

## イオン照射誘起相変態

坂本 勲\*・林 伸行\*

Ion-induced Phase Transformation

Isao SAKAMOTO and Nobuyuki HAYASHI

**Key words :** stainless steel ; rare-gas inclusion, phase transformation, surface analysis, ion irradiation.

### 1. はじめに

材料表層へのイオン照射は、照射イオンの注入のみならず、注入に伴う衝突過程において、 $10^{-12}$ 秒程度存在する局所的な励起を引き起こす。このため、イオン照射により非熱平衡相を含む新しい材料が得られる可能性が大きい。近年、新材料開発に関わる高速、高濃度イオンビームの照射効果に関する研究が盛んに行われている理由もここにある。

我々も、ステンレス鋼の高機能化、高性能化の観点から、表層改質のためにイオン照射実験を行い、鋼表層での相変態に関し新しい知見を得た。

磁気的性質を含むステンレス鋼の諸特性は、鋼の合金組織により大きく影響される。Fig. 1 に、クロムやニッケルの量(当量)とステンレス鋼の合金組織との関係を図示した、室温での組織状態図(シェフラー図)を示す。オーステナイトステンレス鋼は面心立方の結晶構造を持ち、常磁性を示す。ステンレス鋼中に含まれるニッケル量を調整することにより、オーステナイトは室温においても安定に保持される。すなわち、Fig. 1 において矢印で示されるようにNi、

Nはオーステナイト安定化元素として作用する。またマルテンサイトは、鋼の組織としては最も硬く、体心立方の結晶構造を持ち強磁性を示す。Fig. 1 からFe原子の添加がマルテンサイトの安定化に寄与することが期待される。これに対し、希ガス原子であるAr, Kr, Xe原子の増加は、Fig. 1 に見られるように組成変化を起こさないため、いずれの相の安定化にも寄与しないと推察される。オーステナイトステンレス鋼は、耐蝕性のみならず、被加工性、溶接性等にすぐれており、原子力材料としても重要な材料のひとつである。このオーステナイトステンレス鋼を冷却していくと、ある温度以下において組織がオーステナイトからマルテンサイトへと変化する。マルテンサイトが発生する温度をMs点といい、このマルテンサイト変態では、原子の拡散によらず結晶格子がせん断変形することにより変態が進む。さらに、Ms点以上の温度においても、ステンレス鋼表面に引っかき傷をつけたたりして加工すると、マルテンサイト変態が起こることが知られている。

### 2. イオン照射誘起マルテンサイト変態

我々は、オーステナイトステンレス鋼表面に数keVから数100keVに加速したイオンを照射したとき、表面にマルテンサイトの組織が生じることを初めて見いだした<sup>2)</sup>。Fig. 2 は17/7 ステンレス鋼(CrとNiがそれぞれ18.4%, 7.0%含まれているオーステナイトステンレス鋼)に150keV  $\text{Cr}^+$ イオンを $2 \times 10^{20}$ ions/m<sup>2</sup>照射したときの電子線回折像である。実線は母相であるオーステナイト組織からの回折像であり、破線はイオン照射によって生じたマルテンサイト組織からの回折像である。マルテンサイトは、母相のある特定の結晶面に沿って形成されることが知られているが、この写真から両組織の方位関係がマルテンサイト変態特有のNi-shiyama-Wassermann則に従っていることがわかる。Crイ

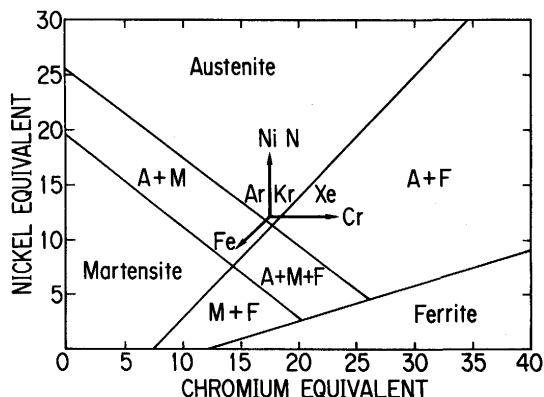


Fig. 1. Schaeffler diagram of stainless steels at room temperature.

