

ただし $x(\text{Mn}) = 0.138$, $x(\text{Si}) = 0.846$ を占める結晶を右手結晶とした。これに対し x の値のみを $x(\text{Mn}) = 1 - 0.138 = 0.862$, $x(\text{Si}) = 1 - 0.846 = 0.154$ としたものが左手結晶である。

・回折図形中の適当な反射を選んで、その反射の強度を動力学的に計算したところ、左手結晶の場合に計算結果と実験結果がよい一致を示した。

結論

・低温 ($< 29\text{K}$) で左巻きのらせん状スピン密度波を持つ MnSi は我々が左手結晶と呼んだも

のであり、原子位置として $xxx; \frac{1}{2} + x, \frac{1}{2} - x, \bar{x}; \frac{1}{2} - x, \bar{x}, \frac{1}{2} + x; \bar{x}, \frac{1}{2} + x, \frac{1}{2} - x$ ただし $x(\text{Mn}) = 0.862$, $x(\text{Si}) = 0.154$ を占る。

・7つの単結晶 MnSi について調べたが全て左手結晶だった。左手結晶しか見つからないのが、単なる偶然か、あるいはそれには何か理由があるのかはよくわかっていない。

・高次ラウエ帯を含む収束電子回折図形から左右像の判定を行った。この左右像判定の手順は他の方位あるいは他の結晶から得られる回折図形に対してもほぼ同様に適用できる。現在 Te についてこの手順で左右像判定を試みている。

9. 30 ~ 55 at % Mn 近傍の組成をもつ Au-Mn 合金の結晶構造

饗 場 利 明

[はじめに]

A1 構造を基本とする Au-20 ~ 29 at % Mn 合金は低温において多数の新しい規則相をとることが、渡辺研の最近の研究により明らかにされた。これより高 Mn 濃度の Au-30 ~ 55 at % Mn 合金は高温で B2 および A1 + B2 構造であり、この領域でこれまでに報告されている規則構造は、 Au_2Mn と AuMn である。図1にこの領域の相図を示す [1]。 Au_2Mn の規則構造は 750°C で図2 (空間群 $I4/m\bar{m}n$) であるとされている。しかし、 Au_2Mn 付近

の組成をもつ合金の電子回折 (ED) 図形にこの構造では説明されない $\{1\bar{1}0\}^*$ 及び $\{001\}^*$ 方向に強度極大をもつ streak が観測され、その再検討が求められている。また、高温で B2 (CsCl 型) 構造をとる AuMn は組成と温度により、正方晶 t_1 ($c/a < 1$) あるいは t_2 ($c/a > 1$) へとマルテンサイト変態をするとされている。しかし、 t_2 は Bacon [2] による磁気構造をも考慮すれば、斜方晶となり、この構造の精密化が必要である。

〔目的〕

1. Au₂Mn の $\{1\bar{1}0\}$ 方向の streak の原因を調べる。
2. Au₂Mn の $\{001\}$ 方向の streak の原因を調べる。
3. AuCu 型を基とする $M = 1$ の長周期構造 (APS) である AABB 型構造の存在を確かめる。
4. マルテンサイト相の微細な構造を調べ、 t_2 が正方晶であるか斜方晶であるかを明らかにする。

以上の目的のために、ED 法、電子顕微鏡 (EM) 法、X 線回折法を用いて実験を行なった。なお、試料はすべて焼き入れした bulk の多結晶から作製した。

〔実験結果〕

1. 500 °C で熱処理した Au₂Mn の $\{001\}$, $\{100\}$ 入射の ED 図形を図 3 a, b に示す。 $\{100\}$ 入射の ED 図形は図 2 の規則構造から期待される強度分布と一致するのに対し、 $\{001\}$ 入射では $\{1\bar{1}0\}$ 方向に並ぶ基本反射間を 4 等分する位置に極度極大をもつ streak が観察される。さらにこの方向を軸にして試料をまわすと、ある入射条件で原点を通る強度極大をもつ streak はほとんど消える。また、 $\{3\bar{3}\bar{1}\}$, $\{11\bar{1}\}$, $\{001\}$ 入射の条件で撮影した高分解能 (HR) EM 像でも強度極大をもつ streak に対応する変調が観察された。
2. 40 at % Mn 合金においては、500 °C では Au₂Mn + t_1 が観察されるが、300 °C では $\{001\}$ 入射の ED 図形 (図 4 a) は Au₂Mn のそれ (図 3 a) と同じであるのに対し、 $\{100\}$ 入射では C 軸方向の周期は 5 倍になっている (図 4 b)。これを説明する規則構造として図 5 の Au₂Mn₂ が得られる。34.6 at % Mn 合金で観察した $\{001\}$ 方向の streak は Au₂Mn と Au₃Mn₂ がエピタキシャルに共存していることで説明される。
3. 46 ~ 57 at % Mn 合金は室温で t_1 あるいは t_2 を示す。このうち、 t_2 の X 線ギニエ写真は、sharp な線と broad な線の 2 組からなり、 $\{1\bar{1}0\}$ 並格子面内の回折線のみが sharp なことから、 t_2 は実際のところ斜方晶であると考えられる。この領域から得られる ED 図形には多数の extra spot 及び streak が観察された。一方、500 °C で熱処理した 35 at % Mn 合金の t_1 の $\{100\}$ 入射の条件で撮影された HREM 像では多数の縞が観察された。縞のコントラストが強い部分の光回折図形では、縞に対応した extra spots が観察された。

