritos por Golschmit (30,32,36,37,38) -- del sistema Fe-Cr-Mo a temperaturas menores de 600°C aparece que la composición del estado sólido es más compleja que la que está representada en el diagrama de fase de Takeda y Yukaua (35) Una fase intermedia adicional designada con la letra N parece ser que puede existir en equilibrio metaestable, se encontró también que la fase ψ puede disolverse en grandes cantidades de carbono. Berchotoldt y Bache 14) En un estudio de los sistemas Fe-Cr-Mo y Fe-Cr-Mo-Ni reportaron una fase designada con la letra ρ ; apareciendo un rango de composición situado entre el de la fase ψ y el de la fase N reportada por Goldahmlt.

a temperaturas superiores de 800°C.

Los patrones de difracción de los rayos X de la fase no coincidieron con el patrón de la fase N, pero coincidieron con la fase R del sistema Co-Cr-Mo (13) excepto por pocas líneas.

La fase R no ha sido reportada en el sistema Fe-Cr-Mo; pero ha sido encontrada una aleación Fe-Cr-Co-Mo (96,98) ver sección 11 b.

Hughes y Kecum (97) encontraron que por analogía con los sistemas Co-Mo-Mn y Fe/Mo-Mn; en ambos aparece la fase R, a elevadas temperaturas, puede interferir algún elemento de transición (Fe) puede ser reemplazado por el Cobalto para formar la fase, así como la fase R, en el sistema Fe-Cr-Mo.

Parece ser que las fases P y R tiene estructuras muy semejantes en sus estructuras.

Además se necesita un estudio más detallado para clasificar la composición del estado sólido con respecto a la naturaleza y el rango de la existencia de éstas múltiples fases, la diferencia entre el límite existencia de éstas múltiples fases y la diferencia entre el límite de fase puede ser debido a efecto de impurezas y a diferentes tratamientos térmicos.

Las relaciones entre los campos de la fase γ y δ en el sistema Fe-Cr-Mo es más simple que en el sistema Fe-Cr-Co ó en el Fe-Cr-Mo; puesto que en ambos los sistemas Fe-Cr y Fe-Mo muestran una curva (18) Fig. 13a y c) Las aleaciones ternarias cuyas composiciones son particularmente objetivas en el presente trabajo; tales que contienen 10 a 20% de cromo y 4% de Molibdeno, solidifican con una fase γ y no están en región a ninguna temperatura.

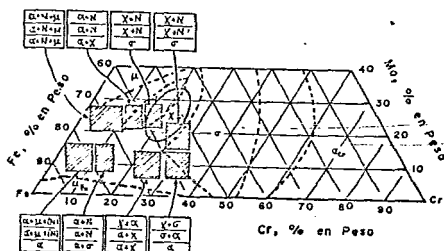


Fig. 14... SISTEMA HIERRO-CROMO-MOLIBDENO [35]

Sistema Co-Cr-Mo

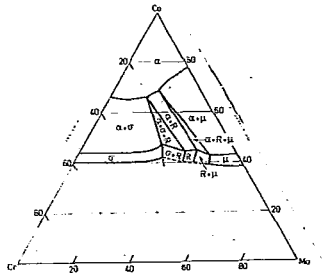
En la región isotérmica a 1200°C (Figura 15) fué determinada por Rideut (23). Los límites de la solución sólida del cobalto base a 1200°C fué determinado por Drapier (47) El Molibdeno es extremadamente soluble en la fase del cobalto-cromo y -- las regillas de los parametros de contienen 47.5% de Cobalto 31.5 cromo, 21.5 de molibdeno.

a* 8.196 A° y c= 4.627 A° (43) el cromo se disuelve en menor cantidad en Mo₆Co₇ en la fase La fase ternaria se designa -- con la letra R. Encontrándose mezclada en las dos regiones *σ μ*

La estructura de la fase R de composición 51.3 de Co, y 18.3% de Cr, 30, 4 de Mo, fué determinada por Komura (13) encontrándose una celda exagonal.

