

Mn_xNi_{1-x}Sb系のスピングラス

名大工 井村 亮 松井正顕

安達健五

高温・高圧合成法によって Mn_xNi_{1-x}Sb 系化合物固溶体 ($0 \leq x \leq 1$) が作製された。合成に要する印加圧力は 77 kbar 以上、温度は 1100 度以上、そして時間は 50 分以上である。高圧合成された試料は昇温によって MnSb と NiSb の二相に分解する。分解温度 (T_R) は 420 ~ 480K である。

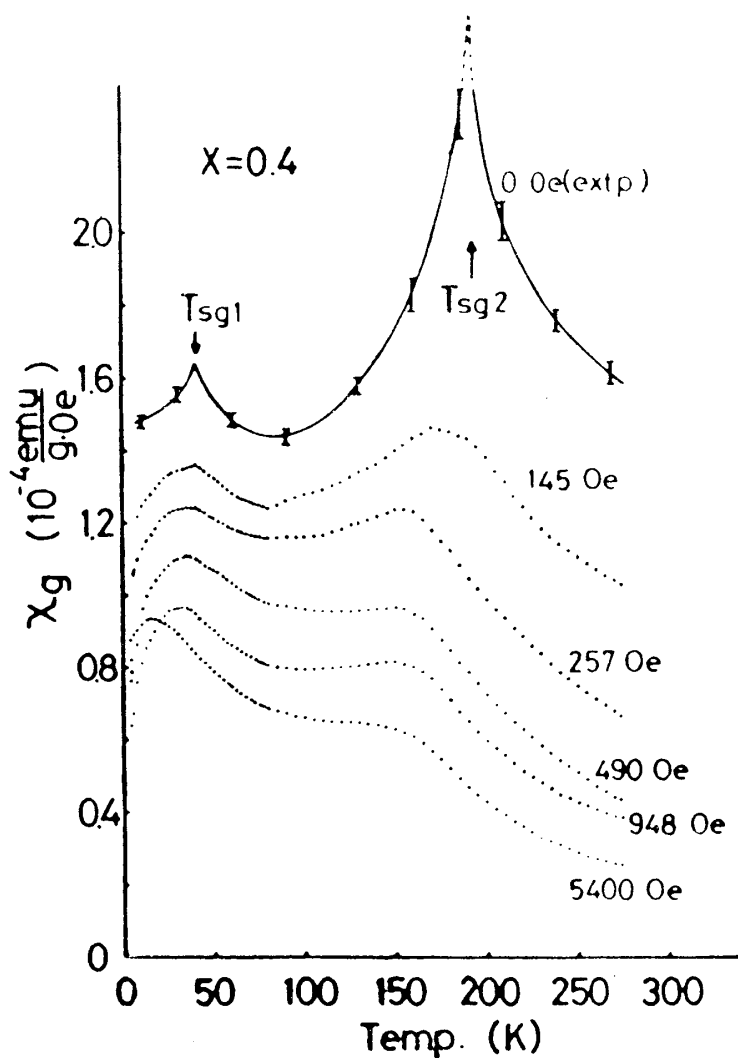
MnSb は、 $T_c = 587K$, $3.2 \mu_B/\text{Mn}$ (OK) の強磁性であり、NiSb はパウリの常磁性を示し共に金属伝導の性質をもつ。結晶構造は NiAs 型で、合成試料の格子定数 $a(x)$ と $c(x)$ が室温で決定された。

強磁性相および常磁性相の磁化ならびに帯磁率が測定された。磁化測定には 100 kOe までの強磁場、帯磁率には 145 Oe までの弱磁場が用いられた。 $M^2 - M/H$ プロットにより、強磁性臨界組成、 $x_c = 0.65$, が決定された。帯磁率は高温ではキュリーワイス型であるが低温では異常があり、磁場強度に依存する。 $x = 0.4$ における帯磁率曲線を第 1 図に示す。磁場 0 に外挿すると二つの鋭いピークが現われる。これはスピングラス相か、それに類似した起源による相転移現象と考えられる。

