

# PROPIEDADES ESTRUCTURALES Y MAGNÉTICAS DE ACEROS Fe-Mn-Al, “FERMANAL”

por

G. A. Pérez Alcázar\*

## Resumen

**Pérez-Alcázar, G.A.:** Propiedades estructurales y magnéticas de aceros Fe-Mn-Al, “Fermanal”. Rev. Acad. Colomb. Cienc. **28**(107): 265-274, 2004. ISSN 0370-3908.

Se hace una revisión de los reportes encontrados en la literatura y de aquellos obtenidos en el Grupo de Metalurgia Física y Teoría de Transiciones de Fase (GMTF) de la Universidad del Valle, relativos a las propiedades mecánicas, estructurales y magnéticas de los aceros Fe-Mn-Al. Se analizan las aplicaciones actuales de este sistema y las perspectivas de su futuro uso.

**Palabras clave:** Acero “Fermanal”, propiedades magnéticas, corrosión resistencia, magnetismo, Fe-Mn-Al.

## Abstract

In the present work we review reports found in the literature and results obtained by the Physic Metallurgy and Phase Transitions Group (GMTF) of the Universidad del Valle related to the mechanical, structural and magnetic properties of the Fe-Mn-Al steels. Actual applications of this system and perspectives for its further use are analyzed.

**Key words:** Stainless Steels, magnetic properties, corrosion resistance, soft magnetism, Fe-Mn-Al alloys.

## 1. Introducción

Las aleaciones Fe-Mn-Al han presentado un enorme interés principalmente desde el punto de vista tecnológico, porque presentan grandes similitudes con los aceros inoxidable convencionales, los cuales son producidos con base en la aleación ternaria Fe-Ni-Cr. En estos aceros el Cr

estabiliza la fase BCC o ferrítica y le da el carácter inoxidable al producir una camada superficial muy fina de óxido de Cr que protege el acero de futura oxidación, ya que es una camada pasivante. Este mismo papel lo desempeña el Al en las diferentes aleaciones. El Ni estabiliza la fase FCC o austenítica, la cual tiene las mejores propiedades mecánicas. La misma función la cumple el Mn en diferen-

\* Departamento de Física, Universidad del Valle, A. A. 25360, Cali, Colombia.

tes aleaciones. Una ventaja de los aceros con base en Fe-Mn-Al, llamados aceros Fermental, con relación a los aceros convencionales es que tienen menor costo y peso. Presentan además excelentes propiedades mecánicas y buena resistencia a la oxidación (Charles & Berghean, 1981; Tomaszewics & Wallwork, 1984) y a la corrosión (Agudelo, Marco, Gracia, Gancedo & Pérez Alcázar, 1998; & Rodríguez, Bohórquez, Pérez Alcázar, Gracia, Marco & Gancedo, 2002).

Varios diagramas de fase estructural del sistema Fe-Mn-Al han sido reportados por diferentes investigadores y están resumidos en un artículo de revisión de Rivlin en 1983. El primer diagrama lo reportaron Koster & Tonn en 1933, el cual fue corroborado posteriormente por otros autores. El diagrama más importante fue obtenido por Chakrabarti en 1976 utilizando difracción de rayos X en aleaciones, que después de ser fundidas en horno a arco, se trataron térmicamente a 1000°C durante una semana y luego templadas en agua helada con el objetivo de mantener la estructura de 1000 °C. En este diagrama, la fase FCC presenta la región de composición más amplia, superior a la reportada en los diagramas de 750 y 1050 °C. Se han encontrado fases tales como  $\alpha$ -Fe (BCC),  $\gamma$ -Fe (FCC), b-Mn,  $\text{FeAl}_3$ ,  $\text{MnAl}_6$  y del tipo CsCl (BCC). La gran mayoría de los trabajos encontrados en la literatura antes de 1983 relacionados con este sistema, fueron resumidos por Rivlin (1983). Una revisión más completa y actualizada fue hecha por Bilmes, González, Llorente, Cuyás & Solari (1994).

Recientes estudios teóricos publicados por Rosales Rivera, Pérez Alcázar & Plascak (1992) y por Zamora, Pérez Alcázar, Bohórquez, Rosales Rivera & Plascak (1995) y experimentales publicados por Kobeissi (1991), Zamora, Pérez Alcázar, Bohórquez, Marco & González (1997) y González, Pérez Alcázar, Zamora, Tabares & Greneche (2002), relacionados con las propiedades magnéticas de los aceros Fe-Mn-Al, reportan que en la estructura BCC, dependiendo de la temperatura y la composición de la aleación, aparece una gran variedad de fases magnéticas. Se reportan fases tales como paramagnética (P), ferromagnética (F), antiferromagnética (AF), superparamagnética (SP), vidrio de espín (VE) y vidrio de espín reentrante (VER) en las fases F y AF. Recientemente Restrepo, Pérez Alcázar & González (2000), reportaron que algunas de las aleaciones en la fase F presentan un carácter semi-blando, carácter que las torna como un potencial material para ser usado como núcleo de transformadores. En la estructura FCC, los estudios experimentales de Pérez Alcázar, Galvão da Silva & Paduani (1991) y teóricos de Osorio, Zamora & Pérez

Alcázar (1996), reportan que solamente las fases AF y P existen.

En este trabajo se hace una revisión de las propiedades mecánicas, estructurales de resistencia a la corrosión y magnéticas obtenidas de los estudios experimentales y teóricos en estos aceros. Se hace un análisis de las perspectivas de uso de ellos en los diferentes campos tecnológicos.

## 2. Diagrama de fases principal

La figura 1 muestra el diagrama de fase ternario isotérmico a 1000°C reportado por Chakrabarti (1997). Este diagrama fue propuesto de acuerdo a los resultados obtenidos por difracción de rayos X y exámenes metalográficos en aleaciones fundidas, tratadas térmicamente durante 7 días a 1000°C y posteriormente templadas en agua helada. Las tres fases estructurales principales que se pueden observar en este diagrama son la FCC o austenita, CsCl (BCC) o ferrita y la b-Mn. Otras isoterms han sido recopiladas por Rivlin (1983), pero la más utilizada es la de Chakrabarti ya que presenta el mayor campo de composición de la fase FCC, fase que usualmente presenta las mejores propiedades mecánicas.

