

展望

強磁場中相変態を利用した組織制御・機能制御に関する最近の研究

大塚秀幸 Hideyuki Ohtsuka 科学技術庁金属材料技術研究所 強磁場ステーション 主任研究官
許 重 Ya Xu 同上*

Recent Studies on Structural Control and Functional Control
of Materials through Phase Transformations in High Magnetic Field

1 はじめに

材料科学を応用した新材料創製や組織制御・機能制御を考える場合、「磁場」というものは大変魅力的である。磁場を印加することにより組織を配向させたり、生成する組織そのものを変化させたり、また材料特性を大きく変化させることにより、これまでにない新しい材料を創製したり、新しい機能を付与したりすることができる可能性があるからである。このように磁場は、温度・応力や歪みと並んで固相／固相変態挙動や変態組織に影響を与える重要な因子であるが、相変態に及ぼす磁場の影響に関する研究、特に1.5T以上の強磁場となると極めて少なく、これまで主として電磁プロセッシング¹⁾、均一磁場中プロセッシング^{2,3)}、磁場中時効や磁場中冷却等に用いられてきた。ところが最近、ヘリウムフリーの超伝導マグネットが開発され⁴⁾、強磁場が極めて容易に得られるようになり、また従来より大きな口径になったため、強磁場中での高温加熱や機械的試験、さらにはこれまでになかった新しい実験が容易にできるようになり⁵⁾、強磁場を利用した研究が飛躍的に盛んになった^{6,7)}。また、スーパーメタル⁸⁾やその他⁹⁾、強磁場を利用したプロジェクト研究もいくつか始まっている。本稿では主として、母相と生成相の磁気モーメントが異なるため、核生成速度、成長速度、変態kinetics及び生成相の微細組織やバリエーションが変化することが予想される、鉄系合金における相変態に及ぼす磁場の影響についての最近の成果について紹介する。なお、相変態に及ぼす磁場の影響に関しては、掛下らの解説¹⁰⁾や、著者の一人が以前に書いた解説¹¹⁾があるが、本稿ではそれ以降の最近の話題について述べる。

2 ヘリウムフリーマグネット

高温での相変態に及ぼす磁場の影響について研究する場合、我々は液体ヘリウムフリー型超伝導マグネット(液体ヘリウムを使用せず、冷凍機による伝導冷却により超伝導コイルを冷却する)を用いた。マグネット本体は直径56cm、高さ67cmで中心付近に直径10cmの貫通ボアを持つ円筒状のもので、10Tまでの到達時間が27分、スイッチ一つ押せば自動的に励磁できるという画期的なマグネットで、極めて取り扱いが容易である。液体ヘリウムを必要とせず、大口径、強磁場という条件を満たすため、強磁場中で熱処理をする場合大変便利である。ヘリウムフリー超伝導マグネットに関する詳細は、参考文献5)に詳しく述べられている。このようなマグネットが実用化される以前は、液体ヘリウムで満たされたマグネット内に加熱炉を挿入して熱処理を行わなくてはならず、その断熱のための工夫や液体ヘリウムを扱う手間など、かなりの困難を伴った。今後、さらなる強磁場化、大口径化が期待される。著者は、磁場中心に試料を固定し、そのまま真空中で加熱・ガス冷却ができるタイプと、磁場中心から上方の、磁場の影響が無視出来るほどの距離離れた場所と、磁場中心とにそれぞれ炉があり、試料は上方の炉で溶体化処理後自動的に素早く磁場中心の炉へ移動し、磁場中での熱処理が終了した後再び自動的にマグネット下の水中へ急冷されるタイプの二種類の炉を作製し、磁場中熱処理を行った。熱処理の間、磁場から十分遠ざかっていることが可能である。また、マグネットの励磁に27分かかるため前者の場合は溶体化時から磁場を印加しているが、後者の場合、例えば溶体化後の等温変態時の間だけ磁場を印加することが可能になる。

* 科学技術特別研究員

3 再結晶に及ぼす磁場の影響

再結晶に及ぼす磁場の影響については、Martikainen¹²⁾と渡辺ら¹³⁾により研究された。Martikainenらは1.5Tの磁場中で80%変形されたアームコ鉄の再結晶について調べ、再結晶が遅くなること、また、無磁場の場合には{111}集合組織が、磁場を印加した場合には{100}集合組織がそれぞれ優先的に形成されることを明らかにした。また、渡辺らはやはり再結晶が磁場印加により遅くなること、低角の粒界が増加する事などを明らかにした。最近許ら^{14,15)}は、珪素鋼板の再結晶挙動に及ぼす強磁場の影響について調べた。図1は、Fe-3%Si合金(以下、合金組成はすべてmass%)を25%冷間圧延後、700℃で10分間焼鈍した組織を示し、(a)は無磁場、(b)は5T印加して熱処理した。なお、これ以降すべて磁場印加方向に平行な面を観察した。無磁場の場合に比べて、磁場を印加した場合、再結晶粒は少なくなっているのが分かる。また、純鉄も用いて実験し、やはり磁場印加により再結晶挙動が遅くなることを確認したが、20-30%程度以下の変形の場合にはこのような再結晶の抑制効果が比較的顕著であるが、70%程度以上の高加工になると抑制効果は明確でなくなり、結果的にMartikainenらが観察したほど顕著な抑制効果は確認できなかった。また、図2は完全に再結晶が終了したFe-3%Si合金を1000℃で保持した場合の粒径変化を示すが、磁場を印加(10T)した方が粒径が小さく、粗大化が抑制されることが分かった。この場合はキュリー温度以上で保持しているが、キュリー温度

