

# 鉄ロジウム合金の高エネルギー イオンビームによる磁性改質

岩瀬 彰宏\* 松井 利之\*\* 堀 史説\*\*\*

## 1. はじめに

組成比が1:1の近傍の鉄ロジウム合金は、常温で塩化セシウム型結晶構造(B2構造)を示す金属間化合物である<sup>(1)</sup>。この物質の磁性は、温度や組成比、圧力によって大きく変化することが知られている<sup>(2)</sup>。相図(図1)が示すように、組成比が1:1の合金Fe-50 at%Rhでは、室温付近に低温相である反強磁性相から高温相である強磁性への磁性変態温度が存在する。また、強磁性相は670 K付近で常磁性へと変態する。これらの磁性変態によって結晶構造変化は起こらないが、反強磁性から強磁性への変態に伴い体積は約1%増加する。組成比が1:1からずれて鉄原子数が多くなると低温においても強磁性相が安定となり、逆にロジウム原子が多くなると強磁性-反強磁性転移温度は高温側にシフトする。静水圧によっても強磁性相は反強磁性相に変化する<sup>(2)</sup>。さらに、結晶構造の乱れもまた、強磁性を安定させることを示す結果もいくつか報告されている。たとえば、構造の乱れた鉄ロジウム薄膜やボールミリングによって作成した鉄ロジウム合金において、低温における強磁性状態が確認されている<sup>(3)(4)</sup>。

さて、筆者らは、長年にわたり、高エネルギーイオンや電子ビームなどの放射線が無機材料に照射することによる結晶構造や物性の変化に関して研究してきた<sup>(5)</sup>。無機材料では高エネルギー放射線照射により、正規の位置からの原子のはじき出しや高密度電子励起を起因とするエネルギー散逸によって、結晶に乱れが生ずる。放射線による結晶の乱れは、多くの場合、材料機能に悪影響を及ぼすため、使用環境で多量の放射線を浴びる各種原子力関連材料や太陽電池などの宇宙材料において、放射線による劣化(いわゆる放射線照射損傷, radiation damage)を評価し、それを防ぐための研究が盛んに行われている。一方で、放射線照射による結晶構造の乱れ

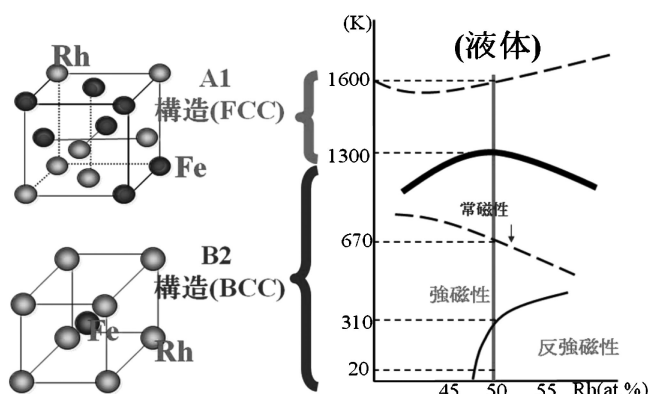


図1 FeRh合金の相図と結晶構造。

や格子欠陥の導入が材料機能の改善や制御に役立つ場合もある。その一例として、我々は、最近、鉄ロジウム金属間化合物の結晶構造に高エネルギーイオン照射により乱れを与え、その磁性を制御する研究を行っている。本稿では、これまでに得られた研究結果を紹介するとともに、今後の展望などについても述べる。

## 2. 高エネルギー重イオン照射によるバルク Fe-50 at%Rh 試料の磁性変化

本稿では、まずはじめに、厚さ0.2 mmのFe-50 at%Rhバルク試料を用いた実験結果について紹介する。図2(a)は200 MeVのXeイオンを照射した試料における外部磁場-磁化曲線を20 KにおいてSQUID磁束計により測定した結果を示す<sup>(6)</sup>。イオンビームは電荷を有するため、材料を構成する原子核や電子とクーロン相互作用することにより、そのエネルギーを急激に失う。その結果、イオンはエネルギーを

\* 大阪府立大学教授；大学院工学研究科マテリアル工学分野(〒599-8531 堺市中区学園町1-1)

\*\* 大阪府立大学教授；21世紀科学研究機構 \*\*\* 大阪府立大学准教授；大学院工学研究科

Modification of Magnetic Properties of FeRh Intermetallic Compound by Using Energetic Ion Beam Irradiation; Akihiro Iwase, Toshiyuki Matsui and Fuminobu Hori (Graduate School of Engineering, Osaka Prefecture University, Sakai)

Keywords: FeRh intermetallic compound, energetic ion irradiation, modification of magnetic properties, synchrotron X-ray absorption spectroscopy, magnetic 2D magnetic patterning, X-ray magnetic circular dichroism