## 3. Propiedades mecánicas

Banerji (1978), reporta un trabajo muy completo de las principales propiedades mecánicas de los aceros Fe-Mn-Al a temperatura ambiente y a 650°C. Estas propiedades

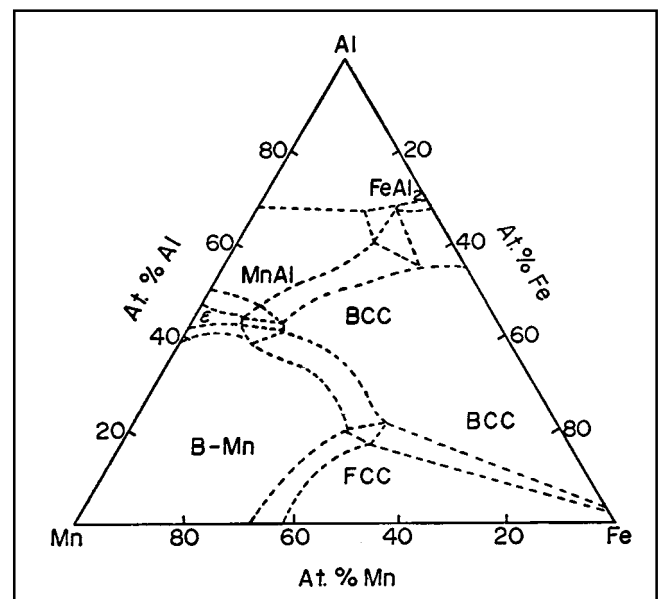


Figura 1. Diagrama de fases estructural de 1000°C del sistema ternario Fe-Mn-Al.

las compara con las obtenidas, en las mismas condiciones, para un acero al carbono y dos aceros inoxidable tipo 304 y 347. En la figura 2 se muestra dicha comparación. Se puede notar que a temperatura ambiente, la resistencia a la fluencia y a la tracción de los aceros Fe-Mn-Al son mayores que las de los aceros tipo 304 y 347 y muy superiores a las del acero al carbono. Es posible notar que aún a 650°C estas propiedades en los aceros al carbono y los inoxidables, son inferiores a las del acero Fe-Mn-Al. **Kayak** (1969), reporta también algunas propiedades mecánicas de este sistema y muestra que a diferentes temperaturas, estas dependen principalmente de la concentración de Al y muy poco de la concentración de Mn.

Resultados más recientes obtenidos por **Mina, Prieto, Aguilar, Rodríguez, Morales & Pérez Alcázar** (1995) y **Rodríguez, Bohórquez, Pérez Alcázar, Mina, Aguilar y Morales** (1996), reportan el efecto del carbono y el Al en la microdureza y microestructura de este acero. Comparando los resultados de agregar 0.5 y 1% at. C (0.2-0.26 % en masa) y entre 5 y 7.5% at. Al (2.5-3.2% en masa), consiguen mostrar que las mayores durezas se obtienen para 1 % at. C y que la fase FCC queda mejor consolidada y libre de poros para 7.5% at. Al. Finalmente, **Rodríguez, Jiménez, Adeva, Bohórquez, Pérez Alcázar, Fernández & Chao** (1998), reportaron un estudio de las propiedades mecánicas y estructurales a 77 y 290 K de aleaciones con 1% at. C y 7.5% at. Al, variando el contenido de Mn. Mostraron que para contenidos de Mn > 15%, las aleaciones son austeníticas y que para Mn < 15% ellas presentan la estructura bifásica austenita + martensita. El comportamiento por ellos obtenido para el límite elástico y la resistencia máxima a la tracción, así como del alargamiento a carga máxima en función del contenido en peso de Mn, se ilustran en las figuras 3a y 3b, respectivamente. Estos

resultados muestran que las aleaciones con contenidos de Mn entre 15 y 35% Mn, presentan las mejores propiedades mecánicas y que estas son mejores a 77 K que a 290 K o temperatura ambiente. Según los autores, estos resultados son una consecuencia de la formación de una mayor cantidad de maclas a bajas temperaturas.

#### 4. Resistencia a la corrosión-oxidación

El comportamiento ante la oxidación de estas aleaciones ha sido ampliamente investigado. **Tomaszewicz & Wallwork** (1984), publicaron la primera revisión al respecto y en uno de los trabajos que citan se realiza un investigación sistemática de la oxidación de aleaciones Fe-Mn-Al en la fase FCC con y sin carbono, y encuentran que solamente las aleaciones con Al entre 8 y 12% at. y Mn entre 2.5 y 10% at. presentan una camada pasivante de  $Al_2O_3$  que las hace resistentes a la oxidación, inclusive a 982°C. **Tjong** (1990), analiza la composición y microestructura de la camada de óxido formada en estos aceros en atmósferas de  $SO_2/O_2$  a 900°C. Encuentra una camada externa de  $(FeMn)_2O_3$  y otra de  $Al_2O_3$  entre esta y el sustrato. Posteriormente **Tjong & Swart** (1991), demuestran que se forman diferentes tipos de capas superficiales dependiendo de la dosis de oxígeno y de la temperatura. **Liu & Chang** (1997), proponen un modelo de los pasos de oxidación y carburización de aceros Fe-Mn-Al en el rango entre 900 y 1070°C. En general, los estudios de oxidación de estos aceros han demostrado que su desempeño es pobre comparado con los aceros inoxidables.

Son muchos los estudios de oxidación reportados en estas aleaciones y muy pocos aquellos que tienen que ver con la corrosión. Todos corresponden a la corrosión mari-

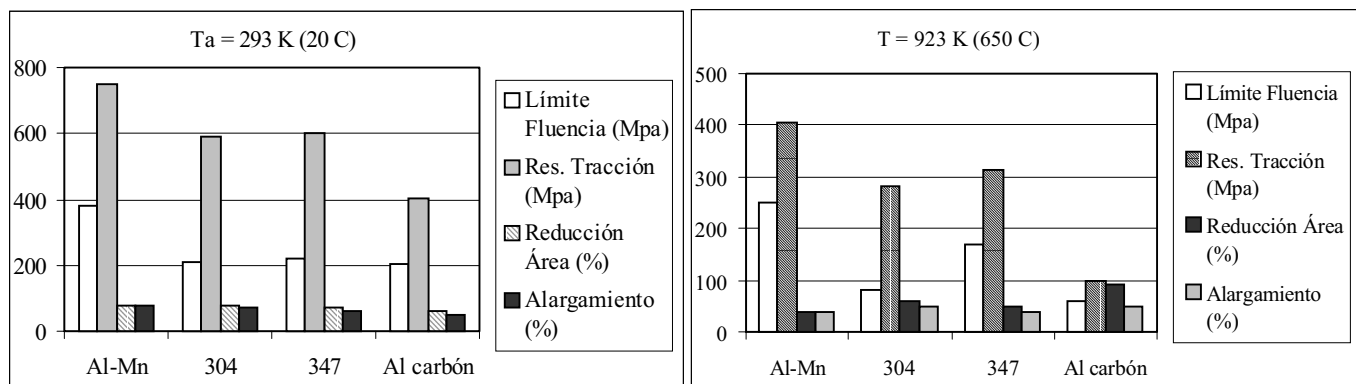


Figura 2. Propiedades mecánicas de un acero Al-Mn (10.2, 34.4, 0.76 % at. Al, Mn, C respectivamente), comparadas con dos aceros al Cr-Ni y un acero al carbono