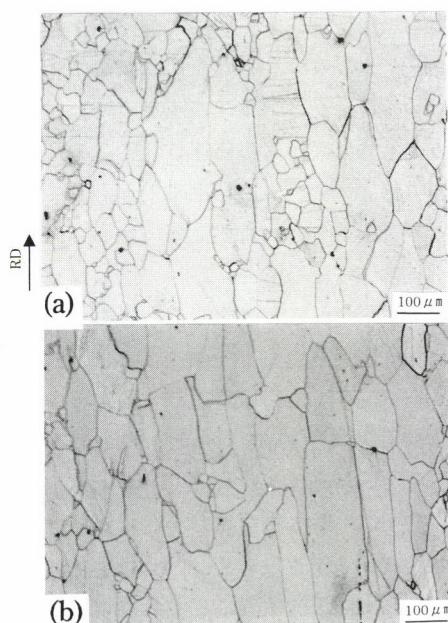


図1 再結晶に及ぼす磁場の影響
25%冷延後、(a)0T、(b)5Tで
それぞれ700℃で10分間焼鈍

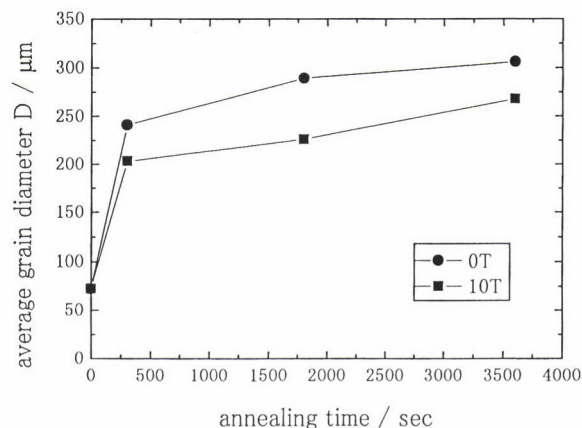


図2 結晶粒の粗大化に及ぼす磁場の影響

以下で保持した場合も、その差は小さいもののやはり磁場印加した方が粒の粗大化は遅い。また、再結晶集合組織は磁場印加により{111}〈112〉方位が強くなった。この結果もMartinkinenらの結果と異なっており、また磁場の影響は確かにあるもののMartinkinenらが観察したほど顕著な違いは観察できなかった。また、正橋ら¹⁶⁾もFe-3.25%Si合金の再結晶に及ぼす強磁場の影響について調べ、{hk0}〈001〉方位が優先的に生成し、低エネルギー粒界が増加することを報告している。しかしながら、拡散速度や転位エネルギーとその移動度、界面エネルギー等に及ぼす磁場の影響が不明であるため、再結晶が抑制される原因一つとしても未だに不明である。

4 フェライト変態に及ぼす磁場の影響

これまで、フェライト変態に及ぼす磁場の影響についてはほとんど研究がなされていなかった。許ら¹⁷⁾はFe-1.5Mn-0.1C-0.05Nb合金を用いてフェライト変態に及ぼす強磁場の影響について調べた。ただし、磁場は加熱前に印加しておき、その後溶体化・等温保持・急冷を行ってから磁場を降磁した。変態はフェライトのキュリー温度以下で進行させた。図3(a)は磁場を印加せずに、(b)は10Tの磁場中で、いずれも試料を1150℃で15分間オーステナイト化

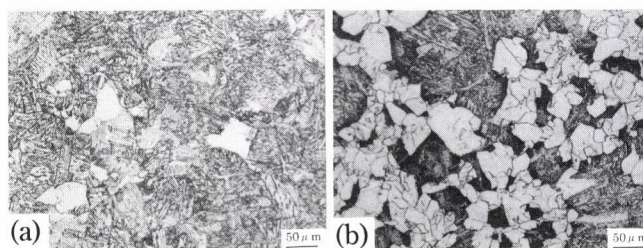


図3 フェライト変態に及ぼす磁場の影響
(a)0T、(b)10Tでそれぞれ680℃で10分間等温保持

後、680℃で10分間保持した後急冷した。磁場を印加しない場合、フェライト粒が数個観察され、変態のごく初期であるが、磁場を印加した場合はフェライト変態が半分以上進行している。このように、磁場印加によりフェライト変態は著しく促進されることが分かる。図4は同じ試料の変態後期の様子を示しており、(a)は磁場を印加せずに、(b)は10Tの磁場中で、いずれも溶体化後650℃で30分間保持した。(a)では等軸フェライトのみが観察されるが、(b)では等軸フェライト以外に細長く伸びたウィドマンステッテンフェライトも観察される。この原因としては、後で示すように、磁場印加により A_3 点が上昇するため、ウィドマンステッテンフェライトの生成温度範囲も上昇するためであると考えられるが、磁場によりある方向にフェライト粒が伸長しやすくなる可能性もありうる。図5は、1100℃で15分間オーステナイト化した後、720℃で等温保持した場合のフェライト変態率の時間変化を示す。磁場を印加した方が遙かに早く変態が開始・進行することが分かる。このような磁場によるフェライト変態の促進の原因は磁場印加による、(1)核生成速度の変化、(2)成長速度の変化、(3)オーステナイト粒径の変化、に分けられる。以下、それぞれについて調べた。まず、核生成速度の変化を明らかにするため、