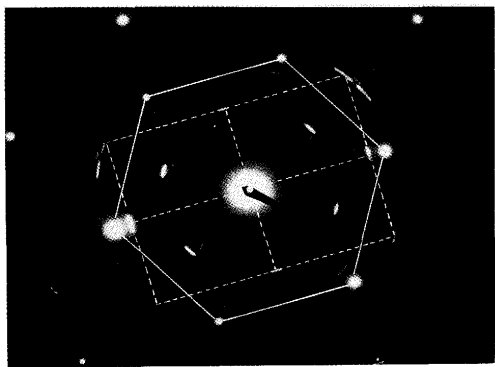


Fig. 2. Electron diffraction pattern of a 17/7 stainless steel irradiated with 150keV  $\text{Cr}^+$  ions to a fluence of  $2 \times 10^{20}$  ions/ $\text{m}^2$ .

オン以外にも、ステンレス鋼構成原子であるFeイオンやNiイオン照射によっても、マルテンサイト変態が生じることがわかった。しかしながら、Fig. 1の鋼の組織状態図では、NiイオンやCrイオン注入の場合には、オーステナイト相やフェライト相の安定化に寄与することはあっても、マルテンサイト変態は生じないということになる。また、鋼構成原子ではないAr, Kr, Xe希ガスイオン照射によってもマルテンサイト変態が起こった。このような、各種イオン照射によって引き起こされるマルテンサイト変態は、Fig. 1の鋼の組織状態図からは決して説明できない。我々は、イオン照射によるいかなる効果が鋼表層でのマルテンサイト変態を引き起こすのかということに興味を持ち、各種イオン照射により生じる照射効果をいくつかの非破壊的な表層観察手段により調べた。

### 3. いろいろな種類のイオンによるイオン照射

#### 3・1 鋼構成元素によるイオン照射

Fig. 3は、17/7ステンレス鋼に150keV  $^{56}\text{Fe}^+$ ,  $^{57}\text{Fe}^+$ イオンを照射した場合の内部転換電子メスバウア散乱法(CEMS)<sup>†</sup>によるCEMスペクトルである。Fig. 3において、low, middle, high, totalは内部転換電子のエネルギー範囲を低エネルギー側から選択し、そのエネルギー範囲にある内部転換電子によりCEMスペクトルを測定したことを意味している。このような測定法を深さ依存内部転換電子メスバウア散乱法(DCEMS)と呼び、このDCEMSにより表面からの深さ方向の特性変化を測定することが可能になる。Fig. 3で、速度零近くの大きなピークは、母相のオーステナイト相のピークであり、その他の6本の幅広いピークは、イオン照射によって生じたマルテンサイト相のピークである。照射イオンのステンレス鋼への進入深さは、EDEP計算コード<sup>‡</sup>から、150keV Feイオンの場合には40nm程度であると計算される<sup>12</sup>。このため、表面から100~200nmの感度を持つCEMSによる測定において、イオン照射によって起こる組織変化の大半がCEMスペクトルに捉えられているこ

