

Title	磁気弾性型マルテンサイト変態
Author(s)	掛下, 知行; 清水, 謙一
Citation	大阪大学低温センターだより. 1986, 53, p. 1-4
Version Type	VoR
URL	<a href="https://hdl.handle.net/11094/12015">https://hdl.handle.net/11094/12015</a>
rights	
Note	

*Osaka University Knowledge Archive : OUKA*

<https://ir.library.osaka-u.ac.jp/>

Osaka University

# 磁気弾性型マルテンサイト変態

産業科学研究所

掛下 知行, 清水 謙一 (吹田 3557)

## はじめに

金属、合金および金属間化合物などにおいて、原子の拡散を伴わずにその連携的な運動により引き起こされる構造相変態を一般にマルテンサイト変態（以下M変態と略）と称している。このM変態の変態お点及生成相の結晶構造ならびにその形態は系に与える外部変数（温度、一軸応力、静水圧など）に強く依存することは良く知られている。従ってM変態に及ぼす外部変数の影響を調べることはM変態の熱力学および結晶学的変態機構を解明する上で重要と考えられる。このような外部変数の一つに磁場もあげられる。というのは、多くの鉄系合金において母相とM相の間に磁気モーメント差があるからである。事実、ソ連の研究者により、磁場誘起M変態に関する報告がいくつかなされて来た。<sup>(1)</sup> 筆者らもいくつかの鉄系合金に阪大の超強磁場を印加して、磁場誘起M変態を詳細に調べて来た。<sup>(2)</sup> その結果、 $M_s$  点（母相からM相への変態が開始する温度）の上昇は系によって異なるが、31.75MA/m（約400kOe）で70K程度にもなり、極めて大きな効果のあることが分かった。また、単結晶に磁場を印加した場合、磁場誘起M晶の中には磁場方向にほぼ平行に試料の端から端まで長く伸びたものが観察された。これらの結果は、M変態に及ぼす磁場効果は単に変態点のみならず、磁場誘起M晶のマクロな分布にも強く影響を与えることを示している。これらの効果の原因については現在検討中である。今述べた研究ならびに従来行なわれて来たそれらは、すべて非熱弾性型M変態に関するものであり、今日脚光を浴びている形状記憶合金のなかの熱弾性型M変態に関するものはほとんどない。この熱弾性型M変態の特長は、温度の下降・上昇とともにM晶がその母相との界面の整合性を保ちながら成長・収縮することにあり、非熱弾性型M変態とは明確に異なっている。また、この熱弾性型M変態を示す合金系においては、 $A_f$  点（M相から母相への逆変態が完了する温度）以上の温度で擬弾性を示すことが報告されている。すなわち、一軸応力を負荷したときM晶が誘起され、応力を除荷したときそれらのM晶が母相に逆変態して、変態ひずみが消失する現象である。従って、熱弾性型M変態に及ぼす温度ならびに応力の影響を考慮すると、 $A_f$  点以上の温度で磁場の印加・除去にともないM晶が生成・消滅する「磁気弾性型M変態」が実現される可能性が予想される。事実、この現象を本研究において見出したので、その結果について述べると同時に、磁場印加温度  $T$  が  $M_s < T < A_f$  における場合の結果もあわせて報告する。<sup>(3)</sup>

## 実験方法・結果

磁気弾性型M変態を実証するには、合金系が次の条件を有していなければならない。すなわち、熱弾性型M変態を示し、かつM相の磁気モーメントが母相のそれよりも大きいことである。この条件を満たす合金系が、最近になりオースエイジしたFe-Ni-Co-Ti合金で見い出された。そこで本研究では、

この合金 (Fe-33.04Ni-10.17Co-3.94Ti (mass %)) を用いて実験を行なった。また、時効温度および時間は973K 3時間である。用いた磁場は阪大のパルス超強磁場で、その最高磁場は31.75MA/m(約400kOe)である。