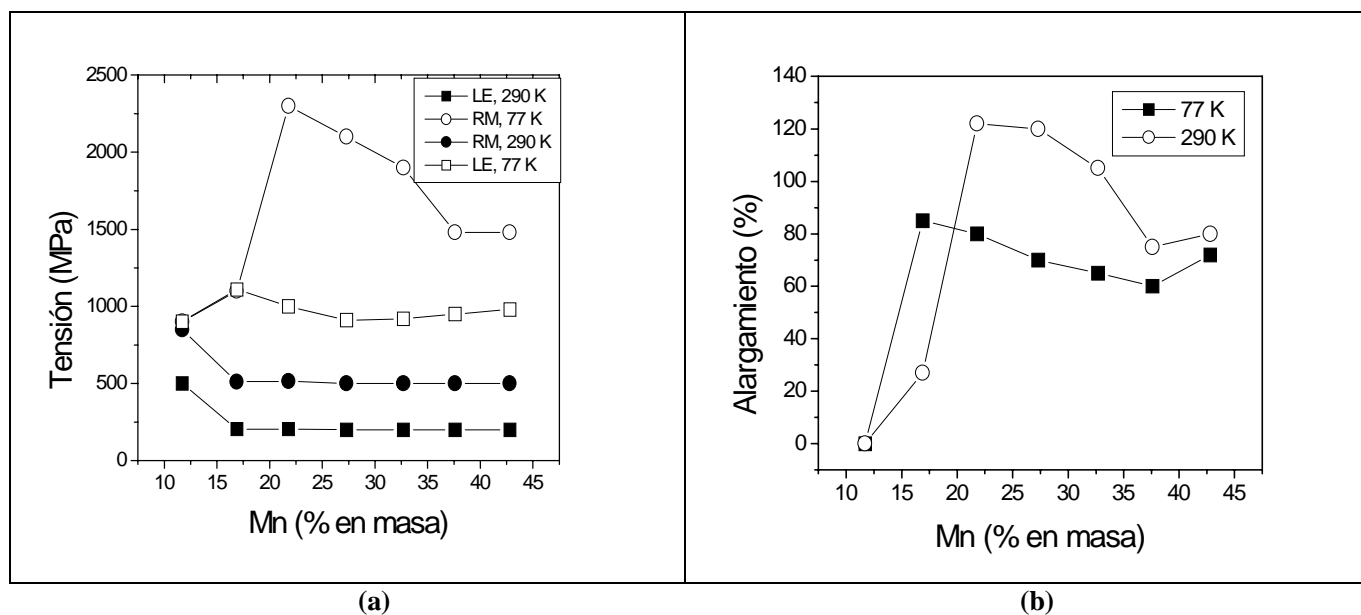


Figura 3a. Límite elástico (LE) y resistencia máxima (RM) a 77 y 290 K, y b) Alargamiento a 77 y 290 K, para diferentes contenidos de Mn

na en atmósferas simuladas y se reportan resultados contradictorios. Solamente dos trabajos han sido reportados sobre la corrosión de estos aceros en atmósferas de  $\text{SO}_2$ . El primero de ellos publicado por **Agudelo, Marco, Gracia, Gancedo & Pérez Alcázar** (1998). En este trabajo se reportan los resultados de someter aleaciones Fe-Mn-Al austeníticas, con 5% at. Al y 0.5 % at. C y 4 concentraciones diferentes de Mn, a ciclos húmedo-seco (98 y 15% de humedad durante 6 y 18 horas, respectivamente). De acuerdo con la ganancia de peso de estas aleaciones, se concluye que su velocidad de corrosión es entre 2 y 5.5 veces menor que la del Fe y de los aceros autopasivables o Corten. Entre las aleaciones Fe-Mn-Al la de mejor comportamiento es aquella con 19.5% Mn. Los productos principales de corrosión encontrados fueron  $\text{FeSO}_3 \cdot 3\text{H}_2\text{O}$ , oxihidróxidos de Fe, sulfato de Mn y alúmina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ).

El segundo trabajo fue reportado por **Rodríguez, Bohórquez, Pérez Alcázar, Gracia, Marco & Gancedo** (2002). Teniendo en cuenta que las mejores propiedades mecánicas se obtienen cuando el acero contiene 7.5% at. Al y 1% at. C y que además los aceros Corten contienen 0.3% at. Cu, se prepararon dos de estas aleaciones sin Cu y con 55 y 80 % Fe (aleaciones  $A_2$  y  $A_7$ ) y dos con 0.3% at. Cu y 55 y 80% at. Fe (aleaciones  $B_2$  y  $B_7$ ). Se sometieron a ciclos de corrosión húmedo-seco en atmósfera de  $\text{SO}_2$ . Los productos de corrosión obtenidos

son similares a los reportados en el trabajo anterior, corroborando que el Mn emigra a la superficie para formar sulfatos y sulfitos que la protegen de una posterior corrosión. La figura 4a ilustra cómo las muestras ganan peso en función del número de ciclos. Se nota que para 8 ciclos la velocidad de corrosión es básicamente la misma para las cuatro aleaciones. A partir de este punto, las aleaciones  $A_7$  y  $B_7$ , aquellas con mayor contenido de Fe, presentan una mayor rapidez de corrosión, mientras que las muestras con mayor contenido de Mn,  $A_2$  y  $B_2$ , presentan la menor velocidad de corrosión. Entre estas dos últimas aleaciones, aquella que contiene Cu se corroe menos, probando el efecto benéfico de este elemento. A manera de comparación, se incluyen en la figura 4b los gráficos del aumento de peso de una muestra de Fe puro y otra de un acero autopasivable o Corten, sometidas al mismo proceso de corrosión. Se puede notar que los aceros al Mn se corroen con una velocidad mucho menor. Particularmente, la aleación  $B_2$  gana un peso del orden de 20 veces menor que el acero Corten y 35 veces menor que el Fe puro.

Resumiendo los anteriores resultados, podemos concluir que los aceros al Mn presentan mejores resistencias a la corrosión que el Fe y los aceros Corten, y que dependiendo del contenido de Al y de Mn, la velocidad de la corrosión puede ser entre 2 y 35 veces menor.

