

の散漫散乱が(100)ではなく(001)に観測されている事から、空間的に反強磁性に order した部分と Spin Glass 的な領域が分離して存在すると考えるよりむしろ、 c 軸方向には spin は反強磁性に order していて、 c 軸から傾いた成分だけが Spin Glass 的な cluster を作っていて T_N 以下でもゆらいでおり、充分低温でそれが徐々に Freeze すると考える方が正しい。又反磁性秩序パラメーターに対応する(110)磁気散乱は、Freezing 温度以下でも強度の減少は観測されない。

Fe 基合金のリエントラントスピングラス

東北大・工 宮崎照宣, 山田克美, 揚 興波
安藤康夫*, 高橋 実**

1. まえがき

リエントラントスピングラスの磁性に関して多くの研究が行なわれてきたが、その統一的解釈は現在迄のところ得られていない。著者らは強磁性並びに反強磁性的相互作用の共存がスピングラスの磁性に重要な役割をはたしていると考え、3d 遷移金属と Mn, Sm 等の反強磁性金属とからなる合金系の磁性を系統的にしらべている^{1,2)}。

本報告では先に報告した¹⁾ 35K 以下でスピングラス的挙動を示す 35Ni-Fe 合金の Ni の一部を Mn で置換した Fe-Ni-Mn 並びに $(\text{Fe}_{1-x}\text{Mn}_x)_{77}\text{Si}_{10}\text{B}_{13}$ アモルファス合金、更に Fe-Sm 系アモルファス合金について現在迄得られている実験結果を記述する。

2. 試料並びに実験方法

$\text{Fe}_{65}(\text{Ni}_{1-x}\text{Mn}_x)_{35}$ ($0 \leq x \leq 0.3$) の種々の組成の合金を 1×10^{-3} Torr の真空中で溶解後 0.1 mm ϕ に線引きした後 1000°C で 1h 焼鈍したものを試料とした。化学分析の結果、Mn が減少しており、分析値は $(\text{Fe}_{65}\text{Ni}_{35})_{1-x}(\text{Fe}_{84}\text{Mn}_{16})_x$ ($0 \leq x \leq 0.26$) と表示できたので以後これを用いて Fe-Ni-Mn の組成を表わす。 $(\text{Fe}_{1-x}\text{Mn}_x)_{77}\text{Si}_{10}\text{B}_{13}$ ($0.2 \leq x \leq 1.0$) 並びに $\text{Fe}_{100-x}\text{Sm}_x$ ($10 \leq x \leq 70$) アモルファス合金の作製は液体急冷法により行なった。この結果、5~100 cm の Fe-Mn-Si-B 合金および 1~5 cm の Fe-Sm 合金³⁾ が得られ

* 現小西六写真工業(株)

** 現東北工大

た。ICP法により組成分析を行なったが仕込組成に対してMnおよびSmが平均で2.4at%減少していた。しかしながら分析値は組成に対して系統的に変化していなかったの以下には仕込値で組成を記述する。

交流帯磁率の測定はFe-Ni-MnおよびFe-Mn-Si-B合金の場合にはトロイダル試料を作製し交流磁化測定装置により行ない¹⁾、Fe-Sm合金の小片リボンについてはハートンブリッジにより行なった。直流磁化の測定は直流磁化測定装置並びに磁気天秤により行なった。メスバウアー効果の測定は島津製のマルチチャンネルスペクトロメータにより行なった。線源にはRh泊に分散させた10mCiの⁵⁷Coを用いた。

3. 実験結果並びに考察

3.1 (Fe₆₅Ni₃₅)_{1-x}(Fe₈₄Mn₁₆)_x 並びに (Fe_{1-x}Mn_x)₇₇Si₁₀B₁₃ 合金

Fig. 1には一例としてFe-Ni-Mn($x = 0.24$)合金の交流帯磁率の温度変化を示す。 T_c 以下の温度で特異な温度 T_g^{ac} および T_i^{ac} の二つが見られる。 T_i^{ac} は測定磁界の振幅を増加させても変化しないが T_g^{ac} は磁界の増加に伴って低温側にずれる。また T_g^{ac} 以下で磁気緩和が観測され T_g^{ac} よりも更に低い温度以下でZ.F.C.とF.C.の場合で磁化の差があらわれた。Fig. 2には交流帯磁率の測定結果から求めた磁気相図を示す。図に見るように T_i^{ac} はMenshikovら⁴⁾により報告されているNeel点の組成依存性の延長上にある。