図1に、この試料の電気抵抗の温度依存性を示した。室温から冷却して行くと、矢印で示した温度で抵抗の著しい減少が始まる。この温度が母相(fcc)からM相(bct)への変態開始温度、 $M_s$ 点、に相当する。さらに冷却すると、抵抗が大きく減少することから変態が進行していることが分かる。一方、昇温過程を見ると抵抗は温度とともに著しく増加し、 $A_f$ で示した温度で冷却時の抵抗値と一致する。従って、この温度が逆変態終了のそれに相当する。この $M_s$ と $A_f$ の差は32Kであり、この大きさならびに抵抗の温度依存性は多くの熱弾性型M変態を示す合金系のそれらと同じである。

次に、はじめにも述べたような磁気弾性型M変態を実証するために、生成温度を $A_f$ 点以上に設定して強磁場を印加した。その時に得られた磁化曲線を図2の(a)および(b)に示した。(a)は22.22MA/mの磁場を印加したときの磁化曲線である。この図から分かるように磁化の増加は高磁場帯磁率によるのび以外には何の変化も見られない。しかしながら、それ以上の磁場を印加したときに得られる磁化曲線(b)は(a)とは異なり、磁化は $H_c$ で示した磁場で高磁場帯磁率による寄与以上に大きくなり、さらに最高磁場に到るまで磁場の増加とともに増加している。また、その磁化は磁場除去とともに減少し、 $H_f$ で示した磁場で磁場印加時の値と一致している。この磁化変化の様子は、後に述べる結果ならびにこの合金系での磁気転移は考えにくいことから、M変態に関連するものであると結論される。従って、(b)で見られる磁化曲線のふるまいは、まさに磁気弾性型M変態が実現していることを示している。すなわち、 $H_c$ (臨界磁場)以上の磁場でM変態が誘起され、磁場除去とともにそれらのM晶が消えはじめ、 $H_f$ の磁場で完全に消滅することになる。この様子は、生成温度が $A_f$ 点以上であればいずれも同じであった。