第 2 図にこの系の磁気状態図を示す。強磁性相は臨界組成近傍で急激に消失し、 $0.65 > x > 0.20$ でスピングラス相が現われる。 $x = 0.2$ 近傍では、ガラス相は $T_{sg2} \propto \sqrt{x - 0.2}$ で出現する。このガラス相の特徴は、広い組成にわたって二つのガラス転移温度 (T_{sg1} と T_{sg2}) が現われ、しかもその転移温度が異常に高い (最高 $T_{sg2} = 190K$) ことである。

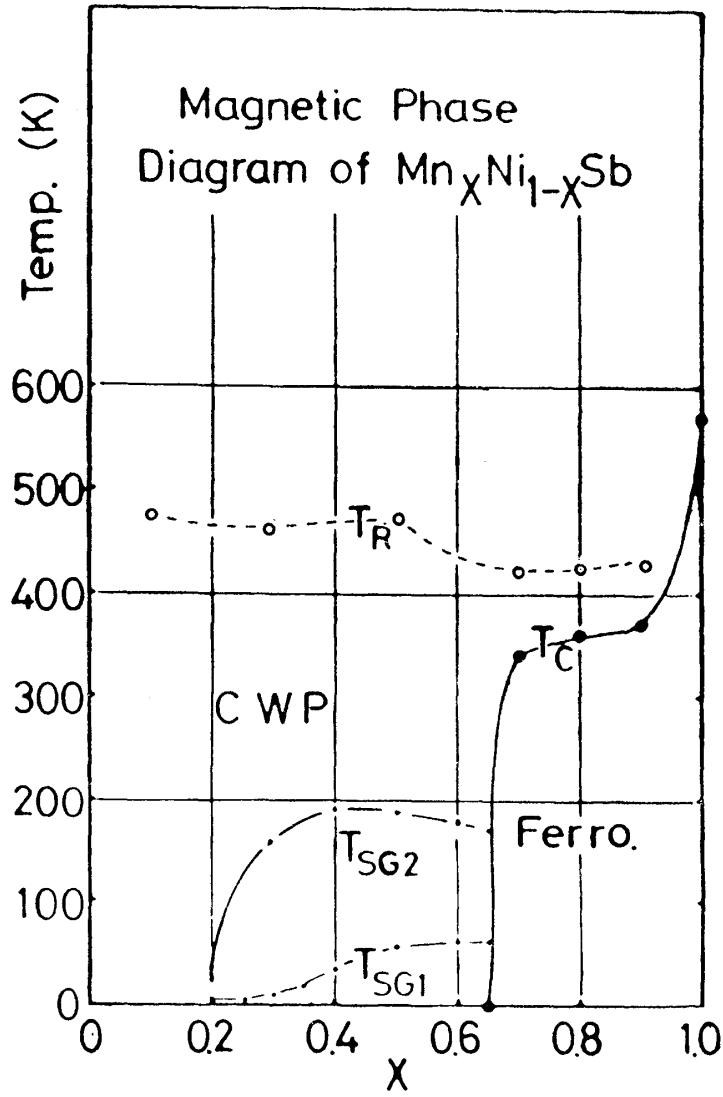
この系についての電気抵抗の測定が行われた。ガラス転移温度 T_{sg1} と T_{sg2} においては何等の異常も認められず、帯磁率のピークは反強磁性によるものではないと言える。また抵抗の温度依存性は、0 K からの低温では、 $\rho \propto T^2$ で、つづいて $\propto T^{\frac{3}{2}}$, $\propto T$, $\propto T^{\frac{1}{3}}$ (室温附近) のように変化する。このような ρ の温度変化は Au-Fe 系に見られるスピングラスの挙動と符合する。

低温におけるガラス転移 T_{sg1} は、この物質の結晶構造 (六方晶) からして、面内お



第1図 $\text{Mn}_x \text{Ni}_{1-x} \text{Sb}$ ($x = 0.4$) の帯磁率

よび面間の交換相互作用による、二つの構造をもったガラス相関の転移によるものかも知れない。また昇温により二相分離すること(安定相)から、固溶体にはMnの多いクラスター(強磁性ではない)の存在が考えられ、それによって高いガラス転移温度が発生することも考えられる。何れにしても $\text{Mn}_x \text{Ni}_{1-x} \text{Sb}$ 系の示す磁性は、新しい型のスピングラス相と言えよう。



第2図 Mn_xNi_{1-x}Sb系の磁気状態図