2011年1月30日受理

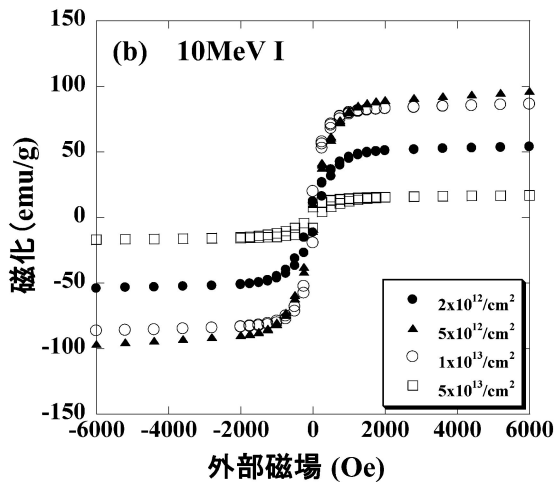
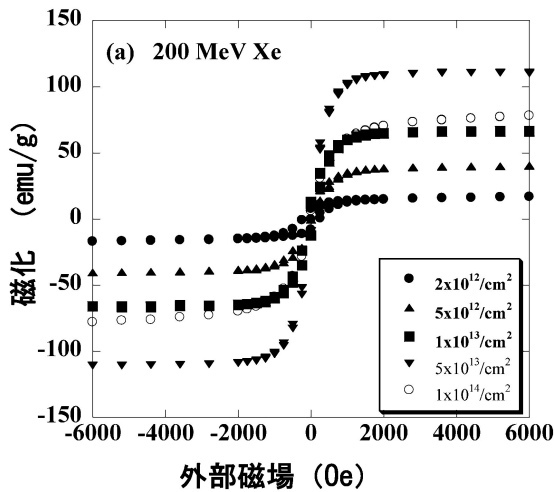


図2 (a) 200 MeV Xe イオン照射した Fe-50 at%Rh の外部磁場—磁化曲線. (b) 10 eV ヨウ素イオン照射した Fe-50 at%Rh の外部磁場—磁化曲線. 測定温度はいずれも 20 K.

失いながら材料中を進み、材料表面から数マイクロメートル程度の深さ(これをイオンの飛程(レンジ)という)で止まってしまう、イオン照射による効果もバルク試料表面付近に局在する。そこで図2(a)では、照射効果の現れる領域からのシグナルのみを抽出してプロットした。イオン照射前の試料では、磁化はほとんど0であった。これは、相図(図1)からわかるように、Fe-50 at%Rh は 20 K では反強磁性であることを示している。それに対し、イオン照射した試料では、強磁性を示す外部磁場—磁化曲線が出現し、その飽和磁化は照射量とともに増加する。磁化の大きさは  $5 \times 10^{13}/\text{cm}^2$  の照射量で最大を示し、その後減少に転ずる。10 MeV のヨウ素イオン照射した場合の外部磁場—磁化曲線も同じような挙動を示す(図2(b))。  $5 \times 10^{12}/\text{cm}^2$  の照射量のとき飽和磁化は最大値をとり、さらに大きな照射量 ( $1 \times 10^{13}/\text{cm}^2$ ,  $5 \times 10^{13}/\text{cm}^2$ ) では、照射量の増加とともに磁化は減少する。

イオン照射による低温での強磁性発現は、X線磁気円二色性(XMCD)測定によっても確認されている<sup>(7)(8)</sup>。XMCDは、円偏光X線に対する磁性体の吸収強度が偏光状態に依存することを利用した測定法である。物質中の特定の原子の吸収端近傍でのXMCDを測定することにより、特定の原子

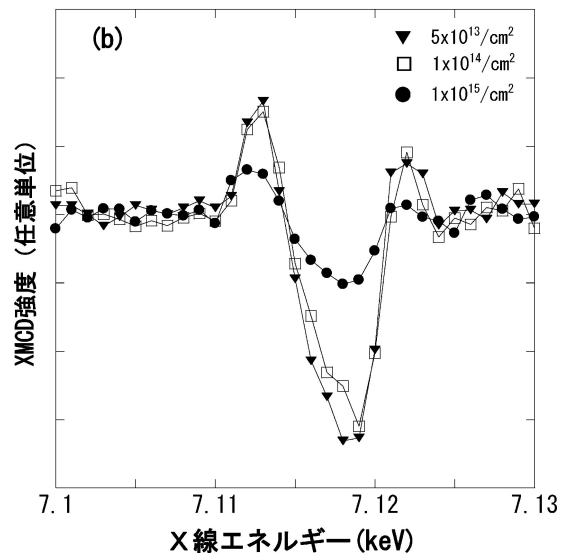
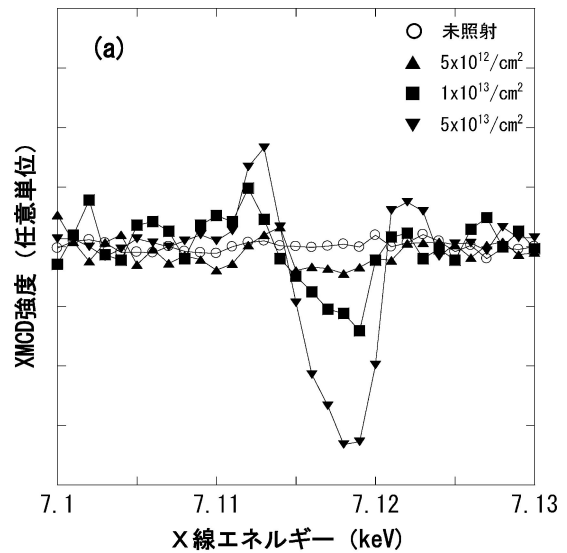