一方、生成温度 $T$ が $M_s < T < A_f$ である場合の例を図2の(c)および(d)に示した。(c)で示した磁化曲線は最高

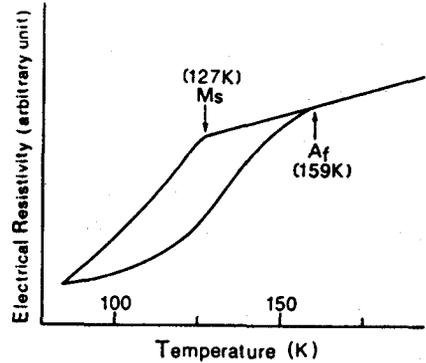


図1. 電気抵抗の温度依存性

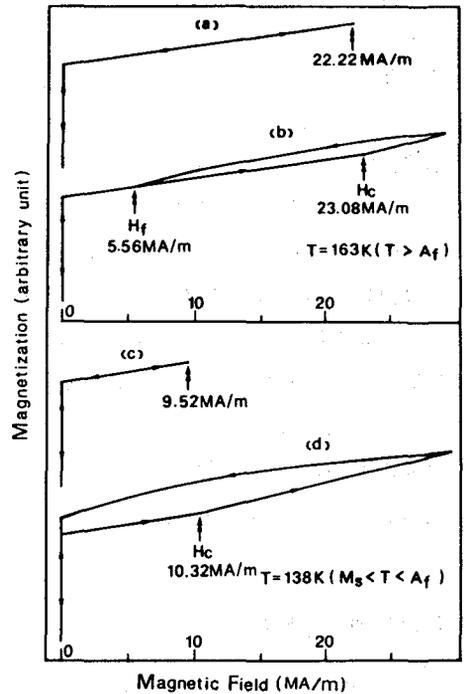


図2. 磁化曲線

磁場が9.52MA/mの場合のものであるが、(a)と同様に磁化の異常な変化は見られない。しかしながら、それ以上の磁場を印加して得られた磁化曲線(d)は明らかに(c)とは異なり、磁場印加過程においては(b)と同様に $H_c$ で示した磁場から磁化の異常な増加が最高磁場までみられる。しかしながら、磁場除去の過程では、磁化は減少するが(b)とは異なり、ゼロ磁場でも初めの値に一致せず大きくなっている。また、この増加した磁化は $A_f$ 点以上の温度で磁場を印加しない状態にもどることが観察された。これらの結果は、単に磁気転移だけの現象としてはとらえがたくM変態が関与していることをはっきりと示している。というのは、 $M_s < T < A_f$ の領域では母相とM相の二相が共存できることを考慮すると、ゼロ磁場で磁化が増加したのはM晶が残留したためであると考えられ、また、 $A_f$ 点以上の温度にすると磁化がはじめの状態にもどるのは、残留したM晶が $A_f$ 点以上で逆変態したためであると考えられるからである。したがって、(d)に示した曲線は、さらに詳細な実験を考慮すると、 $H_c$ 以上の磁場で誘起したM晶が一部残留するとして解釈できる。以上の結果から、本研究の大きな目的であった磁気弾性型M変態の実証が果たされたことになり、 $T > A_f$ の領域ではこの磁気弾性型M晶のみが生成し、 $M_s < T < A_f$ の領域では磁場誘起されたM晶の一部が磁気弾性型であったと結論される。

図3は求めた臨界磁場を $\Delta T (= T - M_s)$ に対して整理した結果を示したものである。この図から分かるように、 $\Delta T$ が大きいほど変態を誘起するのに必要な臨界磁場は高くなっている。また、 $M_s$ の上昇は30MA/mの磁場で約50K程度にもなり、変態点に及ぼす磁場効果は極めて大きいことがわかる。その解釈については今後の課題である。

なお、磁気弾性型M変態は、図2で示したようにパルス時間内(200 $\mu$ sec)で観察されることから、その正・逆変態に要する時間は極めて短いことになる。逆にいえば、パルス磁場でもM変態の研究が出来ることを示している。

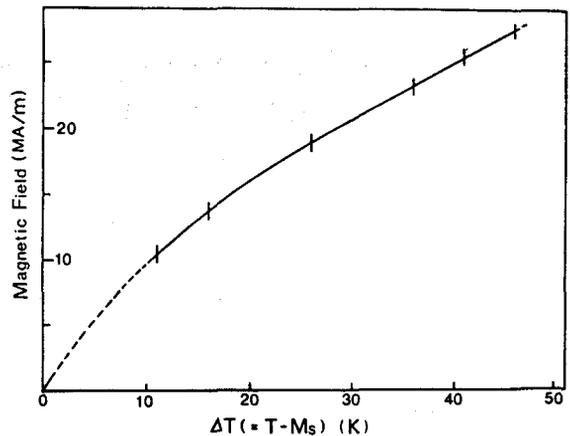


図3.  $\Delta T$ に対する臨界磁場

## おわりに

磁気弾性型M変態を利用した応用について少し考えてみると、その一つとして、印加磁場は大きい磁場の印加・除去にともない可逆的な相変化ならびに磁化変化が起こることを利用して、磁気センサーとして応用出来る可能性が考えられる。また、本研究に用いたFe-Ni-Co-Ti合金の材料特性およびこれに生ずる磁気弾性型M変態を考慮すると、今日盛んに研究が行なわれている核融合炉の有力な構造材料のひとつになると考えられる。というのは、この合金系はオースエイジしているので母相内に整合性をもった $\gamma'$ ( $Ni_3Ti$ )が析出しており、そのため強度は非常に高くなっている。しかも、プラズマを閉じこめるための磁場印加でM変態が誘起されたとしても、上で述べたように、母相とM相が整合性を

保つことから、クラック発生はさけられ、同時に磁場除去とともにM相は消滅するからである。したがって、ステンレス系材料で問題となるM晶の誘起によるクラック発生およびその電磁破壊力学で予想される成長による構造材の破壊の問題はさけられると考えられる。もちろん、M変態が関与しない合金系を用いることが最も良いわけではあるが、ひとつの可能性として考えられる。

この研究は、京大工学部田村研究室ならびに阪大理学部伊達研究室との共同実験である。

## 参考文献

- (1) V.D. Sadovsky, L.V. Smirnov, YE.A. Fokina, P.A. Malinen and I.P. Soroskin : *Fizika Metal Metall.* 24, (1967) 918.
- (2) T. Kakeshita, K. Shimizu, S. Funada and M. Date : *Acta Metall.* 33, (1985) 1381.
- (3) T. Kakeshita, K. Shimizu, T. Maki, I. Tamura, S. Kijima and M. Date : *Scripta Metall.* 19, (1985) 973.