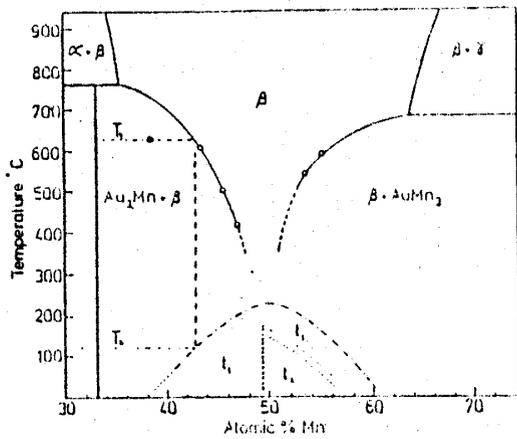
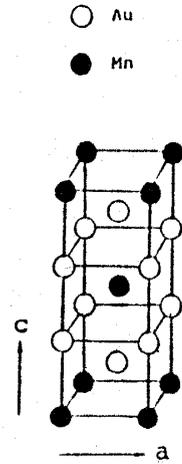
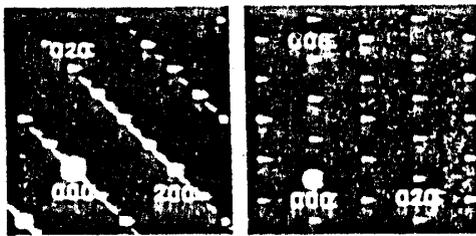


図 1



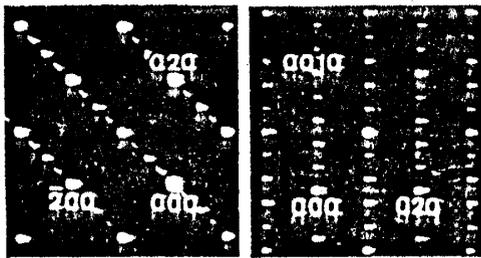
Au_2Mn

図 2



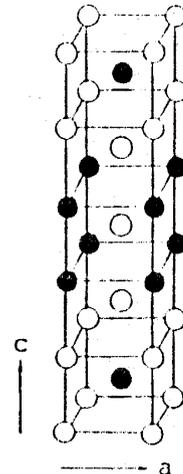
(a) (b)

図 3



(a) (b)

図 4



Au_3Mn_2

図 5

〔結論〕

1. Au_2Mn の規則構造は従来考えられていた単純なもの (図 2) ではなく, その $[1\bar{1}0]$ 方向に約 $4d_{110}$ の周期をもつ横波型変位を主成分とする格子変調を含む。
2. 300°C で熱処理した 40 at % Mn 合金で C 軸方向に 5 倍の変調をもつ構造 Au_3Mn_2 を見出し, その規則構造を決定した。
3. 33.3 at % Mn 近傍で熱処理により, 2 つの系列の構造が観察された。すなわち, 熱処理温度を下げるに従って, 一方は, 積層不整, 3R-長周期積層構造, 体心規則構造, Au_2Mn の順序で観察され, 一方は, AABB, 2d-APS, $Au_{11}Mn_4$, Au_5Mn_2 の順序で観察された。

4. t_2 は斜方晶である。
5. マルテンサイト相の ED 図形中に、双晶で説明できない extra spot が存在し、 t_1 の HR EM 像でそれに対応する縞が観測された。

参考文献

- [1] D. P. Morris and J. G. Morris, Acta Met. 26, 547 (1978)
- [2] G. E. Bacon, Proc. Phys. Soc. Lond. 79, 51 (1962)

10. パルス中性子スピネコー装置製作と準備研究

藤本 弘之

我々は、1) パルス中性子スピネコー装置 (TOF-NSE) を製作し、特に重要なコンポーネントについてその特性を測定し、さらに 2) 準備研究として CsCoCl_3 について日本原子力研究所 (原研) において中性子散乱実験を行なった。

1) NSE 分光器は磁界中で中性子がラーモア才差運動する際その回転角が、磁界を感じている時間に比例することを使って中性子の速度すなわちエネルギーを精密に測定する分光器で中性子の散乱関数 $S(Q, \omega)$ のフーリエ変換 $S(Q, t)$ が得られる。これを TOF 法と組み合わせることによって広い Q レンジにわたって $S(Q, t)$ の直接測定が可能になる。我々の TOF-NSE 装置では入射中性子全波長にわたって中性子を正確に反転させる Flipper が必要でそれは (Fig. 1 (a)) に示す様に Flipper の磁界を $1/t$ (t は中性子が発生した時からの経過時間) で変化させることによって達成され、一定磁界による Flipper (Fig. 1. (b)) では不十分である。又、flipper の良し悪しがスペクトルに与える影響を計算機実験によって評価した。さらに、TOF-NSE 法の限界も考えてみた。

2) CsCoCl_3 の面内スピン相関の研究

CsCoCl_3 は従来、非常に良い一次元 Ising 反強磁性体として多くの実験が行なわれてきたが、最近反強磁性 Ising 三角格子でフラストレーションを起こす系として注目され、その低温でのふるまいを調べるのが重要になっている。そこで我々は最終的にフラストレーション