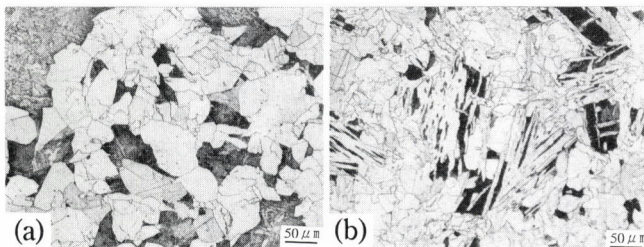


図4 変態組織に及ぼす磁場の影響
(a)0T、(b)10Tでそれぞれ650℃で30分間等温保持

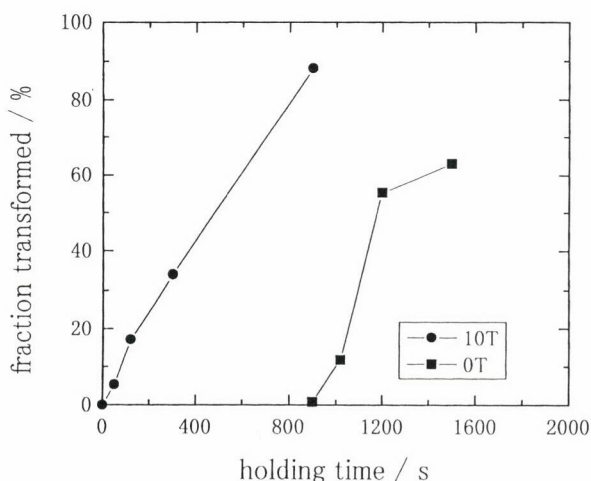


図5 フェライト変態量に及ぼす磁場の影響

等温保持時間を変化させて生成したフェライト粒の数を測定した。その結果を図6に示す。磁場を印加した場合、フェライト粒の数は遙かに速く増加することが分かる。これをもとにしてオーステナイトの単位粒界面積当たりの核生成速度を求めると、磁場印加により数倍に増加することが分かった。次に、試料中に観察される最大のフェライトの大きさを測ることにより、フェライトの成長速度を測定した。Parabolic rate constantを変態温度に対してプロットすると図7のようになる。核生成速度に比べ磁場印加の効果は小さいが、比較的高温域では磁場印加により成長速度が増加するのに対し、低温域では磁場印加により成長速度は減少する傾向があることが分かる。Zenerのモデルから、フェライトの成長速度を表すparabolic rate constant α は、

$$\alpha = D^{1/2} (C_\gamma - C_0) / \{ (C_\gamma - C_\alpha)^{1/2} (C_0 - C_\alpha)^{1/2} \} \dots (1)$$