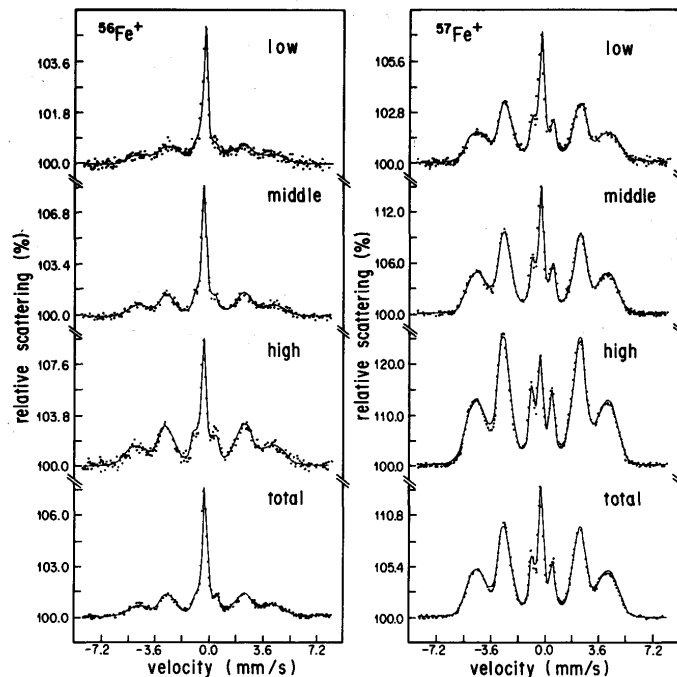


Fig. 3. CEM spectra of a 17/7 stainless steel irradiated with 150keV  $^{56}\text{Fe}^+$  and  $^{57}\text{Fe}^+$  ions to a fluence of  $1 \times 10^{21}$  ions/ $\text{m}^2$ .

とになる。それ故、CEMスペクトルのピーク面積比から、イオン照射によって表面に生じたマルテンサイトの割合を見積ることができる。Fig. 4は、イオンの種類とその照射量を変化させたとき、ステンレス鋼表面に生じたマルテンサイトの割合がどのように変化するかを示している。ここで、Fig. 4 a)は $^{56}\text{Fe}$ イオンを照射した場合であり、Fig. 4 b)は $^{57}\text{Fe}$ イオンを照射した場合である。Fig. 4に見られるように、イオン照射により誘起されたマルテンサイトの割合がイオンの種類、照射量の変化に伴い、 $5 \times 10^{20}$ ions/ $\text{m}^2$ の照射量近傍において急激に変化していることがよくわかる。Fig. 5は、同じく $^{56}\text{Fe}$ ,  $^{57}\text{Fe}$ イオンを照射した17/7ステンレス鋼でのCEMスペクトルから求めた全ピーク面積のイオンの種類、照射量に対する変化である。 $^{56}\text{Fe}$ イオン照射の場合には、全ピーク面積がイオン照射量の増加に対しほぼ一定なのに対し、 $^{57}\text{Fe}$ イオン照射の場合にはイオン照射量の増加と共に増加することがわかる。すなわち、 $^{56}\text{Fe}$ イオン照射では、メスバウアプローブ核である $^{57}\text{Fe}$ 原子は自然存在比に対応した鋼

† 内部転換電子メスバウア散乱法 (Conversion Electron Mössbauer Spectroscopy: CEMS) メスバウア分光法では、通常、 $\gamma$ 線の共鳴吸収を測定するが、CEMSでは、 $\gamma$ 線の代わりに共鳴吸収過程で発生する内部転換電子、オージェ電子を利用する。これら電子の物質中での透過力が小さいため、CEMSは、表面から数100nmの領域で起こる現象の観察法としてすぐれている。

‡ 照射イオンのステンレス鋼への進入深さは、イオンの飛程(イオンレンジ)と呼ばれ、各種計算コードにより評価される。これら計算コードでは、照射材料での構成原子とその組成を仮定した上で、照射イオン種とイオンエネルギーを設定し、照射イオンの材料中でのエネルギー減速過程をシミュレートすることにより材料中でのイオンレンジを評価する。ここでは、ManningらによるEDEP計算コードを使用した。

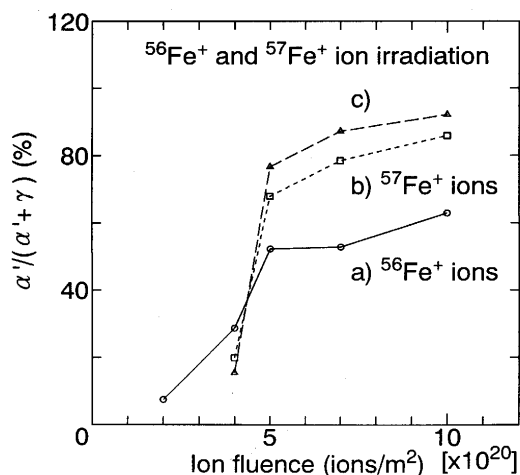


Fig. 4. Dependence on the ion fluence of the area ratio of martensitic peak for the total spectral area estimated from the CEM spectra in a 17/7 stainless steel after irradiation with 150keV  $^{56}\text{Fe}^+$  and  $^{57}\text{Fe}^+$  ions.