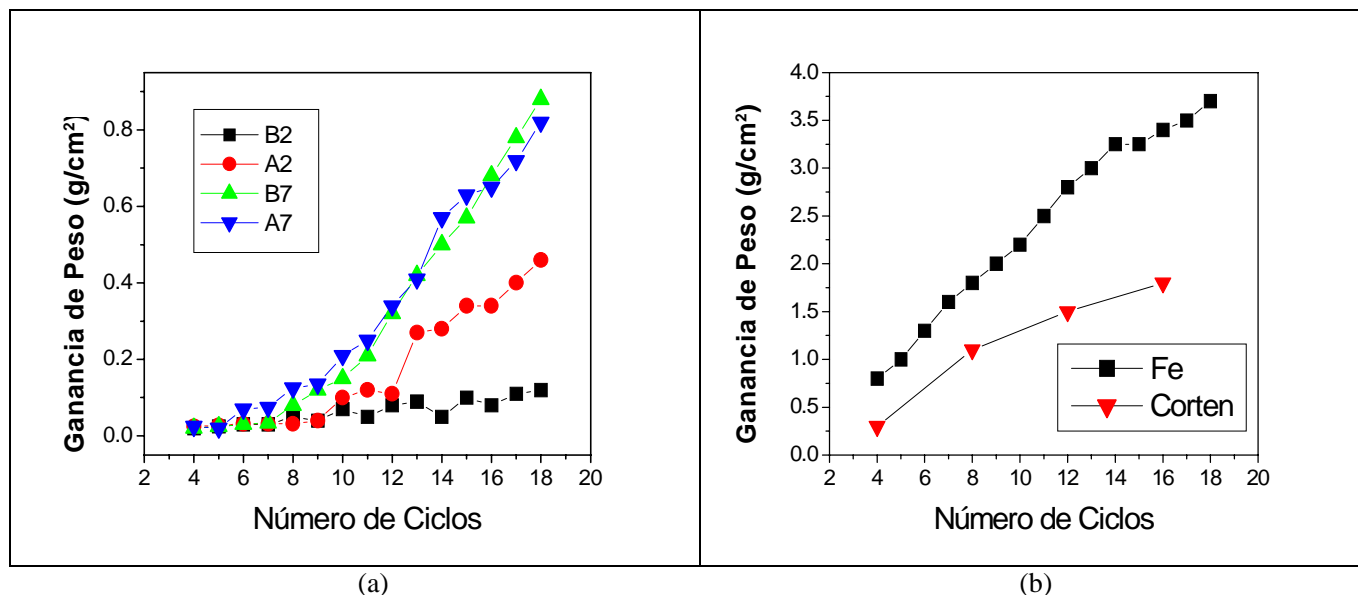


Figura 4. Ganancia de peso vs. Número de ciclos, a) para aceros al Mn y, b) para Fe puro y el acero Corten.

## 5. Propiedades magnéticas

Las contribuciones más importantes y numerosas encontradas en la literatura respecto al sistema Fe-Mn-Al son en el campo de los estudios experimentales de sus propiedades magnéticas. Estos estudios se reportan en aleaciones preparadas de acuerdo al método de **Chakravarti** (1977) y en muestras con estructuras BCC y FCC. Los estudios estructurales se llevaron a cabo mediante la difracción de rayos X y los magnéticos con el uso de la espectroscopia Mössbauer, susceptibilidad magnética, magnetización y calorimetría.

### 5.1 Aleaciones con estructura BCC

La mayoría de los trabajos previos reportados en este sistema con estructura BCC se refieren a aleaciones binarias Fe-Al. Los estudios magnéticos de **Arrot & Sato** (1959), **Vincze** (1971), **Shiga & Nakamura** (1976), y otros, comprobaron que estas aleaciones son **F** desordenadas entre 0 y 18% at. Al independiente del tipo de tratamiento térmico utilizado en su preparación; **F** con orden tipo  $Fe_3Al$  entre 18 y 33 % at. Al y **P** con orden tipo FeAl, si son enfriadas lentamente desde 700°C; **F** tipo FeAl entre 18 y 33% at. Al y **P** tipo FeAl entre 33 y 50% at. Al si ellas son templadas desde 700 °C. Entre 28 y 33 % at. Al un comportamiento anómalo se reportó en la curva de magnetización, el cual fue explicado por **Shiga & Nakamura** con la presencia de una fase **VE**. **Pérez Alcázar & Galvão da Silva** (1987) prueban que siguiendo el

método de preparación de **Chakravarti** (1977), es posible extender la fase **F** desordenada hasta 47.5% at. Al.

El primer reporte teórico-experimental utilizando la espectroscopia Mössbauer y el método de la desigualdad de Bogoliubov, propuesto por **Ferreira, Salinas & Oliveira** (1997) sobre las propiedades magnéticas de aleaciones Fe-Mn-Al en la fase BCC a temperatura ambiente ( $T_a$ ), fue realizado por **Pérez Alcázar, Plascak & Galvão da Silva** (1988). Se reporta un diagrama de fase a  $T_a$  con una fase **F** para contenidos altos de Fe y una fase **P** para bajos contenidos de Fe. El Al y el Mn fueron considerados como diluidores magnéticos. Un trabajo teórico posterior realizado por **Rosales Rivera, Pérez Alcázar & Plascak** (1990), donde se utiliza el método de los Grupos de Renormalización Campo Medio (**GRCM**) aplicado a un modelo de Ising diluido y con enlaces aleatorios, propone diferentes diagramas de fase teóricos en función de la composición de Fe para diferentes contenidos de Al. En este trabajo el Mn actúa como **AF**, el Fe como **F** y el Al como diluidor magnético. Se postula por primera vez en la literatura y desde el punto de vista teórico las fases **VE** y **VER**, y se interpretan mejor los resultados experimentales reportados previamente. La primera evidencia experimental de la existencia de la fase **VE** en este sistema, fue reportada por **Kobeissi** (1991) y de la fase **VER** por **Pérez Alcázar, Tabares, Bohórquez & Gancedo** y **Zamora, Pérez Alcázar, Bohórquez & Tabares** (1994).

El primer diagrama de fase magnético obtenido experimentalmente por espectroscopia Mössbauer, fue reportado por **Zamora, Pérez Alcázar, Bohórquez & Tabares** (1997), trabajando en aleaciones con 30% at. Al y ricas en Fe. Se reportan las fases **P**, **F** y **VER**. Este diagrama se completó posteriormente utilizando espectroscopia Mössbauer y susceptibilidad magnética, el cual se muestra en la figura 5 por círculos y triángulos, respectivamente. También se ilustra el diagrama de fase teórico (líneas) obtenido mediante el uso del método de los **GRCM** aplicado a un modelo de Ising diluido y con enlaces aleatorios, el cual concuerda muy bien con el obtenido experimentalmente.

Las figuras 6a y 6b ilustran la manera como se puede determinar por espectroscopia Mössbauer y susceptibilidad magnética la presencia de la fase **VE**, respectivamente. En la figura 6a se puede notar que la curva de campo hiperfino medio vs. temperatura, muestra un cambio de

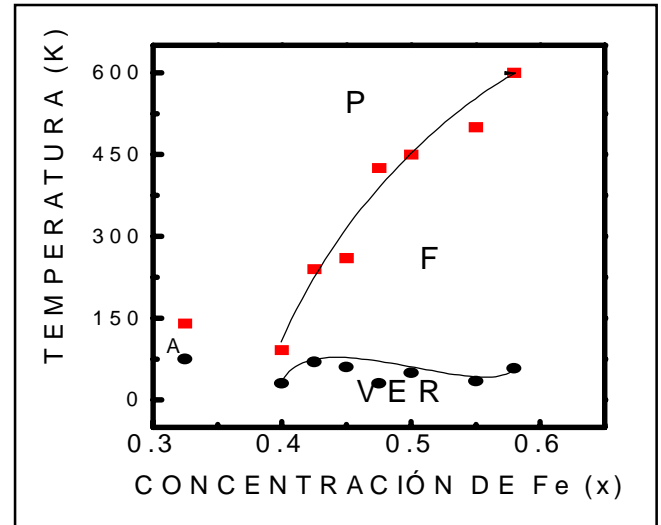


Figura 5. Diagrama de fase magnético para aleaciones Fe-Mn-Al con 30 % at. Al.

