

磁場中での凝固および冷却による超磁歪合金の結晶配向制御

Control of Preferred Orientation in Giant Magnetostriction Alloys under High Magnetic Field

東北大・金研 横山 雅紀, 松本 實, 高橋 弘紀, 渡辺 和雄

M. Yokoyama, M. Matsumoto, K. Takahashi, K. Watanabe

Institute for Materials Research, Tohoku University

1. はじめに

磁歪は強磁性体に磁場を印加した際に歪を生ずる現象である。通常の強磁性体では磁歪は 10^{-6} のオーダーであるが、合金化や磁気異方性の制御によっては発現磁歪量の増大が可能であるため、磁歪はセンサーや振動子などの製品として多くの分野で応用されている。

磁歪合金の開発はこれまで数多く行われており、Terfenol-D (Fe-Tb-Dy 合金) が良く知られている。しかしながら Terfenol-D で大きな磁歪を得るには $\text{Fe}_2(\text{Tb}, \text{Dy})$ 金属間化合物相を形成するため非常に脆く、かつ希土類を多量に含むため原料コストは安価とは言い難く、静水圧化におけるセンサー等、使用は特殊用途に限定される。

2000年 Clark らは 100×10^{-6} の磁歪をもつ Galfenol (Fe-Ga 合金) を開発した。Galfenol は不規則 bcc 構造にて磁歪を発現可能であるため、上述の Terfenol-D のような脆性問題は無く、機械的性質に優れ塑性加工を可能とする。[1]

また軟磁性材料であるため磁場応答性が良いことや、原料コストの面でも安価であることから、Terfenol-D の代替材料として有望であると考えられる。その一方、Galfenol は磁歪の異方性が大きいいため、多結晶状態の磁歪はその材料組織に強く依存する。そのため、Galfenol 系材料の実用化への展望を見据えた場合、結晶配向の制御、つまり磁歪量の増大が必須となる。一方、Permendur(Fe-Co-V)は高飽和磁束密度有する特徴がある軟質磁性材料として知られている。また、磁歪量がある程度大きいため、磁歪材料として有望である。

本研究は、超磁歪合金の磁性が磁場中での凝固および冷却によりどのように変化するかを、結晶状態、特に、結晶配向を制御することにより、明らかにすることを目的とする。

2. 実験方法

$\text{Fe}_{81}\text{Ga}_{19}$ および $\text{Fe}_{49}\text{Co}_{49}\text{V}_2$ 磁歪合金インゴットはアーク熔解法で作製した。次いでこのインゴットから磁気測定に用いるサイズ(約 $4 \times 4 \times 5\text{mm}$)の試

料を各合金で2つ切り出した。

熱処理時間と温度は、どちらの試料にも同一で、一方の試料には 10T の磁場を印加し、もう一方の試料は零磁場中で熱処理した。その際の熱処理時間と保持温度は合金毎に固定した。

磁場中/無磁場中熱処理を行った試料それぞれについて、X線回折による結晶構造解析、strain gauge 法による磁歪測定、VSM による磁気ヒステリシスループ測定を行った。

3. 結果

(1) $\text{Fe}_{81}\text{Ga}_{19}$

Fig. 1 に 773K で $1.8 \times 10^3\text{s}$ 保持の熱処理後の試料の X 線回折パターンを示す。0、10T の熱処理による試料の X 線回折パターンから、いずれも bcc 単相であった。110 の回折強度を基準とすると、211 の回折強度は磁場中熱処理により小さくなった。加熱時の再結晶化過程において、磁場による結晶配向が起きたためと考えられる。

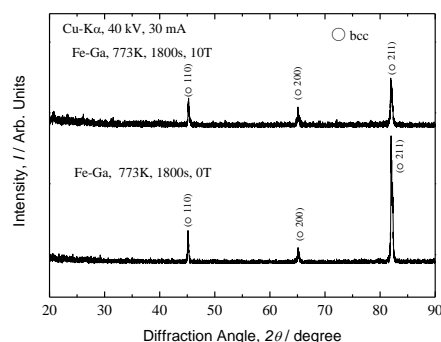


Fig.1 XRD patterns of as-melt Fe-Ga alloys heat-treated at 773K, 1800s, 0 and 10T.

Figs. 2 に同条件で熱処理した試料の室温における縦磁歪の印加磁場依存性を示す。0T で熱処理した試料の最大磁歪は 47ppm 程度、10T の最大磁歪は 66ppm 程度であり、ここから磁場中熱処理により最大磁歪が大きくなったことがわかる。これは Fig. 1 の X 線回折が示すように、磁場中熱処理により結晶

配向が起り、結果として磁化容易軸かつ大きな正の磁歪を生じる 100 方向が磁歪測定方向に配向したためと思われる。同様に、Fig. 2(a)の磁歪挙動には約 3kOe で明瞭なスパイクが見られるが Fig. 2(b)にはこれが見られないことについても結晶異方で説明でき、この現象は 100 方向と比べて磁化困難方向かつ負の磁歪を示す 110 や 111 方向が磁場中熱処理では無磁場中熱処理試料よりも測定方向に少なく、約 3kOe 付近のスパイクは消失し、それ以後の磁歪量低下傾向が緩慢化したものと予想される。Figs. 3 に各試料の磁化曲線を示す。両試料ともに反磁界の影響が大きいため 10kOe では飽和に達していないが、2.5kOe 付近から漸近飽和する挙動を示しており、磁場中熱処理試料で約 2.5%の保磁力低下が確認された。この結果も磁化容易方向かつ正の磁歪を示す 100 方向が磁場方向に配向していることを示唆していると言えるが、これについては今後、詳細な検討を行う。