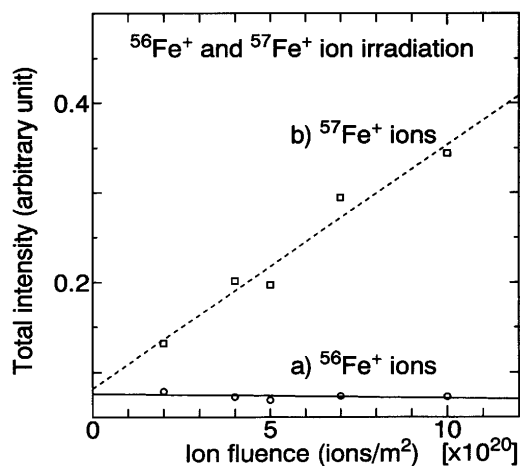


Fig. 5. Dependence on the ion fluence of the total spectral area estimated from the CEM spectra in a 17/7 stainless steel after irradiation with 150keV  $^{56}\text{Fe}^+$  and  $^{57}\text{Fe}^+$  ions.

中濃度のままであるのに対し、 $^{57}\text{Fe}$ イオン照射では、 $^{57}\text{Fe}$ 原子の注入によりプローブ核の鋼中濃度が増加したことを示している。Fig. 4 c)は、 $^{57}\text{Fe}$ イオン照射の場合のCEMスペクトルから $^{56}\text{Fe}$ イオン照射の場合のCEMスペクトルを差し引くことにより求められた、イオン照射により鋼中に注入された $^{57}\text{Fe}$ プローブ核から見た場合のマルテンサイトの割合である。Fig. 4において、Feイオン照射により誘起されたマルテンサイトの割合は、低イオン照射量域では $^{56}\text{Fe}$ イオン照射の場合により大きく、 $5 \times 10^{20}$  ions/m<sup>2</sup>のしきい値以上のイオン照射量域では $^{57}\text{Fe}$ イオン照射の場合により大きな割合を示した。この傾向は、Fig. 4 c)に見られるように、注入した $^{57}\text{Fe}$ 原子により測定されたマルテンサイトの割合の場合に、より顕著であった。メスバウアプローブ核がプローブ核周辺の比較的近距離の範囲にしか感度を持たないことから、

しきい値以上のイオン照射量域では、ステンレス鋼内に注入されたFe原子のまわりで選択的にイオン誘起相変態が生じたことが想像される。これに対し、しきい値以下のイオン照射量域では、注入Fe原子よりも照射前から鋼中に存在したメスバウアプローブ $^{57}\text{Fe}$ 核の周辺でイオン誘起相変態が起きやすいことがわかった。

Fig. 1の鋼の組織状態図からは、鋼中でのFe原子の増加はマルテンサイト相の安定化に寄与し、Ni原子の増加はオーステナイト相を安定化することが期待される。17/7ステンレス鋼に150keV  $\text{Fe}^+$ 、150keV  $\text{Ni}^+$ イオンを照射した場合の薄膜X線回折法(GXRD)による回折パターンをFig. 6に示した。Fig. 6において、イオン誘起されたマルテンサイト相の(110)  $\alpha'$ ピークが、Feイオン照射の場合に見られるばかりでなく、Niイオン照射においてもわずかながらマルテンサイトピークの存在が見られ、イオン誘起相変態が生じたことが明らかである。しかしながら、誘起されたマルテンサイトの割合は、同程度のイオン照射量に対しNiイオン照射の場合に比べFeイオン照射の場合においてより顕著であった。