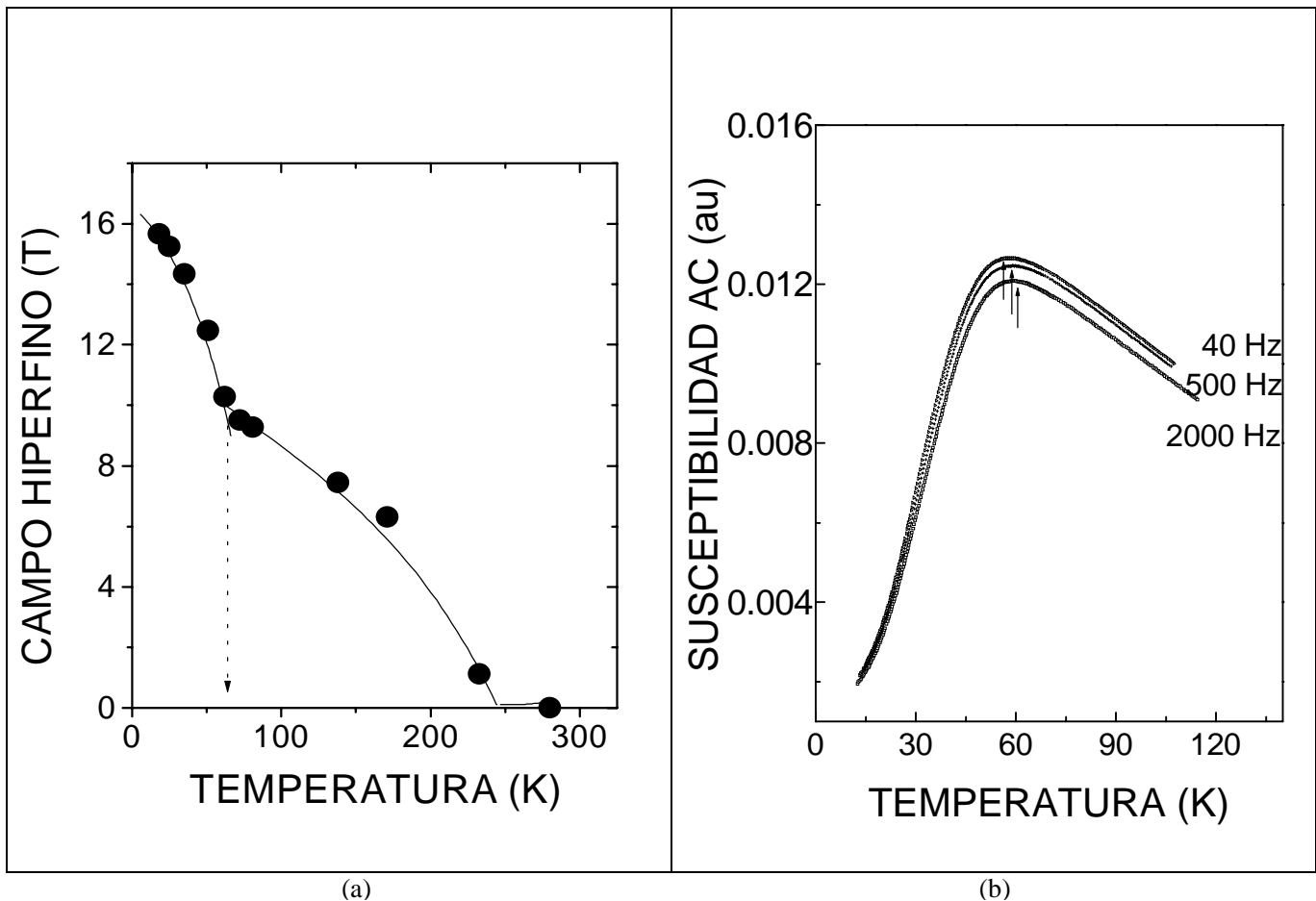


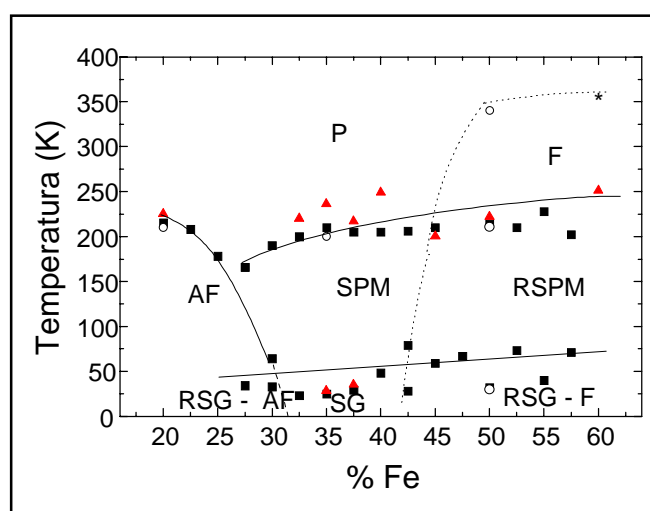
Figura 6 a) Campo hiperfino medio vs. temperatura y b) susceptibilidad vs. temperatura para la muestra con 30% at. Al y 42.5% at. Fe.

curvatura a la temperatura de "congelamiento" que es la de transición **F** a **VE**. En la figura 6b se ilustra cómo el pico de la transición **F** a **VE** se corre hacia mayores temperaturas cuando la frecuencia del campo alterno aplicado aumenta.