と書ける。ここで、 D は C の拡散係数、 C_0 は母相の C 濃度、

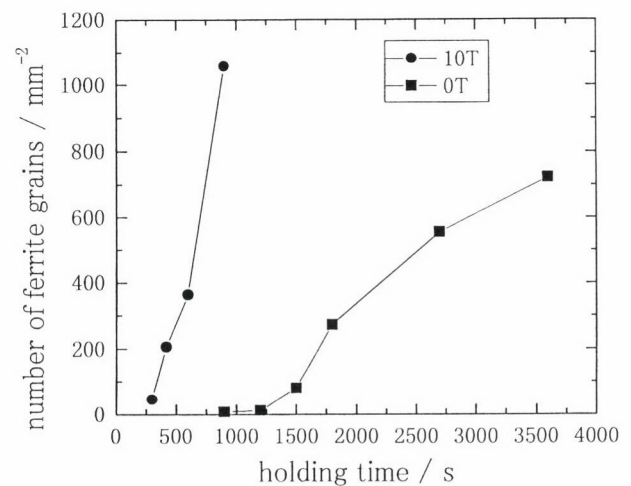


図6 フェライトの核生成数に及ぼす磁場の影響

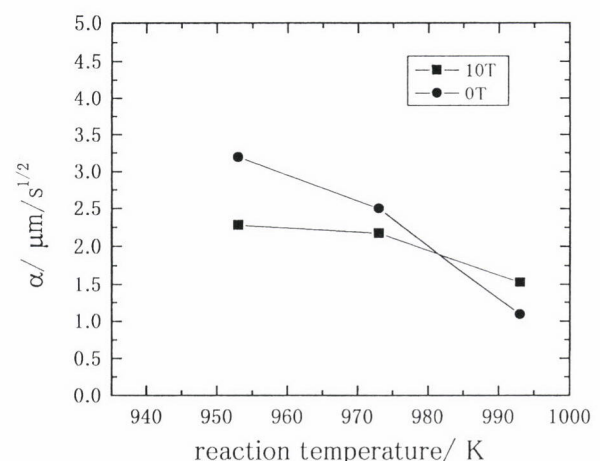


図7 フェライトの成長速度に及ぼす磁場の影響

C_γ 、 C_α はそれぞれ γ と α の平衡C濃度である。第二項をFe-0.1Cについて後で述べる方法により計算して無磁場の場合の値に対する、磁場を印加した場合の値の比をとると、1より大きな値になり、温度が上昇するほどその値は大きくなる。すなわち、高温になるほど磁場印加により第二項の値は大きくなる。一方、第一項の、拡散について考えてみる。拡散に及ぼす磁場の影響に関する研究はほとんどないが、拡散速度は磁場により遅くなるとするYoudelisら¹⁸⁾の研究や、拡散は磁場により影響されないとする中嶋ら¹⁹⁾の研究がある。また、鉄中の自己拡散係数のアレニウスプロットの傾きがキュリー温度付近で変化することから、拡散は磁場により影響を受けるはずだという指摘もなされている。Iijimaら²⁰⁾が示した拡散係数を表す式に、後ほど示す分子場理論を適用して計算すると、磁場により拡散は遅くなることが分かったが、10T程度ではその効果は小さい。また、侵入型のCの拡散に磁場の影響があるかどうかは疑問であるが、磁場により拡散が遅くなるとすれば、第一項は磁場印加により小さくなる。従って第一項と二項の兼ね合いで成長速度に及ぼす磁場の影響が決まると考えられる。いずれにせよ、拡散に及ぼす磁場の影響については相変態、焼結、その他多くの場面で関連してくるので、明らかにすべき重要な問題である。

以上のように、フェライト変態が磁場により促進されることが明らかになったが、これを熱力学的に考察してみる。まず磁場中での変態に伴うギブスの自由エネルギー変化について考えるが、Choiらは²¹⁾二通りの方法でこれを求めた。一つは高温での磁化率の測定値をもとに計算する方法である。ギブスの自由エネルギー変化は定圧下で、

$$dG = -SdT - MdH \quad \dots\dots\dots (2)$$

と表せる。ただし、 M は磁化、 H は外部磁場、である。今、純鉄を考え、無磁場、温度 T_0 でオーステナイトとフェライトが平衡している状態をAとし、磁場 H_1 のもとでの平衡状態をB(温度 T_1)とすると、以下の式が成り立つ。

$$\begin{aligned} & \int_A^B (dG_{Fe}^\gamma - dG_{Fe}^\alpha) \\ &= [^0G_{Fe}^\gamma - ^0G_{Fe}^\alpha]_{T=T_1} - \int_0^{H_1} (M^\gamma - M^\alpha)_{T=T_1} dH = 0 \quad \dots\dots (3) \end{aligned}$$

式(3)の第一項は無磁場における自由エネルギー変化であり、容易に求まる。第二項はキュリーワイスの法則と磁化率の測定値を用いて計算でき、結局外部磁場 H_1 のもとにおける平衡温度 T_1 が求まる。図8はこのようにして求めた磁場中における A_3 点の変化を示す。 A_3 点は磁場の増加とともに上昇するが、これは磁場中でフェライトがより安定になるからである。図9は γ と α の自由エネルギー差を温度の関数として示したもので、磁場が強くなるほど γ の安定領