鋼構成原子によるイオン照射の場合、ステンレス鋼表面へ照射イオンを注入する効果だけでなく、照射によりステンレス鋼表面の結晶格子が大きく乱れる効果、すなわち、照射欠陥が生じることを考慮する必要がある。イオン照射下で、この照射欠陥が蓄積されて(欠陥集合体の形成)、イオン照射領域でのひずみの原因となりうる。すでに述べたように、マルテンサイト変態は、母相であるオーステナイト組織のある特定の結晶面に沿ったせん断変形によって生じることがわかっている。それ故、その変形を手助けする方向にひずみが生じると変態が促進される。このようなマルテンサイト変態を、ひずみ誘起相変態と呼んでいる。ス

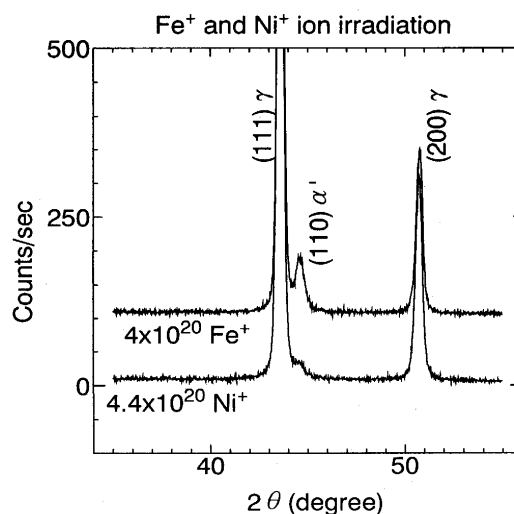


Fig. 6. GXRD patterns of a 17/7 stainless steel after irradiation with 150keV  $\text{Fe}^+$  and 150keV  $\text{Ni}^+$  ions to a fluence of  $4 \times 10^{20}$  and  $4.4 \times 10^{20}$  ions/m<sup>2</sup>, respectively.

テンレス鋼構成元素によるイオン照射誘起マルテンサイト変態の場合、イオンの種類によって、生じるマルテンサイトの割合が異なることが<sup>56</sup>Fe, <sup>57</sup>Fe, Niイオン照射実験より分かった。この場合、イオンの注入による組成変化の効果と照射欠陥の蓄積によるひずみ効果が競合し、マルテンサイト変態が生じていることが明らかである。すなわち、Niイオン照射の場合に、Ni原子の注入は母相であるオーステナイト組織の安定化に寄与するが、注入に伴う照射欠陥によるひずみ効果により相殺される。結果として、ごくわずかのマルテンサイト組織が生じるものと思われる。しきい値以下のFeイオン照射によるイオン誘起相変態もまた、欠陥の蓄積によるひずみ誘起相変態と考えることにより理解される<sup>4)</sup>。さらに、しきい値以上でのFeイオン照射による相変態が、鋼の組織状態図から予測される通り、イオン注入によるFe原子濃度の増加によることは明らかである。

3・2 希ガスイオンによるイオン照射

希ガス原子は鋼中に固溶しないことから、イオン照射によりステンレス鋼中に注入された希ガス原子は凝集し、鋼中で容易に希ガスの泡(バブル)をつくること、実験的にも理論的にもよく知られている<sup>5)</sup>。また、このバブル内の圧力は、MPa程度の高さにまで達していると見積られている。特に、ステンレス鋼へのHeイオン照射による影響に関する研究が原子力材料の分野において数多く行われている。