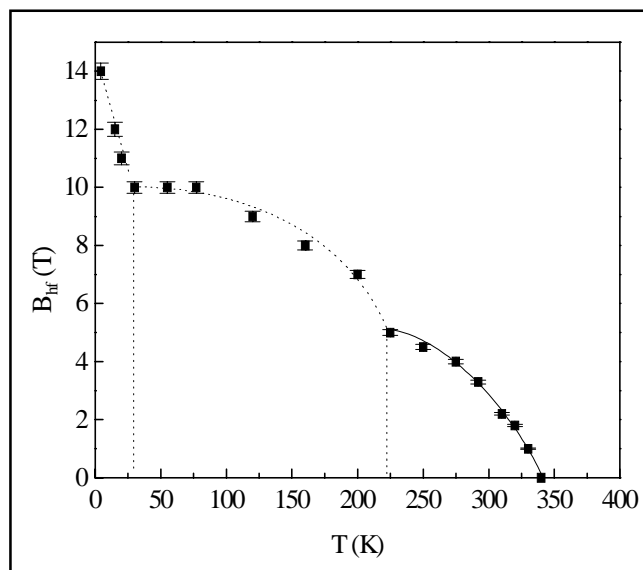
El diagrama de fase magnético para las aleaciones con 30 % at. Mn, obtenido por espectroscopia Mössbauer y susceptibilidad magnética, fue reportado por **Zamora, Pérez Alcázar, Tabares, Bohórquez, Marco & González** (2000). Este diagrama, no mostrado aquí, presenta las siguientes fases: **F** para altos contenidos de Fe, **AF** para bajos contenidos de Fe (altos de Mn), **VER** para bajas temperaturas y todas las concentraciones, **P** para todas las concentraciones y altas temperaturas y una nueva fase no reportada hasta ese momento que es la **SP**, la cual está por encima de la **AF**.

El diagrama de fase magnético para estas aleaciones con 40% at. Al, obtenido por espectroscopia Mössbauer a diferentes temperaturas, susceptibilidad magnética y calorimetría ac, fue reportado por **González, Pérez Alcázar, Zamora, Tabares & Greneche** (2002). Este diagrama es ilustrado en la figura 7 y en él aparecen todas las fases anteriormente reportadas, pero adicionalmente se reporta una nueva, no reportada en la literatura anteriormente, que se denominó súper paramagnética reentrante **SPR**.

La figura 8 ilustra cómo la espectroscopia Mössbauer permitió detectar en la muestra con 50 % at. Fe la presencia de diferentes fases. Se nota que el campo hiperfino medio es nulo arriba de ~ 340 K donde el sistema es **P**,



**Figura 7.** Diagrama de fase magnético para aleaciones con 40% at. Al. Susceptibilidad ac = cuadrados, calorimetría = triángulos y Mössbauer = círculos.

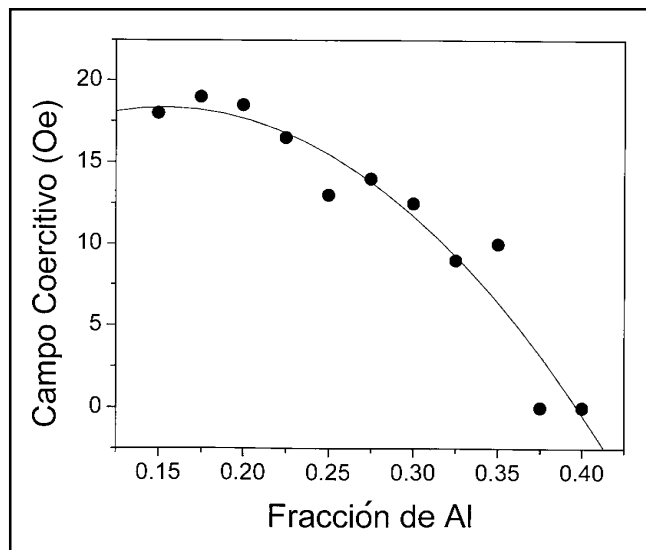


**Figura 8.** Campo hiperfino medio en función de la temperatura para la muestra con 50 % at. Fe y 40 % at. Al.

comienza a hacerse diferente de cero a una temperatura cerca de 340 K donde la transición **P-F** se presenta, luego crece y cerca de 220 K presenta un cambio de curvatura donde se da la transición **F-SPR** y finalmente cerca de 30 K un nuevo cambio de curvatura se presenta, correspondiendo a la transición **SPR-VER**. Para explicar la gran variedad de comportamientos magnéticos observados en este sistema, hay que recordar que todos los reportes de la literatura han determinado que el Fe se comporta como **F**, el Mn como **AF** y el Al como diamagnético. Para el caso de los aceros Fe-Mn-Al del presente estudio, ellos se prepararon siguiendo el método de **Chakravarti**, método que garantiza que las muestras sean desordenadas. De acuerdo con lo anterior, se puede explicar el comportamiento mostrado en la figura 8 para el campo hiperfino medio, de la siguiente manera: para altas temperaturas la muestra es paramagnética con espines orientados al azar, pero debido al desorden, algunos sitios de Fe son muy ricos en Fe formando aglomerados, por lo tanto, estos aglomerados se rodearán de átomos de Mn y Al, otros sitios de Fe son ricos en primeros vecinos Fe, otros sitios tendrán un número equivalente de Fe y Mn como primeros vecinos presentando competición entre enlaces **F** y **AF**, y finalmente existe la probabilidad de encontrar otros sitios de Fe muy pobres en Fe y ricos en Al. Por lo tanto, al bajar la temperatura y llegar a ~ 340 K, los sitios de Fe ricos en Fe se alinearán entre sí dando lugar a una matriz **F** y los sitios muy ricos en Fe que forman aglomerados también se alinearán pero no interactúan con otros aglomerados. Aquellos sitios de Fe con

similar número de vecinos Fe y Mn continuarán como paramagnéticos. Al continuar disminuyendo la temperatura, el alineamiento **F** se hace más intenso aumentando el campo medio pero aún los aglomerados no se interconectan entre sí. Al llegar a la temperatura de 220 K los aglomerados se bloquean entre si dando lugar a **SP** y si disminuimos más la temperatura estos comienzan a contribuir al aumento del campo hiperfino medio adicional al alineamiento **F** de la matriz. Al continuar la disminución de la temperatura se llega a 30 K, donde aquellos sitios de Fe que presentan competición de interacciones se congelarán para dar lugar a la fase **VE** y ellos comenzarán a aportar al campo medio. Un raciocinio similar se puede postular para explicar los otros comportamientos en otras regiones de los diagramas de fase magnéticos donde las otras fases están presentes.

Un estudio muy interesante, no sólo desde el punto de vista físico como desde aquel de las posibles aplicaciones tecnológicas de este sistema, fue el reportado por **Restrepo, Pérez Alcázar & González** (2000), sobre las propiedades magnéticas y estructurales de aleaciones Fe-Mn-Al con 10 % at. Mn. Este estudio se realizó con el uso de la espectroscopia Mössbauer, susceptibilidad magnética y magnetometría. Se reportó además del diagrama de fase magnético, una curva de la forma como varía el campo coercitivo en función del contenido de Al, tal como se muestra en la figura 9. En ella podemos notar que el campo coercitivo presenta valores máximos del orden de 20 Oe y decrece progresivamente con el aumento del contenido de Al. Estos valores están dentro del rango de materiales mag-



**Figura 9.** Campo coercitivo en función del contenido de Al para aleaciones fundidas con 10 at. % Mn.

néticamente blandos, que los hace factibles de utilizar como materiales de núcleos de transformadores.