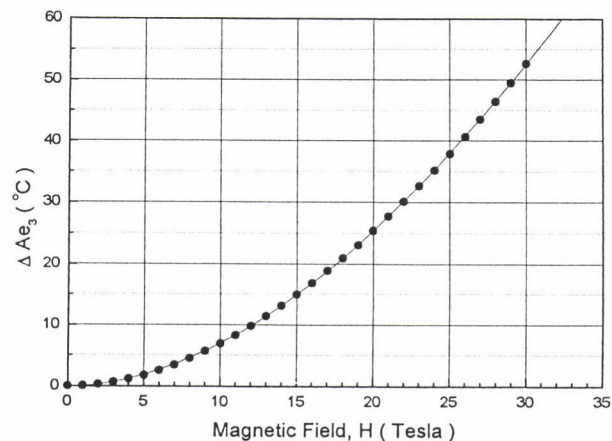


図8 A_3 点に及ぼす磁場の影響

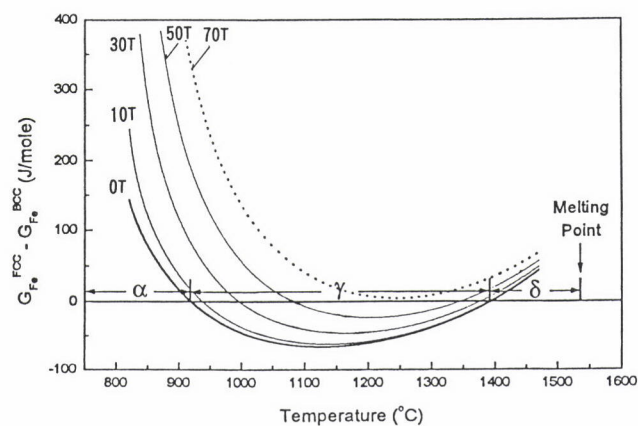


図9 自由エネルギー変化に及ぼす磁場の影響

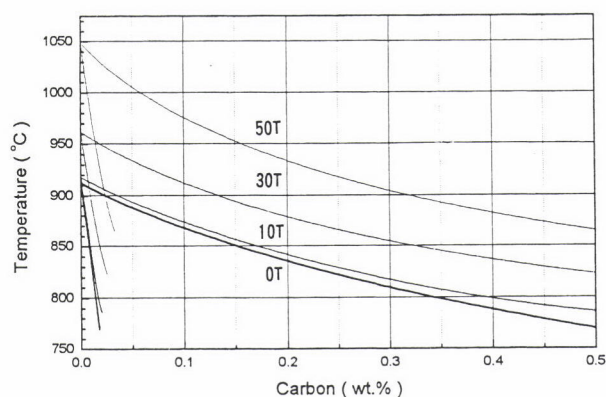


図10 実験データを基に計算したFe-C状態図に及ぼす磁場の影響

域が狭くなり、70T以上では γ 相が安定に存在しえなくなる。同じようにしてFe-C二元系における α と γ の相平衡について計算すると、状態図は図10のように求められる。しかしながら、キュリー一点以下における鉄の強磁性磁化率の

データがないため状態図は一部しか得られない。そこで二番目の方法としてWeissの分子場理論²²⁾を用いて計算を行った。Weissは強磁性体内には分子磁界が作用しており、これによってスピンの平行に揃えられと考えた。彼の理論により大局的には強磁性の発生とその挙動が明らかになったが、相互作用し合う隣接のスピン対間の相関やゆらぎの効果を取り入れていないため、平行スピン対の存在割合を示す短範囲規則度の導入をする必要がある、等の欠点があるが、大まかな近似としては有効であり、磁化及び磁化率の温度変化などを求めることができる。図11は分子場理論を用いて計算した、絶対零度での磁化で規格化した純鉄の磁化を、磁気転移温度で規格化した温度の関数として示したものである。強磁場中では、無磁場で測定されたキュリー温度以上でも磁化が存在することが分かる。さらに、分子場理論を応用してFe-C系状態図を求めると図12のようになる。磁場が強くなるにつれ図10の結果と異なってくるが、10 T印加した場合純鉄の高温からの冷却中の潜熱の

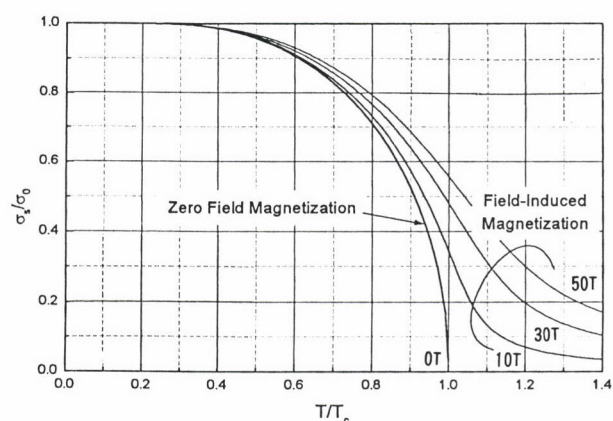


図11 磁化の温度変化に及ぼす磁場の影響

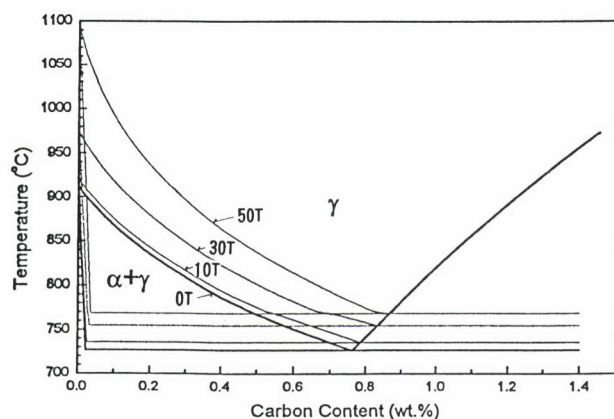


図12 分子場理論を用いて計算したFe-C状態図に及ぼす磁場の影響

発生による温度変化から実験的に求めた A_{T3} の変化は約7°Cとなり、計算値とほぼ一致する。このように磁場を印加すると、(1) A_3 点、 A_1 点が上昇する、(2)共析組成が増加する、(3)フェライト中のCの固溶度が増加する、という変化が予想される。(3)に示すように、磁場印加によりある種の合金元素の固溶度を増加させることにより、材料の強度を高めることも期待できる。例えば5章で述べる下斗米らの、磁気力によりパーライトの硬度を高めている原因の一つとして(3)があると考えられる。また、榎本²³⁾は、分子場理論によりFe-C合金のパラ平衡 α/γ 相境界を計算により求めた。また、キュリー温度以上でも A_3 点が上昇し、フェライト変態促進効果が明瞭に現れることを示した。