A₀ 10.903 A°, además tiene una celda equivalente a la romboédrica A₀ 9.0011 A° A= 74.°27,5', con 53 átomos por unidad de celda. Estas estructuras son muy complejas y están relacionadas con las estructuras *σ μ* estudios llevados a cabo en la sección isotérmica a 1300°C ha mostrado que la fase R está -- presente a esta temperatura (44,45)

Estudios realizados en la composición a 700°C en la fase N han sido reportados (46) y a 600°C las dos fases N y *μ* (37) Dra--- pier (47) reportó que la fase R fué precipitada



Sección isotérmica del sistema cobalto-cromo molibdeno A 1200°C

BIBLIOGRAFIA.

- 1.- Briggs, J.Z. and Parker T.D " The Super 12 % Cr Steels Climax Mo 1965
- 2.- Pikerling, F.B. I.S.I Publication No 14 114 1968 p.131.
- 3.- Hansen, M. and Anderko K, "Constitution of Binary alloys" 2nd Ed Mc Graw-Hill Book Co Inc. New York 1958.
- 4.- Elliott R.F. Constitution of binary Alloys 2nd Ed Supp; Mc Graw-Hill Book Co Inc. New York 1969.
- 5.- Shunk F.A. Constitution of binary alloys 2nd Ed Supply Mc Graw Hill 1969
- 6.- Pearson W.B. Handbook of Lattice spacings and structures of metals and alloys pergamon press New York 1958,
- 7.- " Cobalt Monograph centre d Information du Cobalt 1960 par. 198.
- 8.- Sinha A.K. Bukley R.A. and Hume-Rothery, W J. Iron Steel inst. 205, 191 (1967)
- 9.- Hillert, M. Wada T. And Wada H.J. Iron Steel Inst. 205, 539 (1967)
- 10.- Fischer W.A. Lorenz K. Fabritius H. and Sclegel, D. Arch. Eisenhüttenw 41 (1970)
- 11.- Abrahamson, E.P. and Lopta S.I. Trans A.I.M.E. 76 236 (1966)
- 12.- Gibson W.s. Lee J.R. and Hume-Rothery, W J. Iron Steel Inst. 198.64 (1961)
- 13.- Komura Y. SLY W.G. and Shoemaker D.P. Acta Cryst, 13575 (1960)
- 14.- Bechtoldt C.J. and Vacher H.C.J. of Res Nat. Bur Standars 58 (1) 7 1957
- 15.- Hornbogen E.J. Appl. Phys. 32.135 (1961) Eds G.R. Speich And Clark, Gordon and Breach Science Publ. Inc. New York 1966 P.1.
- 16.- Hornbogen E. In. " Precipitation from Iron-Base Alloys.
- 17.- Hornbogen E. Z. Metallk, 56, 133 (1965)
- 18.- Koster W. Arch Eisenhüttenw 3(6) 13 (1962)
- 19.- Coutsouradis D. And Habraken L. Men Sci "ev. Met. 57, 557 (1960)
- 20.- Coutsouradis D. "Men. Sci. Rev. Met. 58, 503 (1961)
- 21.- Coutsouradis D. and Abraken L. Cobalt No 13, 4, 1961.
- 22.- Abraken L. and Coutsouradis, Cobalt No 16 10 1965.
- 23.- Rideut S.P. Manly W.D. Kamen E.L. Lement B.S and Bech P.A. Trans. AIME 1961
- 24.- Koster W. and Hofman G. Arch Eisenhüttenw 5 627 (1932)
- 25.- Das. D.K. Rideut. S.P. and Bech P.A. J. Metals 1071 (1951)
- 26.- Wever F. and Heinzel L.A. Mitt. Kaiser Wilhelm Eisenforsch (1931)
- 27.- Putman J.W. Potter R.D and Grant A.S.M. Trans 43, 824 (1951)
- 28.- Baen S.R. and Duwez P. Trans AIME 191, 331 (1951)
- 29.- Goldschmidt H.J ISI Spec Rept. No 43 1951 pag. 249.
- 30.- Mc Mullin J.G. Meiter S.F. and Ebelings D.G.A.S.M. Trans 46 799 (1954)
- 31.- Golschmidt H.J. Trans 46 807 (1954)
- 32.- Versnyder F.L. and Beattie H.J. Jr. ASM. Trans 47, 211 (1955)