## 5.2 Aleaciones con estructura FCC

La mayoría de los trabajos previos reportados en este sistema con estructura FCC se refieren a aleaciones binarias Fe-Mn. Los principales trabajos sobre las propiedades magnéticas de estas aleaciones binarias son los reportados por **Umabayashi & Ishikawa** (1996), **Ishikawa & Endoh** (1967) y **Endoh & Ishikawa** (1971). Las propiedades estructurales las recopiló **Hansen & Ardenko** (1995). Los estudios han mostrado que entre 40 y 80% at. Fe la aleación es **AF** con un campo hiperfino cercano a 40 kOe y un momento magnético que aumenta con el contenido de Fe. Para bajos contenidos de Mn la aleación es **P** y es el Mn el que le da el carácter AF. Los estudios teóricos a bajas temperaturas, reportan que el antiferromagnetismo puede ser de tres tipos: para muy bajas temperaturas los espines se alinean antiparalelamente a lo largo de las aristas de la red FCC, al aumentar la temperatura el alineamiento pasa a ser a lo largo de las diagonales de las caras y al seguir aumentando la temperatura, el alineamiento antiparalelo es a lo largo de las diagonales de los cubos. Este último tipo de AF es el que se observa a Ta. El primer reporte sobre propiedades magnéticas de aleaciones Fe-Mn-Al en la fase FCC, fue hecho por **Pérez Alcázar, Galvão da Silva & Paduani** (1991). Se estudiaron aleaciones con 5 y 10 % at. Al y diferentes contenidos de Fe y Mn. Aquí se reporta que el campo hiperfino medio a Ta decrece cuando se aumenta el contenido de Fe o de Al, mostrando que el **AF** es diluido por la presencia del Fe o del Al. Esto se explica como debido al carácter paramagnético del Fe en la fase FCC y al carácter diamagnético del Al.

Recientemente **Medina, Pérez Alcázar, Tabares & García** (1999), reportaron un estudio por espectroscopia Mössbauer, susceptibilidad magnética y calorimetría ac y de barrido en aleaciones Fe-Mn-Al de esta fase y con 5 % at. Al. Ellos experimentalmente demuestran la existencia en estas aleaciones de dos anomalías de baja temperatura, detectadas aproximadamente entre 35 y 60 K la primera y entre 180 y 220 K la segunda, y otra de alta temperatura que varía 500 y 435 K. Estos resultados parecen comprobar los tres tipos de ordenamiento AF postulados teóricamente en la década del 70.

## 6. Conclusiones y perspectivas

Todos los resultados experimentales resumidos y mostrados en este trabajo, indican que las aleaciones del sistema Fe-Mn-Al de la fase FCC presentan mejores propiedades mecánicas a Ta y similares a altas temperatu-



ras, comparadas con sus análogas en los aceros inoxidable (aceros tipo 304 y 347) y los aceros al carbono. En cuanto a la resistencia a la corrosión y oxidación, estos aceros son inferiores a los aceros inoxidables pero muy superiores al Fe puro y a los aceros autopasivables o Corten. Estas propiedades nos permiten decir que los aceros Fe-Mn-Al son excelentes candidatos a reemplazar los aceros Corten en usos industriales y de construcción de puentes y a los aceros al carbono en construcción.

Análogamente, de acuerdo con los estudios de sus propiedades magnéticas de estas aleaciones, ellas pueden constituirse, desde el punto de vista académico, en un excelente ejemplo didáctico para ilustrar los más diversos comportamientos magnéticos y, desde el punto de vista científico, en un reto para conseguir interpretar los diferentes fenómenos detectados. Magnéticamente, también presentan un gran interés ya que el carácter blando puede ser mejorado (disminuir el campo coercitivo) y una mejora en esta propiedad hará de este sistema un excelente candidato como material de núcleos de transformadores.

Actualmente, se vienen realizando en el grupo trabajos experimentales utilizando nuevas técnicas de preparación de muestras, tales como aleamiento mecánico y sinterización, y se están adicionando elementos tales como el B y el Nb los cuales, según la literatura, contribuyen a formar aleaciones magnéticamente blandas, que hoy en día se utilizan en diferentes aplicaciones.

## Agradecimientos

Gran parte de los trabajos reportados en esta recopilación y realizados en el GMTF, han sido posibles gracias al soporte financiero de la Universidad del Valle, Colciencias y la Comunidad Económica Europea, a quienes agradezco.

## Bibliografía

- Agudelo, A. C., Marco, J. F., Gancedo, J. R., Gracia, M. & Pérez Alcázar, G. A. 1998. "Mössbauer and XPS studies of the corrosion products of Fe-Mn-Al-C FCC alloys", *Hyp. Int. (C)*, **3**: 69-72.
- Arrot, A. & Sato, H. 1959. "Transition from Ferromagnetism to Antiferromagnetism in Iron-Aluminum Alloys: Experimental Results", *Phys. Rev.* **114**: 1420-1426.
- Banerji, S. K., 1978. "An austenitic stainless steel without nickel and chromium". *Metal Prog.*, april, 59-62.
- Bilmes, P. D., González, A. C., Llorente, C. L., Cuyás & Solari M. 1994. "Aceros de bajo costo del tipo Fe-Mn-Al-C y Fe-Mn-Al-C-Si resistentes a la corrosión". *Rev. Metal. Madrid*, **30**: 298-309.
- Charles, J. & Berghean A. 1981. "New Cryogenic Materials: Fe-Mn-Al Alloys". *Metal Prog.*, May, 751-754.
- Chakravarti, D. J. 1977. "Phase stability in ternary systems of transition elements with aluminum", *Met. Trans.*, **8B**: 121-123.
- Endoh, Y. & Hishikawa, Y. 1971. "Antiferromagnetism of  $\bar{a}$ -FeMn alloys". *J. Phys. Soc. Japan*, **30**: 1614-1627.
- Ferreira, L. G., Salinas S. R. & Oliveira M. J. 1997. "Variational method based on the Bogoliubov's inequality for the magnetic properties of disordered systems". *Phys. Status Solidi B*, **83**: 229-234.
- González, Claudia, Pérez Alcázar, Germán A., Zamora, Ligia E., Tabares, Jesús A. & Greneche, Jean Marc 2002. "Magnetic properties of the  $\text{Fe}_x\text{Mn}_{0.60-x}\text{Al}_{0.40}$ ,  $0.20 \leq x \leq 0.60$ , disordered alloys series". *J. Phys.: Condens Matter*, **14**: 6531-6542.
- Hansen, M. & Ardenko, K. 1958. "Constitution of binary alloys". First Edition. McGraw-Hill. New York.
- Ishikawa Y. & Endoh, Y. 1967. "Antiferromagnetism of  $\bar{a}$ -FeMn alloys II Neutron diffraction and Mössbauer effect studies". *J. Phys. Soc. Japan*, **23**: 205-213.
- Kayak, G. L. 1969. "Fe-Mn-Al precipitation-hardening austenitic alloys". *Metal Science and Heat Treatment*, **2**: 95-97.
- Kobeissi, M. A. 1991. "Mössbauer and ac-susceptibility investigations of the alloy series  $\text{FeAl}_{1-x}\text{Mn}_x$ ", *J. Phys. Condens. Matter*, **3**: 4983-4997.
- Köster, R. & Tonn, W. 1933. "The iron corner of the Iron-Manganese-Aluminium System". *Archiv für Eishenhüttenwesen*, **7**: 365-368.
- Liu, J. Y. & Chang, S. C. 1997. "The oxidation and carburization of Fe-Mn-Al alloys in a carbon-containing atmosphere". *Corr. Sci.* **39**: 1021-1035.
- Medina, G., Pérez Alcázar, G. A., Tabares J. & García A. 1999. "Antiferromagnetic properties of  $\text{Fe}_x\text{Mn}_{0.95-x}\text{Al}_{0.05}$  alloys, in the FCC disordered phase". *Hyp. Int. (C)*, **4**: 95-100.
- Mina, E., Prieto, H., Aguilar, Y., Rodríguez, V. F., Morales, G. & Pérez Alcázar, G. A. 1995. "Análisis estructural de los aceros austeníticos Fe-Mn-Al-C". *Informetal*, **45**: 2-5.
- Osorio, A., Zamora, Ligia E., & Pérez Alcázar, G. A. 1996. "Theoretical study of Fe-Mn-Al alloys in the FCC disordered phase". *Phys. Rev. B*, **53**: 1-4.
- Pérez Alcázar, G. A. & Galvão da Silva. 1987. "Mössbauer effect study of magnetic properties of  $\text{Fe}_{1-q}\text{Al}_q$ ,  $0 \leq q \leq 0.5$ , alloys in the disordered phase". *J. Phys. F: Met. Phys.*, **17**: 2323-2335.
- , Plascak, J. A. & Galvão da Silva E. 1988. "Magnetic properties of Fe-Mn-Al Alloys in the disordered-phase". *Phys. Rev. B*, **38**: 2816-2819.
- , Galvão da Silva E. & Paduani, C. 1991. "Magnetic properties of Fe-Mn-Al alloy system in the FCC disordered phase". *Hyp. Int.*, **66**: 221-230.
- , Tabares, J. A., Bohórquez A. & Gancedo, J. R. 1994. "Mössbauer evidence of reentrant spin-glass phase in the  $\text{Fe}_{45}\text{Al}_{30}\text{Mn}_{25}$  disordered alloy". *Hyp. Int.* **83**: 203-206.