5 パーライト変態に及ぼす磁場の影響

パーライト変態に及ぼす磁場の影響に関する研究はこれまでにほとんど行われていない。大石²⁴⁾は、連続冷却中のパーライト変態に及ぼす強磁場の影響について調べた。Fe-0.82C合金を用いて1000°Cで溶体化後真空中で放冷した。無磁場の場合に比べ、7 Tの磁場中で冷却した場合はパーライト変態に伴う変態潜熱がより高い温度で発生しており、変態がより高温で始まる。ラメラ間隔は、無磁場の場合0.175 μ m、7 Tの場合0.193 μ mと、磁場を印加した方が若干大きくなるが、これはより高温で変態が開始したためと考えられる。また、ブロック径は、無磁場の場合22.0 μ m、7 Tの場合18.7 μ mと、磁場を印加した方が小さくなった。また、ラメラの方向と磁場印加方向との関係を調べるため、磁場と平行な方向から $\pm 22.5^\circ$ 、磁場と垂直な方向から $\pm 22.5^\circ$ 、及びその中間のものに分けてそれぞれの割合を測定したのが図13である。磁場を印加した方が磁場に対して平行なラメラの割合が増加しているが、無磁場の場合のそれぞれの割合が均等ではなく、無磁場の場合の測定数が十分でないこともあり、明確な結論は出せない。

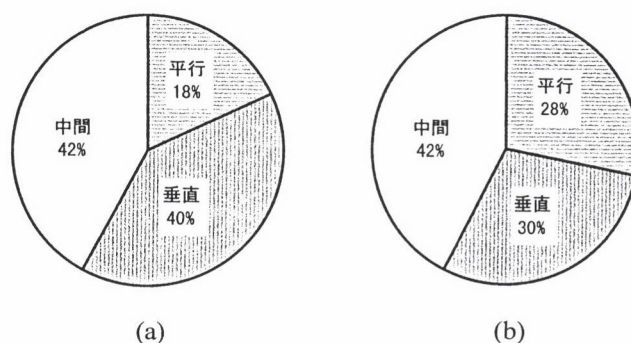


図13 パーライトのラメラの配向に及ぼす磁場の影響
1000°Cで溶体化後、(a)0T、(b)7Tでそれぞれ放冷

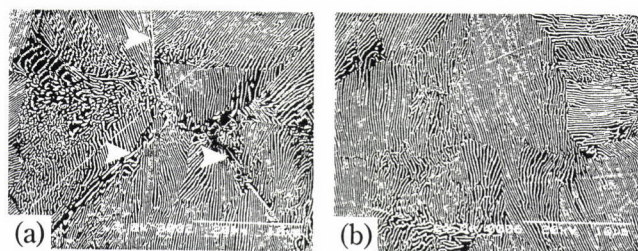


図14 初析セメントタイトに及ぼす磁場の影響
溶体化後、(a)0T、(b)10Tでそれぞれ放冷

また、前章で示したように磁場印加により状態図が変化することが予想される。その結果、無磁場の場合に過共析組成であったものも、磁場中では共析側に近づくためセメントタイトの析出が抑制される可能性がある。そこで、過共析のFe-0.97C合金を用いてセメントタイト析出に及ぼす磁場の影響を調べてみた。その結果、図14(a)に示すように無磁場の場合初析セメントタイトが観察されるが、磁場を印加した場合、初析セメントタイトはあまり観察されなかった(b)。許ら²⁵⁾は、パーライトへの等温変態挙動を調べるため、ハッドフィールド鋼を用いて磁場の影響を調べた。等温変態の場合も磁場印加によりパーライト変態は促進され、粒界のみならず、粒内での核生成も促進されることを明らかにした。また、下斗米ら²⁶⁾は、パーライト変態に及ぼす磁気力の影響について研究した。磁気力は、外部から与えられた磁場Hと物質の磁化Mとが相互作用して生じる力

$$F = \mu_0 (M \cdot \nabla) H \quad \dots\dots\dots (4)$$

で表せ、磁場中心からはずれた所で生じる。ただし、 μ_0 は真空の透磁率である。Fe-1.0C-0.4Cr合金を560°Cに保持した鉛バスを用いて2分間の磁場パテンティングを行うと、試料のビッカース硬度は磁場勾配に比例して増加し、40T/m以上では飽和する傾向を示した。磁場が大きくても磁場勾配がゼロであるところのような硬化は観察されなかった。また、Fe-CにMnとCrの少なくとも一方が含有されている場合に硬度が上昇した。さらに、MnやCrを含有していても鉛バスでの保持時間が長くなるにつれて硬度の増加は消失することも明らかにし、これらの現象は磁場勾配下のパーライト変態によってCr-CやMn-Cのダイボールが過剰に導入されることによると説明している。

6 その他の変態に及ぼす磁場の影響

許ら²⁷⁾は、ベイナイト変態に及ぼす磁場の影響について調べ、上部・下部ベイナイトともに磁場により変態が促進されることを見いだした。大嶋ら²⁸⁾は、Fe-Pd合金の規則化初期過程に及ぼす磁場効果について調べ、磁場中では特定のバリエーションの規則相粒子が優先的に成長すること、磁

場中熱処理した薄板試料では結晶粒界より粗大双晶を含む規則相が成長すること、磁気転移温度直上でも特定のバリエーションの優先成長が観察されること、等を明らかにした。市坪ら²⁹⁾はFe-Pd合金の規則化過程に及ぼす磁場効果について調べ、磁場方向に平行なc軸を持つ規則相が他より優先的に生成することを示し、これをゼーマンエネルギー、磁気異方性エネルギー、静磁場エネルギー項を求めることにより説明した。また、10Tの磁場中で規則相の磁気転移温度より高温から徐冷することにより、単一バリエーション構造を形成することに成功した³⁰⁾。