T_g^{ac} と T_i^{ac} のいずれの温度が物理的に意味があるかをしらべるためメスバウアースペクトルの温度変化を測定した。これらのスペクトルを

Window⁵⁾並びにHesse⁶⁾の方法により解析し、平均の内部磁界 $\langle H \rangle = \int_0^{400kOe} P(H) dH$ を計算した。Fig. 3に示すように $\langle H \rangle$ は温度に対して2段の変化を示し、 T_g^M 以下の温度で増加する。Fig. 2には T_g^M も併せて示したが、この温度は T_i^{ac} とよく一致する。このような内部磁界の増加はFe-Mn-Si-Bアモルファス合金についても観測される(Table 1参照)。興味ある点はFe-Ni-Mn系合金と同様にスピングラス \leftrightarrow 強磁性転移を示す合金($x \leq 0.36$)

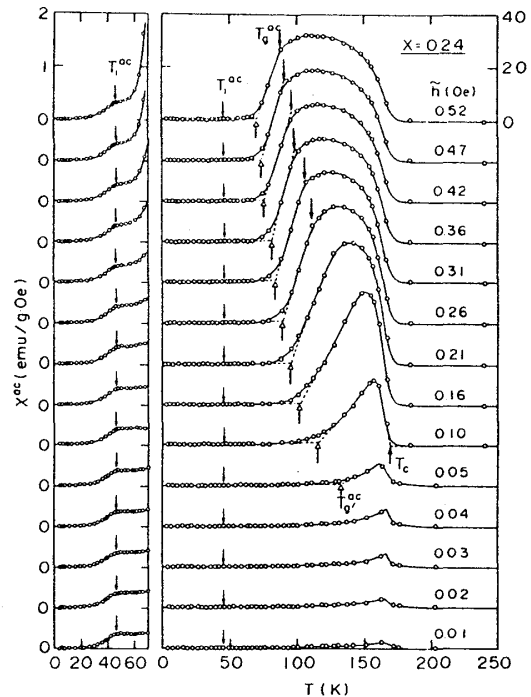


Fig. 1 Temperature dependence of ac susceptibility for an (Fe₆₅Ni₃₅)_{1-x}(Fe₈₄Mn₁₆)_x ($x=0.24$) sample for different intensity of magnetic field.

Table 1 Summarized results of characteristic temperatures for crystalline $(\text{Fe}_{65}\text{Ni}_{35})_{1-x}(\text{Fe}_{84}\text{Mn}_{16})_x$ and amorphous $(\text{Fe}_{1-x}\text{Mn}_x)_{77}\text{Si}_{10}\text{B}_{13}$ alloys.

$(\text{Fe}_{65}\text{Ni}_{35})_{1-x}(\text{Fe}_{84}\text{Mn}_{16})_x$			
x	T_g^{ac}	T_i^{ac}	T_g^{M}
0	35		
0.04	35		
0.08	32		
0.13	62	12	15
0.16	82	23	29
0.23	140	40	
0.24	150	45	47

$(\text{Fe}_{1-x}\text{Mn}_x)_{77}\text{Si}_{10}\text{B}_{13}$		
x	T_g^{ac}	T_g^{M}
0.30	28	
0.32	43	
0.34	55	36
0.36	64	52
0.40	48	48

では T_g^{M} は T_g^{ac} よりも低いがスピングラス⇔常磁性転移を示す合金 ($x = 0.40$) では T_g^{M} は T_g^{ac} と一致する。

以上 T_g^{M} 以下で内部磁界が急峻に増加する現象は Au-Fe 合金⁷⁾ 等での結果と同様スピングラスの特徴の一つであると考えられる。現在のところリエンラントスピングラス合金で T_g^{ac} と T_g^{M} が異なる理由は明らかでないが、 T_g^{M} 以下で抗磁力が急峻に増加すること、F.C. と Z.F.C で磁化温度曲線に著しい差が生じること等を考え併せると、局所的な磁気異方性がスピンの凍結に重要な役割をはたしていると考えられる。

3.2 Fe-Sm 合金

Figs. 4, 5 には交流帯磁率並びに 14kOe で磁化の温度変化の数例をそれぞれ示す。Fig. 4 に見るように $\chi_{\text{ac}} - T$ には T_f^{ac} 付近に一つのキックが見られる。一方 Fig. 5 に見るように T_f^{ac} 以下で磁場中冷却効果が観察される。これらの特異な温度 T_f^{ac} と T_f^{dc} を組成に対して