図3 200 MeV Xe イオン照射した Fe-50 at%Rh の鉄 K 吸収端硬 X 線 MCD スペクトル. (a)未照射,  $5 \times 10^{12}/\text{cm}^2$ ,  $1 \times 10^{13}/\text{cm}^2$ ,  $5 \times 10^{13}/\text{cm}^2$  の照射量に対するスペクトル. (b)  $5 \times 10^{13}/\text{cm}^2$ ,  $1 \times 10^{14}/\text{cm}^2$ ,  $1 \times 10^{15}/\text{cm}^2$  の照射量に対するスペクトル. 測定温度は 20 K.

の磁性状態を知ることができる。FeRh 金属間化合物の場合、鉄原子が主に磁性を担っていると考えられるため、放射光施設 SPring8・BL39XUにおいて、鉄 K 吸収端における 1s-4p 双極子遷移に伴う硬 X 線 MCD 測定を行った。鉄原子の磁性を定量的に評価するには、磁性を直接担う鉄 3d 状態への遷移を起こす軟 X 線 MCD がより適しているが、この場合、X線のエネルギーが低くなるため試料の表面付近の磁性情報を得ることになる。しかし、ここでは、表面状態に左右されずに材料内部の磁性を評価するため、深さ数ミクロンまでの磁性を観察できる鉄 K 吸収端の X 線エネルギー (7.11 keV) による硬 X 線 MCD を用いた。

図3に200 MeV のXeイオン照射による20 KでのXMCDスペクトルの変化を示す。未照射試料では、20 Kでの反強磁性状態を反映してXMCDシグナルは観測されない。イオン照射することにより強磁性を示すXMCDスペク

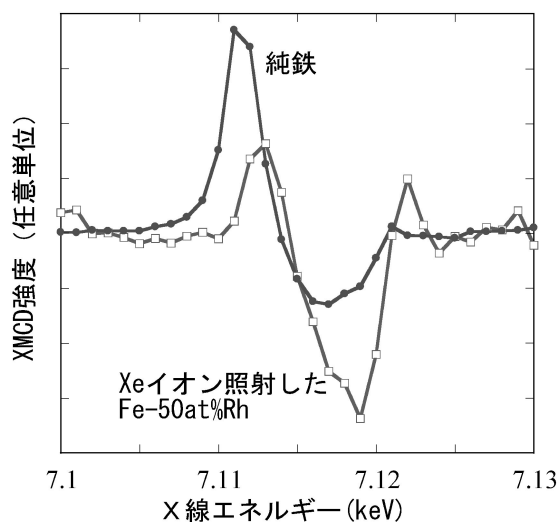


図4 純鉄のK吸収端XMCDスペクトルと200 MeV Xeイオンを $1 \times 10^{14}/\text{cm}^2$ 照射したFe-50 at%Rhの鉄K吸収端XMCDスペクトルとの比較. 測定温度はいずれも20 K.

トルが現れ、その強度は照射量とともに増加し、その後減少する。この結果はSQUID測定により得られたものと同一である。しかしSQUID測定では磁化の大きさのみの評価であったが、XMCDでは、そのスペクトル形状から磁性の起源に関する議論も展開できる。図4は、200 MeV Xeイオンを $1 \times 10^{14}/\text{cm}^2$ 照射したFe-50 at%RhにおけるXMCDスペクトルを、純鉄のスペクトルと比較したものである<sup>(7)</sup>。放射線照射で生成した格子欠陥の拡散に伴い、材料中に特定の原子が偏析・析出することがある。この現象を照射誘起偏析あるいは照射促進偏析とよぶ。本実験の場合、FeRh中の鉄原子集合体が照射誘起偏析により形成されて、それによる磁性が出現した、という可能性が考えられたが、図4に示す実験結果は、それを明確に否定するものである。FeRhバルク材料に対する照射実験では、ここで紹介した200 MeV Xeイオン、10 MeV ヨウ素イオンだけでなく150–200 MeVのAu, Kr, Niイオンも用いたが、いずれも類似の結果を得ている<sup>(6)(9)</sup>。