下斗米ら²⁶⁾は、ラスマルテンサイトからオーステナイトへの逆変態により配向複合組織が得られることを明らかにした。Fe-0.1CまたはFe-0.6Cをオーステナイト温度域から水焼き入れしてマルテンサイトとし、磁場中で($\alpha + \gamma$)二相域に加熱・保持後焼き入れすると、逆変態により生成した γ 相が冷却により変態した α' と、焼き戻しにより生じた α の二相複合組織となるが、 α' 相は磁場方向に鎖状に繋がりと、配向した組織となることを示した。この現象を、磁場方向に並んだ二つの磁氣的ボイドはお互いに引き合うことにより説明した。我々も同様な配向組織を観察しているが、旧オーステナイト粒径が大きいと配向の度合いが弱くなることなどが観察され、配向の原因についてはより詳細な研究が必要だと思われる。

また一方、磁場中でのマルテンサイト変態を利用して、磁場により駆動する形状記憶合金を開発しようとする試みも盛んになってきた。これは、磁場中相変態による機能制御の代表例といえる。従来の形状記憶合金は動作が熱伝導によって律速されるため応答速度が遅いという欠点がある。そこで強磁性形状記憶合金のマルテンサイト変態を用いれば、磁場誘起マルテンサイト変態あるいは磁場によるバリエーションの再配列による形状変化を利用した、高応答速度・大変位の磁気アクチュエータが得られる可能性があり、その例としてNiMnGa合金がある³¹⁾。松本ら³²⁾は、MnをNiで置換していき、磁性と相変態がどのように変化するか調べた。土谷ら³³⁾は、磁場によるマルテンサイト相の双晶再配列により発生する歪みを双晶磁歪と呼び、Mn濃度を種々変化させた試料を作製してその変態温度、結晶構造、磁氣的性質、磁歪等を調べた。磁場によるバリエーション再配列を利用して形状変化を得るには、磁気異方性エネルギーと磁化率が高く、バリエーション境界が動きやすい合金が望ましい。Mn濃度を高くすることにより変態温度が低くなるという欠点があるが、磁化が大きくなることが分かった。NiMnGa系合金は、実用化のためには磁場印加のみにより発生する歪み量をもっと大きくすること、もろさを改善すること、などが必要である。

古谷野ら³⁴⁾は、 γ -FeNに低温で強磁場を印加することによりマルテンサイト変態を促進し、残留オーステナイトを減少させることに成功し、アンモニア窒化法でバルクFe₁₆N₂を作製できる可能性があることを示した。千葉ら³⁵⁾は、CoとNiを基とするFCC型单相超合金の動的ひずみ時効に及ぼす磁場の影響について調べ、磁場により転位の固着作用がより高温領域まで有効に働くこと、磁場中時効により、より高い時効硬化性を示すこと等を明らかにした。下蘭ら³⁶⁾は、Fe-Ni-Cr合金のマルテンサイト変態に及ぼす熱処理、前歪みと磁場の影響について調べ、加工硬化による変態抑制エネルギーと磁場による変態促進エネルギーを計算した結果、Fe-Ni-Cr合金におけるマルテンサイト変態量への影響がこれまでに提唱された考え方では説明がつかないことを指摘した。松崎ら³⁷⁾は、磁場中で焼結する場合の粒界移動と粒成長に及ぼす磁場の影響について調べ、磁場は焼結及び粒成長を促進すること、Fe-2.5Siの双結晶における粒界移動を促進することを明らかにした。川原ら³⁸⁾は、カー効果によるFe-3Si合金の磁区構造観察を行い、粒界と磁壁との相互作用は低角度粒界よりもランダム粒界の方が大きいこと、粒界は磁区の消滅及び生成場所となることなどを明らかにした。

7 おわりに

相変態に及ぼす強磁場の影響に関する研究はまだ始まったばかりであるといえる。本稿で紹介したように、磁場という比較的新しい観点から相変態を眺め直し、変態機構を解明しようとする試みや、磁場中での相変態を利用して材料の組織や機能を制御しようとする試みが行われており、興味深い現象もいろいろ明らかになりつつある。相変態に伴う磁気モーメントの変化を始め、結晶磁気異方性、形状磁気異方性、誘導磁気異方性、磁歪等の効果を定量的に求めることにより、より理論的・定量的に磁場の効果を見積もることができると考えられる。今後、相変態に及ぼす磁場の影響や磁場を利用した組織制御・機能制御に関する研究が進み、新たな磁場の効果や組織制御法・機能制御法が開発されることが期待される。また、金属材料技術研究所の強磁場発生用マグネット群は外部の研究者へ開放されている。詳細はホームページ、<http://www.nrim.go.jp>を参照されたい。

謝辞：我々の研究に対して有益な助言をいただいた大阪大学の掛下先生に感謝申し上げます。また、研究の立ち上げに際してお世話になった東京大学の柴田先生、金属材料技術研究所フロンティア構造材料センター長井サブグ