我々は、主に304ステンレス鋼(重量比で18%Cr, 9%Ni, 70%Feの鋼構成原子からなるオーステナイトステンレス鋼)にAr, Kr, Xe希ガスイオンを照射し、鋼表層でのイオン照射効果を非破壊的な分析手法であるCEMS, GXRD, ラザフォード後方散乱法(RBS), 粒子励起X線分析法(PIXE)により調べた。RBS, PIXE測定から、注入された鋼表層での希ガス原子残留量を評価することができる。304鋼に注入された希ガス原子残留量は、照射によるイオンスパッタリングから予期されるイオン照射量、イオンエネルギー依存性を示した。Fig. 7は100keV, 400keV Xe<sup>+</sup>イオンを1×10<sup>21</sup> ions/m<sup>2</sup>照射した304鋼のCEMスペクトルである。low, middle, high, totalは、Fig. 3の場合と同じように測定に使用された内部転換電子の選択されたエネルギー範囲を示す。いずれのイオン照射の場合にもイオン誘起相変態が認められたが、400keV Xeイオン照射の場合にマルテンサイトの割合はより大きく、また100keV Xeイオン照射の場合に高エネルギー電子によるCEMスペクトル上で相変態が顕著であることがわかる。そこで、照射イオンのエネルギー変化がイオン誘起されたマルテンサイトの割合に影響を及ぼすことが期待される。304鋼への希ガスイオン照射において、希ガスイオンの種類、イオン照射量、イオンエネルギーを変化させ、希ガスイオン照射304鋼でのCEMスペクトルの測定を行った。得られた304鋼でのイオン誘起マルテンサイトの割合は、Fig. 8に見られるように、同じイオン照射量に対し、照射イオンの質量が重いほど大きかった。いずれ

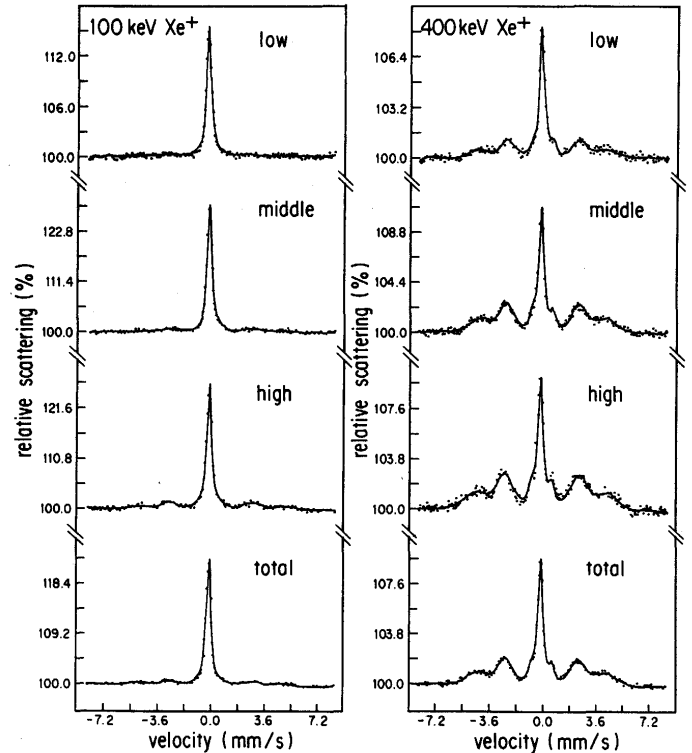


Fig. 7. CEM spectra of a 304 stainless steel after irradiation with 100keV Xe<sup>+</sup> and 400keV Xe<sup>+</sup> ions to a fluence of 1×10<sup>21</sup> ions/m<sup>2</sup>.

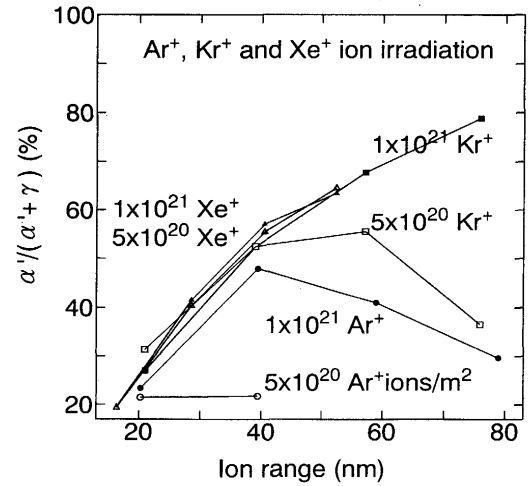


Fig. 8. Dependence on the ion fluence and energy of the area ratio of martensitic peak for the total spectral area estimated from the CEM spectra in a 304 stainless steel after irradiation with Ar<sup>+</sup>, Kr<sup>+</sup> and Xe<sup>+</sup> ions.