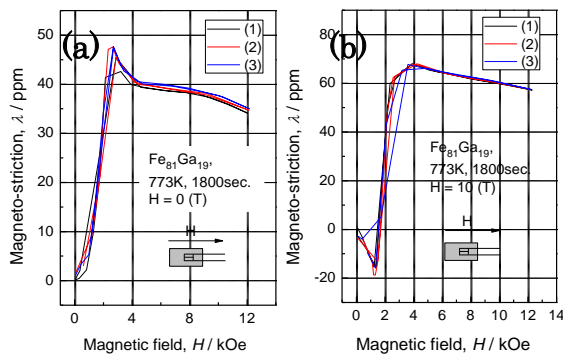


Fig.2 Magnetostriction curves of the $\text{Fe}_{81}\text{Ga}_{19}$ alloys heat-treated at 773K, 1800s, (a) 0T and (b) 10T.

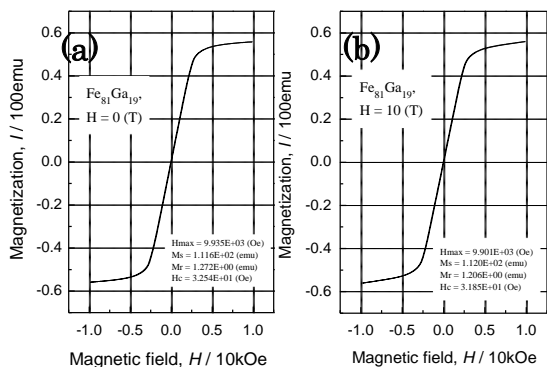


Fig.3 M-H curves of the $\text{Fe}_{81}\text{Ga}_{19}$ alloys heat-treated at 773K, 1800s, (a) 0T and (b) 10T.

(2) $\text{Fe}_{49}\text{Co}_{49}\text{V}_2$

Fig. 4 に 1,273K で 1.8×10^3 s 保持の熱処理を施した試料の室温における縦磁歪の印加磁場依存性を示す。0T で熱処理した試料の最大磁歪は 70ppm 程度、

10T で熱処理した試料の最大磁歪は 60ppm 程度で、 $\text{Fe}_{81}\text{Ga}_{19}$ 合金の場合と比べ、磁場印加時と印加しない場合とでは大きな差異はなかった。Fig. 5 に同一試料の磁化曲線を示す。この場合も磁場印加時と印加しない場合とでは大きな差異はなかった。これらについても構造解析、EBSD 等を用いて詳細な解析を行っていく。

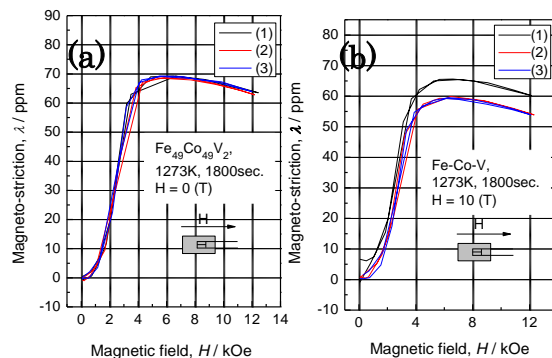


Fig.4 Magnetostriction of the $\text{Fe}_{49}\text{Co}_{49}\text{V}_2$ alloys heat-treated at 1273K, 1800s, (a) 0 and (b) 10T.

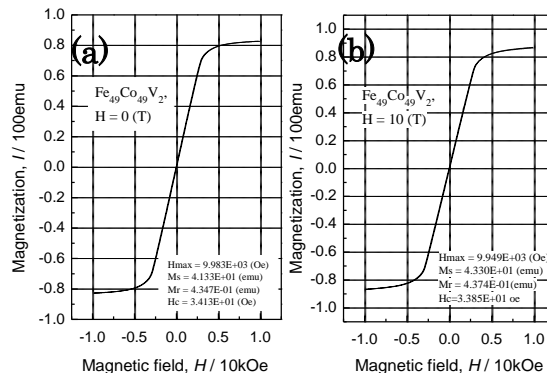


Fig.5 B-H curves of the $\text{Fe}_{49}\text{Co}_{49}\text{V}_2$ alloys heat-treated at 1273K, 1800s, (a) 0 and (b) 10T.

4. まとめ

超磁歪合金 $\text{Fe}_{81}\text{Ga}_{19}$ および $\text{Fe}_{49}\text{Co}_{49}\text{V}_2$ に磁場中熱処理を行った。熱処理後、X 線回折を行い、磁歪と磁化を測定した。

(1) $\text{Fe}_{81}\text{Ga}_{19}$

磁場印加熱処理により縦磁歪が大きくなった。これは X 線解析と磁歪挙動でのスパイクの消滅から、正磁歪である 100 方向が配向したためと思われる。

(2) $\text{Fe}_{49}\text{Co}_{49}\text{V}_2$

磁場印加熱処理により縦磁歪、磁化曲線に大きな変化は見られなかった。

5. 引用文献

1. A.E.Clark, J. B. Restorff, M. Wun-Fogle, A. Lograsso, D. L. Schlagel, IEEE Trans Magn. 36 (2000) 3238.