### 3. イオン照射によるFe-50 at%Rhバルク試料の結晶構造変化(放射光EXAFS測定による評価)

高エネルギーイオン照射により、Fe-50 at%Rh試料の結晶構造がどのように変化し、磁性との関連がどうなるかを調べるのは大変興味深い。この章では、高エネルギー加速器研究機構(KEK)の放射光施設(PF)を用いて行ったX線吸収微細構造(EXAFS)測定の結果について記す<sup>(10)</sup>。物質を構成するある特定の原子の吸収端よりX線エネルギーの高い領域において、X線の吸収に振動が現れる。この振動は、その原子の近傍に別の原子が存在するために生ずる。従って、この振動をフーリエ変換して解析することにより、特定原子の周辺の原子の配置状態に関する情報(配位数, 原子間距離, デバイワラー因子)を得ることができる。

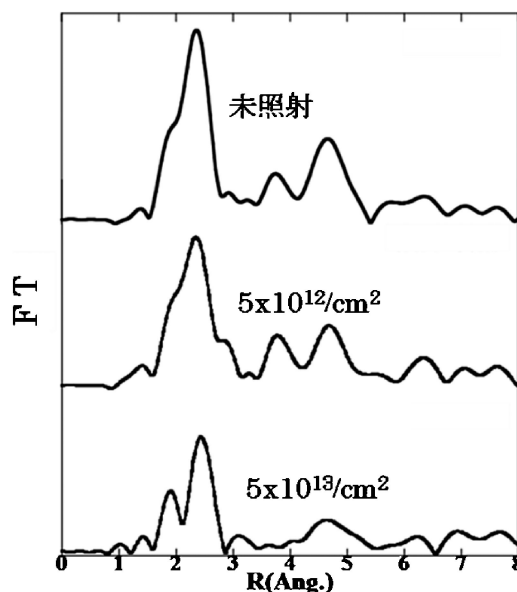


図5 10 MeV Iイオン照射したFe-50 at%Rhの鉄K吸収端EXAFS-FTスペクトル. 測定温度は室温.

本実験では、鉄原子のK吸収端(7.11 keV)におけるEXAFSスペクトルを室温で測定した。図5に、10 MeVのヨウ素イオンを照射したFe-50 at%Rhバルク試料のEXAFSフーリエ変換スペクトル(FTスペクトル)を示す。まず、未照射の試料に対するFTスペクトルに対してFEFFシミュレーションコード<sup>(11)</sup>を用いて解析した結果、Fe-50 at%Rhの本来の結晶構造であるB2構造のスペクトルと一致することが確認された。10 MeVヨウ素イオン照射により、FTスペクトルは、照射量の増加に伴い系統的に変化していく。照射量の少ないときは、B2構造のスペクトルを保ちながら、FTスペクトルの各ピークの幅が照射量の増加とともに大きくなっていく。これは、主に、鉄原子周辺の原子配列の秩序が低下し、デバイワラー因子が増加したためと考えられる。照射により、B2構造を保ちながら原子配列の秩序が低下していく現象は、図2(b)において見られる磁化の増加とちょうど対応している。このことは、Fe-50 at%Rhの結晶構造に乱れが生じると強磁性が安定化することを示す。

さらに照射量を増やしていくと、FTスペクトルの形状が大きく変化する。最も顕著な変化は、鉄原子からみた第一配位原子に対応する一番左のピークが明確に2つに分離することである。これは、鉄原子の第一配位原子に、RhだけでなくFeも含まれてくることを示唆する。FEFFコードを用いた詳細な解析の結果、高照射量の場合のFTスペクトルは、Fe原子とRh原子がランダムに配列するFCC構造、いわゆるA1構造に対応することがわかった。A1構造は、相図(図1)では、1300°C以上で見られる高温相である。いくつかの金属間化合物では、イオンビームや電子ビームを大量に照射すると、高温での液体状態が凍結されたアモルファス構造になることが報告されている<sup>(12)</sup>。本実験の場合も同様に、大量のイオン照射では、高温相であるA1構造が室温で凍結された状態として出現したと考えられる。A1構造のFeRh合金は常磁性であることが知られている。従って、図2(b)の外