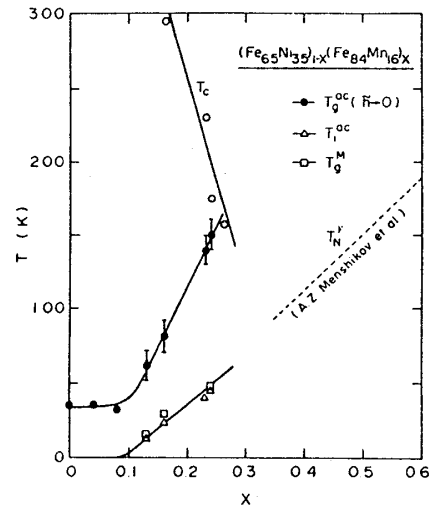


Fig. 2 Magnetic phase diagram for $(\text{Fe}_{65}\text{Ni}_{35})_{1-x}(\text{Fe}_{84}\text{Mn}_{16})_x$ alloys.

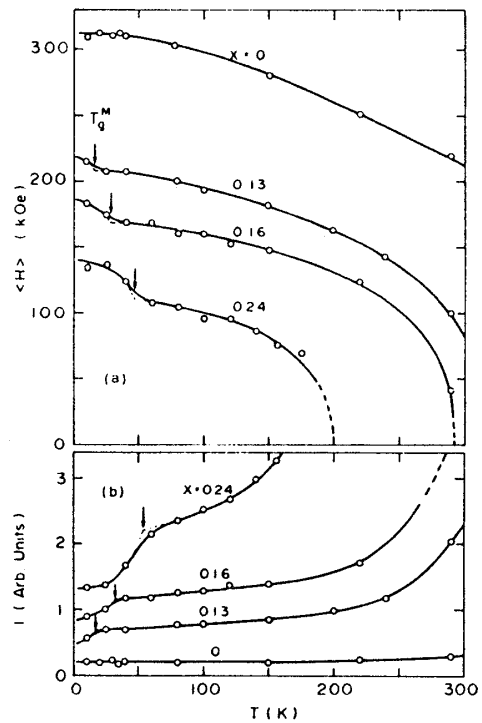


Fig. 3 (a) Average hyperfine field $\langle H \rangle$ and (b) intensity of the Mössbauer resonance near zero velocity as a function of temperature for different x samples.

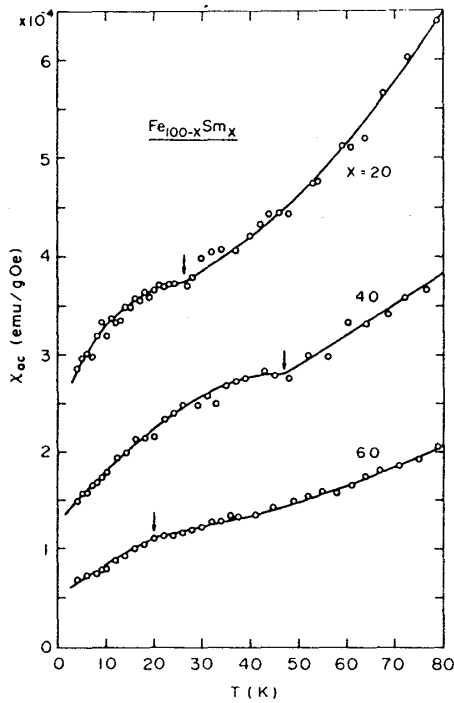


Fig. 4 Temperature dependence of χ_{ac} for amorphous $\text{Fe}_{100-x}\text{Sm}_x$ alloys.

プロットすると Fig. 6 に示すようになる。

T_f^{ac} と T_f^{dc} は絶対値が異なるが両者の組成

依存性は類似しており、共に $x = 40$ 付近で

ピークを示す。以上の現象の説明として強磁性と反強磁性的相互作用とが共存することに起因するミクト磁性が考えられる。結晶質の場合には結晶場により誘導された Sm^{3+} イオンの J の混合効果が反強磁性的相互作用を生ずると考えられている^{8,9)}。非晶質の短範囲構造が結晶質のそれに類似すると考えると同じような機構でアモルファス合金に於ても反強磁性的相互作用が生ずることが予想される。