ループリダーに感謝申し上げます。

参考文献

- 1) 浅井滋生：日本金属学会会報，22 (1983)，1029.
- 2) D. M. Baskin, K. T. Faber, 大塚秀幸：日本金属学会誌，61 (1997)，1306.
- 3) 目 義雄，鈴木 達，大塚秀幸，廣田憲之，北沢宏一：粉体粉末冶金協会 平成11年度秋季大会講演概要集 (1999)，164.
- 4) K. Watanabe, Y. Yamada, J. Sakuraba, F. Hata, C. K. Chong, T. Hasebe and M. Ishihara：Jpn. J. Appl. Phys., 32 (1993)，L488.
- 5) 論文特集 伝導冷却型超伝導マグネット，低温工学，34 (1999)，179.
- 6) 本河光博：まてりあ，37 (1998)，926.
- 7) 特集 強磁場の材料科学，日本金属学会会誌，61 (1997)，1271.
- 8) スーパーメタルの先導研究，第1編，大型素材(鉄系)，(1997)
- 9) 強磁場を利用した研究の現状と課題，金属材料技術研究所，(1995)
- 10) 掛下知行，山岸昭雄，遠藤将一：日本金属学会会報，32 (1993)，591.
- 11) 大塚秀幸：日本結晶成長学会誌，24 (1997)，2.
- 12) H. O. Martikainen and V. K. Lindroos：Scandinavian Journal of Metallurgy，10 (1981)，3.
- 13) T. Watanabe, Y. Suzuki, S. Tanii and H. Oikawa：Phil. Mag. Letters，62 (1990)，9.
- 14) 許 亜，大塚秀幸，伊藤喜久男，和田 仁，尾田善彦，田中 靖：第45回日本熱処理技術協会講演大会講演概要集，(1997)，37.
- 15) Y. Xu, H. Ohtsuka, S. Umezawa, K. Anak, S. Miyazaki and H. Wada：Proc. of the Fourth Int. Conf. on Recrystallization and Related Phenomena, Tsukuba, 13-16 (1999)，571.
- 16) N. Masahashi, M. Matsuo and K. Watanabe：J. Mater. Res., 13 (1998)，457.
- 17) 許 亜，大塚秀幸：CAMP-ISIJ，12 (1999)，601.
- 18) W. V. Youdelis and J. R. Cahoon：Canadian Journal of Physics，48 (1970)，805.
- 19) H. Nakajima, S. Maekawa, Y. Aoki and M. Koiwa：Trans. JIM，26 (1985)，1.
- 20) Y. Iijima, K. Kimura and K. Hirano：Acta metall., 36 (1988)，2811.
- 21) J. K. Choi, H. Ohtsuka, Y. Xu and W. Y. Choo：

- CAMP-ISIJ, 12 (1999), 598.
- 22) 近角聰信：強磁性体の物理，裳華房，(1994)，124.
 - 23) 榎本正人，郭，田附雄一，下斗米道夫，阿部義男：CAMP-ISIJ, 12 (1999)，597.
 - 24) 大石幸広，村井照幸，大塚秀幸，伊藤喜久男，和田仁：CAMP-ISIJ, 11 (1998)，580.
 - 25) 許 亜，大塚秀幸：日本金属学会第125回大会講演概要集，(1999)，394.
 - 26) 下斗米道夫，丸田慶一：CAMP-ISIJ, 12 (1999)，1116.
 - 27) 許 亜，大塚秀幸：未発表データ.
 - 28) 大嶋隆一郎，所 久人：日本金属学会会誌，62(1998)，317.
 - 29) T. Ichitsubo, M. Nakamoto, K. Tanaka and M. Koiwa : Proc. of the Third Pacific Rim Int. Conf. on Advanced Materials and Processing (PRICM3), TMS (1998)，1369.
 - 30) 田中克志，小岩昌宏，市坪 哲，天野雅之，渡辺和雄：平成11年度自主フォーラム，相変態に及ぼす強磁場の影響と磁場を利用した組織制御，資料
 - 31) K. Ullakko, J. K. Huang, V. V. Kokorin and R. C. O'Handley : scripta Metall., 36 (1997)，1133.
 - 32) 松本 実：日本応用磁気学会誌，22 (1998)，115.
 - 33) 土谷浩一，大橋 明，梅本 実，大塚秀幸，和田 仁：CAMP-ISIJ, 12 (1999)，603.
 - 34) T. Koyano, H. Ikeda, R. Yoshizaki, A. Tasaki, T. Takamasu, H. Ohtsuka, H. Wada, G. Kido and T. Ohba : Proc. Int. Conf. Solid → Solid Phase Transformations '99, Kyoto, 24-28 May (1999), to be published.
 - 35) 千葉晶彦，平子秀嗣，大塚秀幸，許 亜，和田 仁：CAMP-ISIJ, 12 (1999)，600.
 - 36) 下藺忠弘，幸野 豊，柴田浩司，門田 剛，大塚秀幸，和田 仁：CAMP-ISIJ, 12 (1999)，602.
 - 37) T. Matsuzaki, T. Sasaki, S. Tsurekawa and T. Watanabe : Proc. of the Fourth Int. Conf. on Recrystallization and Related Phenomena, Tsukuba, 13-16 July (1999)，529.
 - 38) 川原浩一，柳生幸徳，連川貞弘，渡邊忠雄：平成11年度自主フォーラム，相変態に及ぼす強磁場の影響と磁場を利用した組織制御，資料

(1999年10月5日受付)