部磁場—磁化曲線で見られる、照射量が大きくなったときに磁化が減少に転ずる現象は、照射により A1 相の割合が増加することが原因であると説明できる。

#### 4. イオン照射した Fe-50 at%Rh バルク試料中の格子欠陥の陽電子消滅法による評価

イオン照射による Fe-50 at%Rh の低温強磁性発現には、結晶構造の乱れ(格子欠陥)が重要な役割を演じていると考えられる。そこで、イオン照射によって導入される格子欠陥の詳細を調べるために、低速陽電子ビームによる S パラメータ測定を行った。材料中に打ち込まれた陽電子は、電子と相互作用して対消滅する。その際、消滅位置での電子の運動量と電子密度の情報を反映したガンマ線を放出する。試料中で陽電子は原子核の正電荷とのクーロン相互作用により、原子のいない位置を選択的に感じ取りながら拡散してそこに局在する。一般に、鉄などの金属ではおよそ 100 at ppm 程度の濃度の空孔が存在すると陽電子は 100% 空孔に局在するため、それ以下の濃度では空孔の濃度を評価することが可能である。このように空孔型格子欠陥にトラップされた(局在)陽電子は、運動量の小さい電子と相互作用する確率が高い。そこで、放出ガンマ線のエネルギー分布から求めた低い運動量領域での消滅割合を S パラメータと呼び、空孔型格子欠陥量の評価に用いる。

図 6 に、200 MeV の Xe イオンを照射した Fe-50 at%Rh の S パラメータ値をイオン照射量の関数として示した<sup>(13)</sup>。照射量の増加とともに S パラメータは増加し、高照射量域では、陽電子がすべて空孔型欠陥にトラップされるため、S パラメータ値は飽和する。S パラメータの照射量依存性を解析することにより、イオン照射した試料に残存する空孔型欠陥濃度が算出できる。解析の結果、 $1 \times 10^{13}/\text{cm}^2$  の Xe イオン照射で約 50 at ppm 程度の空孔型欠陥が残存するという結果を得た。これは、SRIM コードで計算した原子のはじき出し数の値が 1000 ppm 程度と比べて圧倒的に少ない。つまり、室温でイオン照射した FeRh 試料中に残存する空孔型欠陥は極めて少なく、導入後直ちに空孔は移動回復しており、その際に Fe 原子と Rh 原子の位置が入れ替わったいわゆる反構造欠陥(anti-site defects, ASDs)が生成されるなど、金属間化合物に特有の規則的原子配列に乱れを生じていると考えられる。

この実験結果を参考にして金田らは、Fe-50 at%Rh のスーパーセルを用いた第一原理計算を試み、格子の乱れを有しない場合と反構造欠陥を内包する場合において、0 度 K における反強磁性および強磁性状態のエネルギーを算出した<sup>(14)</sup>。その結果、まず、格子の乱れを有しない場合は、確かに反強磁性状態のエネルギーが強磁性状態のエネルギーより小さくなり、相図で示す通り低温で実現する磁性は反強磁性であることが確認された。一方、反構造欠陥を内包させた場合、強磁性相のエネルギーが反強磁性相よりも小さくなることを示された。他の種類の格子欠陥についてはまだ計算を行っていないが、原子配列の乱れの一つである反構造欠陥を導入することにより、低温において強磁性が発現する可能性

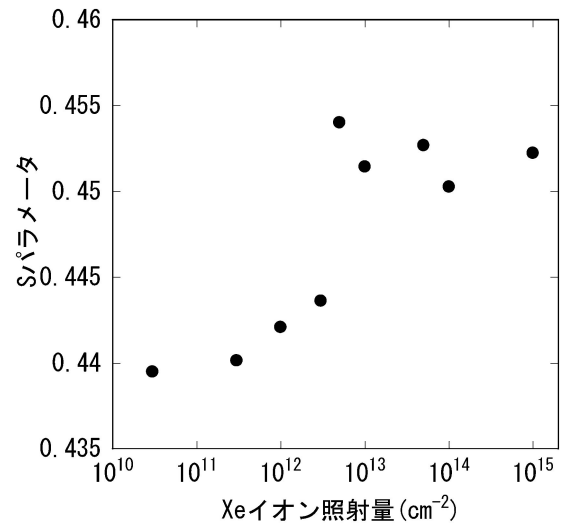


図 6 200 MeV Xe イオン照射した Fe-50 at%Rh の S パラメータの照射量依存性。測定温度は室温。

を第一原理計算で示唆できたことは、重要な結果である。

#### 5. イオン照射によって発現した磁性の熱的安定性

一般的に、放射線照射によって材料中に導入される格子欠陥や結晶構造の乱れは、熱力学的には準安定な状態で存在する。従って、放射線照射した材料を高温に保つことによって格子欠陥や結晶構造の乱れは減少・消滅する。これを格子欠陥等の回復現象とよぶ。そこで、イオン照射により Fe-50 at%Rh 中に発現した磁性と結晶構造の乱れの熱的安定性を調べるために、100°Cから500°Cまでのアニール実験を行った<sup>(10)</sup>。アニール実験に用いた試料は、10 MeV のヨウ素イオンを照射した Fe-50 at%Rh バルク試料のうち、 $1 \times 10^{13}/\text{cm}^2$  および  $5 \times 10^{13}/\text{cm}^2$  の照射量に対する試料である。照射試料に対しては、まずアニール前に SQUID 磁束計による磁化—磁場曲線と鉄 K 吸収端における EXAFS スペクトルの測定を行っている。その後、100°C~500°Cの各温度でそれぞれ100分間の真空アニールを行い、各アニール後に再び SQUID 測定、EXAFS 測定を行った。照射後、アニール前の試料に対する外部磁場—磁化曲線は、すでに図 2(b)に示してある。照射量が  $1 \times 10^{13}/\text{cm}^2$  の場合に出現する飽和磁化の値と比べて、 $5 \times 10^{13}/\text{cm}^2$  のヨウ素イオンを照射した場合は、試料の大部分が非磁性の A1 構造になるため磁化は大きく減少している。