4. むすび

スピングラスの磁性の研究では弱磁界下での磁化のデータの特徴から多くの情報を得ている。よく知られているように弱磁界下での磁化は試料の形状、熱処理等に著

しく影響する。従ってこれらの点を考慮して実験的に意味あるデータを蓄積することが今後も

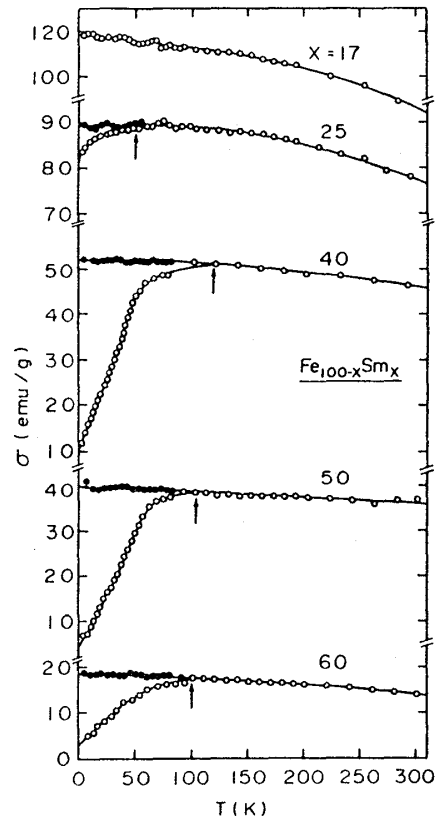


Fig. 5 14 kOe magnetization as a function of temperature. —●—: field cooled, —○—: zero field cooled.

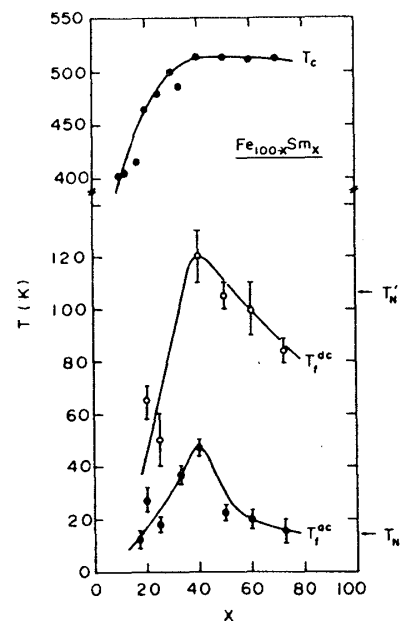


Fig. 6 Characteristic temperatures as a function of Sm content x for $\text{Fe}_{100-x}\text{Sm}_x$ alloys.

研究会報告

必要であろう。

References

- 1) T. Miyazaki, Y. Ando and M. Takahashi: J. Magn. Magn. Mater. **60** (1986) 219, 227.
- 2) T. Miyazaki, Y. Ando and M. Takahashi: Phys. Rev. **B34** (1986) 6334.
- 3) T. Miyazaki, Yang Xingbo, K. Takakura and M. Takahashi: J. Magn. Magn. Mater. **60** (1986) 211.
- 4) A. Z. Menshikov, N. N. Kuzmin, Yu. A. Dorofeev, V. A. Kazantsev and S. K. Sidorov: J. Magn. Magn. Mater. **20** (1980) 134.
- 5) B. Window: J. Phys. **E4** (1971) 401.
- 6) J. Hesse and A. Rubartsch: J. Phys. **E7** (1974) 526.
- 7) J. Lauer and W. Keune: Phys. Rev. Lett. **48** (1982) 1850.
- 8) G. Dublon, M. P. Dariel and U. Atzmony: Phys. Lett. **51A** (1975) 262.
- 9) H. W. de Wijn, A. M. Van Diepen and K. H. J. Buschow: Phys. Rev. **B7** (1973) 524.

リエントラントスピングラス NiMn の NMR

高知大・理 山形英樹, 松村政博

濃度比 3 : 1 近傍の NiMn 合金は、磁氣的に奇妙な振舞いをするのが以前からわかっていた¹⁾。最近、Ni_{0.784}Mn_{0.216} の合金で中性子非弾性散乱と交流帯磁率の測定が行われ、この系が低温で強磁性からスピングラス (SG) 相へ転移することが解った²⁾。

一方、この合金系の NMR は既に行われ、次の事が解っている³⁾。⁵⁵Mn の NMR スペクトルはそれぞれ 320 ~ 370 MHz (Sig. I), 200 ~ 320 MHz (Sig. II), 130 ~ 200 MHz (Sig. III) の 3 つのグループに分けられる。Sig. I, III, II はそれぞれ孤立した Mn 原子、平均の磁気モーメントと反平行な磁気モーメントをもつ Mn 原子、この反平行磁気モーメントを囲む Mn 原子からの信号である。また、これら 3 種の Mn 原子は大きさの異なる磁気モーメント ($\mu_I = 3 \mu_B$, $\mu_{II} = 2.5 \mu_B$, $\mu_{III} = -1.8 \mu_B$) を持っている。

そこで、この合金系のリエントラントスピングラス (RSG) 状態はいかなる状態かを明らか