- Restrepo, J., Pérez Alcázar, G. A. & González, J. M.** 2000. "Magnetic properties of disordered  $\text{Fe}_{0.9-x}\text{Mn}_{0.1}\text{Al}_x$  alloys". *J. Appl. Phys.* **87**: 7425-7429.
- Rivlin, V. G.** 1983. "Critical review of constitution of aluminium-iron-manganese and iron-manganese silicom systems". *International Metals Reviews*, **28**: 309-337.
- Rodríguez, V., Bohórquez, A., Pérez Alcázar, G. A., Mina, E., Aguilar Y. & Morales, G.** 1996. "Análisis de microestructura óptica, microdureza y de difracción de rayos-x de aceros del tipo Fe-Mn-Al-C". *Informetal*, **46**: 23-26.
- \_\_\_\_\_, \_\_\_\_\_, **Pérez Alcázar, G. A., Gracia, M., Marco, J. F. & Gancedo, J. R.** "Surface spectroscopic study of the corrosion of "fermanal" alloys in humid  $\text{SO}_2$  environments". Ponencia oral LACAME 2002, Panamá, septiembre de 2002.
- \_\_\_\_\_, **Jiménez, J. A., Adeva, P., Bohórquez, A., Pérez, G. A., Fernández, B. J. & Chao, J.** 1998, "Propiedades mecánicas y mecanismos de deformación en aleaciones del sistema Fe - xMn - 3.2Al - 0.2C (12 = x = 43)", *Rev. Met. Madrid*, **32**: 362-366.
- Rosales Rivera, A., Pérez Alcázar, G. A. & Plascak J. A.** 1990. "Diluted and random-bond Ising model: Application to the Fe-Mn-Al alloys", *Phys. Rev. B*, **41**: 4774-4777.
- Schmatz D. J.**, 1960, "Structure and properties of austenitic alloys contained aluminum and silicon", *Trans. ASM*, **52**, 898-913.
- Shiga, M. & Nakamura, Y.** 1976. "Spin-glass behavior in the Fe-Al alloys". *J. Phys. Soc. Japan*, **40**: 1295-1298.
- Tjong, S. C.** 1990. "Microstructural aspects of the scale formed on FeMnAl and FeMnAlCr alloys in  $\text{SO}_2/\text{O}_2$  atmospheres at elevated temperature". *Mat. Charact.*, **24**: 3-26.
- \_\_\_\_\_ & **Swart, H. C.** 1991. "Auger characterization of the surface oxidation of austenitic Fe-26Mn-7Al-0.9C alloy". *App. Surf. Sci.* **47**: 311-321.
- Tomaszewicz, P. & Wallwork, G. R.** 1984. "The oxidation of Fe-Al alloys containing chromium, nickel or manganese". *Corrosion*, **40**: 152-157.
- Umebayashi, A. and Ishikawa, Y.** 1966, "Three types of antiferromagnetism in  $\gamma$ -FeMn alloys". *J. Phys. Soc. Japan*, **21**: 1281-1287.
- Vincze, I.** 1971. "Dependence of the magnetic moment on the number of Al nearest neighbors in Fe-Al alloys". *Phys. Status Solidi (a)*, **7**: K43.
- Zamora, L. E., Pérez Alcazar, G. A., Bohórquez A. & Tabares, J. A.** 1994. "Mössbauer and magnetization evidence of spin-glass phase in the  $\text{Fe}_{0.45}\text{Mn}_{0.25}\text{Al}_{0.30}$  disordered alloy". *J. Mag. Mater.*, **137**: 339-342.
- \_\_\_\_\_, \_\_\_\_\_, \_\_\_\_\_, **Rosales Rivera, A., & Plascak, J. A.** 1995. "Phase diagram of the diluted and random-bond Ising model". *Phys. Rev. B*, **51**: 9329-9332.
- \_\_\_\_\_, \_\_\_\_\_, \_\_\_\_\_, **Marco, J. F., & González, J. M.** 1997. "Spin glass behavior in some Fe-Mn-Al disordered alloys". *J. Appl. Phys.*, **82**: 6165-6169.
- \_\_\_\_\_, \_\_\_\_\_, \_\_\_\_\_, **Bohórquez, A., Marco, J. F. & González, J. M.** 2000. "Magnetic properties of  $\text{Fe}_x\text{Mn}_{0.3}\text{Al}_{0.7-x}$  (0.275 = x = 0.525) disordered alloys". *J. Phys.: Condens. Matter*, **12**: 611-621.