アニール実験の結果をそれぞれ図 7、図 8 に示す。図 7 は、飽和磁化のアニール温度依存性である。ヨウ素イオンの照射量が  $1 \times 10^{13}/\text{cm}^2$  の場合、200°Cまでのアニールでは、わずかな飽和磁化の上昇は見られるが、その後の300-400°Cのアニールで飽和磁化は急激に減少し、500°Cで照射前の磁化ゼロの状態に戻る。また図 8(a)に示すように、EXAFS の FT スペクトルは、アニール前にはピークの半値幅が大きく、鉄原子周辺の原子配列の乱れが生じていることを示しているが、400°C-500°Cのアニールによって FT ピークの半値幅は減少する。このことは、イオン照射による原子配列の乱

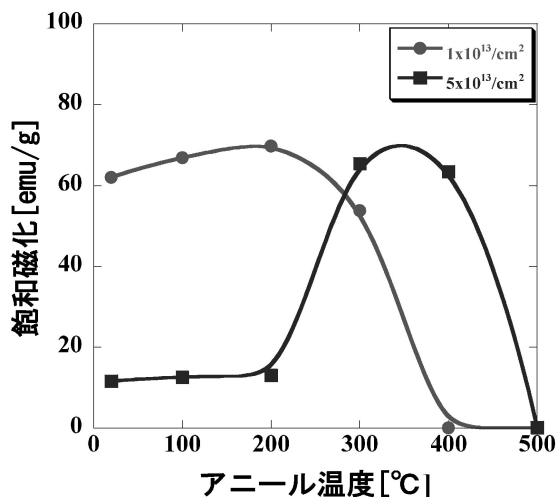


図7 10 MeV I イオン照射した Fe-50 at% Rh の外部磁場-磁化曲線から求めた飽和磁化のアニール温度依存性. 外部磁場-磁化曲線の測定温度は 20 K.

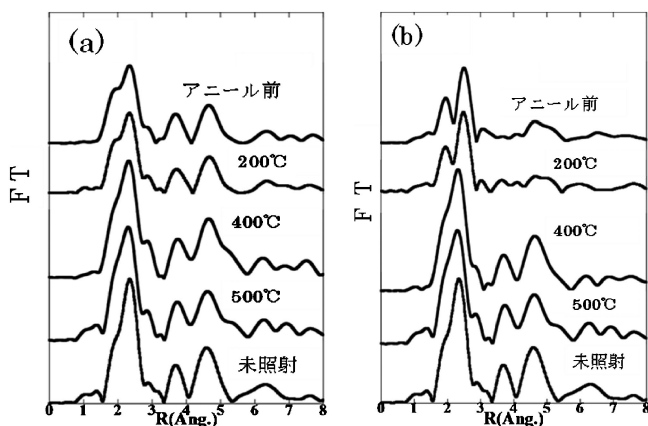


図8 10 MeV I イオン照射した Fe-50 at% Rh における鉄 K 吸収端 EXAFS-FT スペクトルのアニール温度依存性. 照射量は (a)  $1 \times 10^{13}/\text{cm}^2$ , (b)  $5 \times 10^{13}/\text{cm}^2$ . EXAFS スペクトルの測定温度はいずれも室温.

れによって生じた強磁性が、その回復(消滅)によってもとの反強磁性状態に戻っていくことを意味する。

照射量  $1 \times 10^{13}/\text{cm}^2$  の試料では、ほぼ一般的な回復現象を示すのに対して、照射量  $5 \times 10^{13}/\text{cm}^2$  の試料に対するアニール挙動は大変奇妙である。まず照射直後の飽和磁化は 15 emu/g 程度であり、 $1 \times 10^{13}/\text{cm}^2$  の照射量で現れた磁化の値と比べてずいぶん小さい。これは、前述したように、多量のイオン照射により結晶構造の大部分が非磁性の A1 構造に変化したためであろう。この状態の試料を 200°C までアニールしても、図 7、図 8(b) に示すように、磁化や A1 構造を示す EXAFS-FT スペクトルはほとんど変化しない。しかし、300-400°C でのアニールにより、EXAFS-FT スペクトルは、結晶構造が、A1 構造から乱れを含んだ B2 構造に変化したことを示している。それに伴い、図 7 に示すように、飽和磁化は照射により急増する。その後、500°C におけるアニールでは、結晶構造は照射前の状態にほぼ回復し、反強磁

性を示す磁化ゼロの状態に戻る。

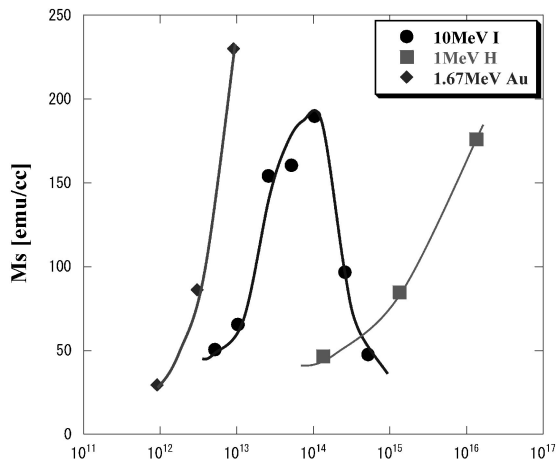
## 6. イオン照射によって付与されるエネルギーと磁性変化

高エネルギーイオン照射による Fe-50 at% Rh 合金の磁性変化、構造変化に関して述べてきた。ここでは、イオン照射によるどのようなエネルギー付与過程がこれらの現象を支配するかについて議論する。高エネルギーイオンが物質中を通過するときにエネルギーを失っていくプロセスは大きくわけて 2 種類ある。1 つは、物質中の原子核と直接衝突する過程であり、「弾性的相互作用」と呼ぶ。もう 1 つは、物質中の電子を励起することによりエネルギーを失っていく「電子励起過程」である。かつては、電子励起過程によって付与されたエネルギーは、金属や合金中では原子を移動させることはなく、もっぱら弾性的相互作用により格子欠陥が生成される、と認識されていた。しかし、ここ 20 年余にわたる研究から、イオンの質量やエネルギーの増加に伴って、イオンビームパスに沿った単位距離当たりの電子励起エネルギー、すなわち電子的阻止能が大きくなると、金属系材料でも、電子励起エネルギーが原子移動を起こし、格子欠陥の生成など、格子の半永久的な乱れを起こす現象が多く報告されてきている<sup>(15)</sup>。特に金属間化合物では、この効果が大きく、酸化物での電子励起に伴う 1 次元損傷トラックと類似の構造が NiZr<sub>2</sub> などで観測されている<sup>(16)</sup>。

そこで、同じく金属間化合物である Fe-50 at% Rh においてイオン照射による磁性変化が、弾性的相互作用によるものか、電子励起によるものかを確認する実験を行った。この実験を行うには、試料中でイオンのエネルギーが大きく変化しない条件を設定しなければならない。しかし、イオンのレンジより厚いバルク試料では、イオンは試料中でエネルギーを大きく変化させ停止するため、この条件を満たさない。そこで、照射実験に用いるイオンのレンジよりはるかに厚さの小さい薄膜(厚さ約 100 nm)を MgO 単結晶基板上にイオンスパッタ法で作製し、実験に臨んだ<sup>(17)(18)</sup>。作製した試料の組成は Fe<sub>47</sub>Rh<sub>53</sub> であり、Rh が少し多いため、室温でもほぼ反強磁性を示す。薄膜試料においても、バルク試料同様、各種イオンで照射を行い、SQUID 磁束計による磁性評価、XRD, EXAFS による結晶構造評価を行った。

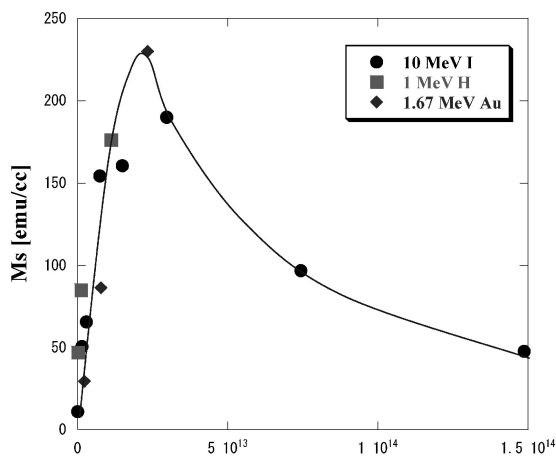
図 9、図 10 は、それぞれ、電子励起過程、および弾性的相互作用による試料へのエネルギー付与密度に対して、1.7 MeV Au, 10 MeV I, 1 MeV H 照射によって発現する飽和磁化の大きさをプロットしている。これらの図から、磁化の大きさは電子励起過程とは相関を持たず、弾性的相互作用によるエネルギー付与過程と大きな相関を持つことがわかる。この結果は、イオン照射による磁化の変化が電子励起過程に伴うものではなく、弾性的相互作用による原子移動がもたらす格子欠陥生成・格子の乱れに由来するものであることを示している。

電子励起過程がイオンの高エネルギー領域で支配的であるのに対して、弾性的相互作用の断面積は低エネルギー領域で大きな値をとる。このため、FeRh 合金の磁性を変化させる



電子励起による散逸エネルギー密度 [keV/μg]

図9 各種イオン照射によって FeRh 薄膜中に発現した飽和磁化の電子励起過程によるエネルギー付与密度依存性. 飽和磁化の測定温度は 20 K.



弾性衝突による散逸エネルギー密度 [keV/μg]

図10 イオン照射によって FeRh 薄膜中に発現した飽和磁化の弾性的相互作用によるエネルギー付与密度依存性. 飽和磁化の測定温度は 20 K.

には、10–100 MeV といった高エネルギーイオンである必要はなく、弾性的付与エネルギー密度を図10に示された値程度に与えることができれば、エネルギーの低いイオンでも十分に磁性を変化させることができると考えられる. たとえば、電子顕微鏡試料などの微細加工に用いられる集束イオンビーム装置(FIB)の 40 keV Ga イオンによる FeRh 薄膜の磁性変化を我々は観測した<sup>(19)</sup>. また、KEK の放射光施設 BL16A において、真空チャンバー内に設置されたイオンガンによる照射と軟 X 線 MCD 測定を組み合わせることにより、3 keV Ar イオン照射が FeRh 薄膜表面に強磁性を発現させることを確認している.

## 7. マイクロイオンビームを用いた 2 次元磁性パターニングの試み

最近のイオンビーム技術では、イオンビームの大きさをマ

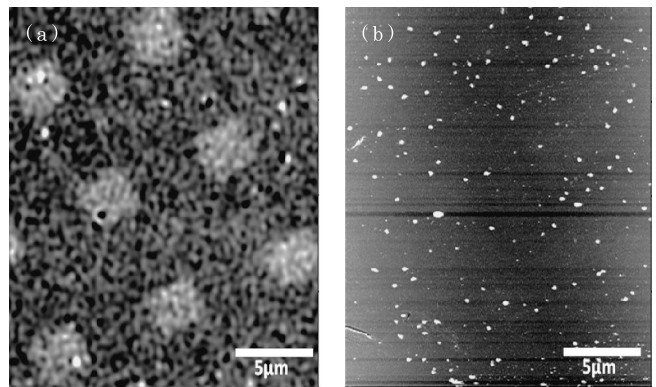


図11 10 MeV I イオンマイクロビームによる 2 次元強磁性パターン. (a) MFM 像, (b) AFM 像. 観測温度はいずれも室温.

イクロメートル程度にまで絞ったうえで、走査させることができる. マイクロイオンビームは、現在、宇宙半導体デバイスの放射線照射特性評価や、細胞、DNA などの放射線影響の調査、高分子材料からの MEMS 部品作成などに用いられているが、無機材料の改質に応用された例はほとんどない. そこで、10 MeV のヨウ素イオンを 2 マイクロ平方メートルの大きさにまで絞ったマイクロビームを描画スキャンさせて、FeRh 薄膜に 2 次元磁性パターンの作製を試みた<sup>(20)</sup>.

図11(a)に、磁気力顕微鏡(MFM)を用いて、マイクロイオンビーム照射した FeRh 薄膜表面の磁性状態を観測した結果を示す. マイクロビームが走査された箇所だけが強磁性に変化し、その領域が 5 マイクロメートルごとに規則的に配列するパターンが明瞭に観測された. 一方、図11(b)に示す同じ場所での AMF 像では、特に変化はみられない. AFM 像は表面の凹凸を示すものである. これらの結果から、MFM 像で観察された 2 次元磁気パターンは、イオン照射によって表面の凹凸が誘起されたことに伴うものではないことがわかる. すなわち、イオンマイクロビームを用いることにより、FeRh 薄膜のマイクロメートルスケールでの 2 次元磁性改質が可能であることが示された.

## 8. ま と め

FeRh 金属間化合物の磁性や結晶構造は、イオンビームによる弾性的エネルギー付与によって系統的に変化すること、イオン照射によって変化した磁性や構造は、照射後の熱処理によってさらに変化することなどを示した. 照射による強磁性発現は、結晶構造の乱れに起因することが明らかになったが、その発現機構は未だ明確ではない. 現在、その機構解明のために、KEK-PF や SPring8 放射光施設を利用した磁気コンプトン散乱実験や軟 X 線 MCD 測定、さらには、光電子顕微鏡(PEEM)などを用いた実験を遂行中である. SPring8 · BL08W における磁気コンプトン散乱実験では、イオン照射により発現した強磁性は主にスピン磁気モーメントに由来し、軌道磁気モーメントの寄与は小さいことを示唆する結果が得られている<sup>(21)</sup>.

また、本研究成果の応用として、マイクロイオンビーム技