のイオン照射の場合にも、イオン照射量の増加と共にマルテンサイトの割合は飽和に達し、飽和量はイオンレンジの増加に伴い増加した。しかし、飽和以前には、マルテンサイトの割合はイオンレンジの増加と共に単調に増加せず、減少傾向すら示した。

Fig. 9 は304鋼に100keV Ar<sup>+</sup>, 200keV Kr<sup>+</sup>, 300keV Xe<sup>+</sup>イオンを1×10<sup>21</sup>ions/m<sup>2</sup>照射した場合のGXRDパターン

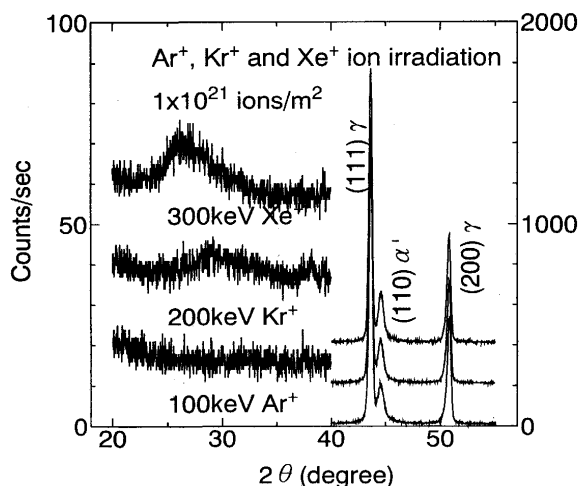


Fig. 9. GXR D patterns of a 304 stainless steel irradiated with 100keV  $\text{Ar}^+$ , 200keV  $\text{Kr}^+$  and 300keV  $\text{Xe}^+$  ions to a fluence of  $1 \times 10^{21}$  ions/ $\text{m}^2$ .

である。Fig. 9では、イオン誘起された (110)  $\alpha'$  ピークと共に、より低角度側の30度近傍に、ピーク強度が小さくピーク幅が広いピークが明瞭に認められた。Fig. 9における、(111)  $\gamma$  ピークに対する (110)  $\alpha'$  ピークの強度比から希ガスイオンを照射した304鋼でのマルテンサイトの割合を見積もった。Fig. 10は、Xeイオンを照射した304鋼においてマルテンサイトの割合がイオン照射量とイオンエネルギーの変化に対し変化する様子を示している。Fig. 10に見られるように、 $1 \times 10^{20}$  ions/ $\text{m}^2$  のイオン照射量では、マルテンサイトの割合はイオンレンジの増加に対しほとんど変化しなかった。しかしながら、イオン照射量の増加と共に、マルテンサイトの割合はイオンレンジの増加に対し増加しはじめ、 $5 \times 10^{20}$  ions/ $\text{m}^2$  以上のイオン照射量域ではほぼ飽和し、その飽和量

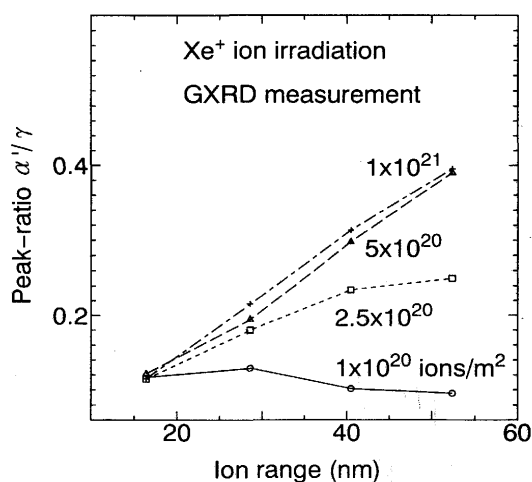


Fig. 10. Dependence on the ion fluence and energy of the intensity ratio of (110)  $\alpha'$  peak for (111)  $\gamma$  peak estimated from the GXR D patterns in a 304 stainless steel after irradiation with  $\text{Xe}^+$  ions.

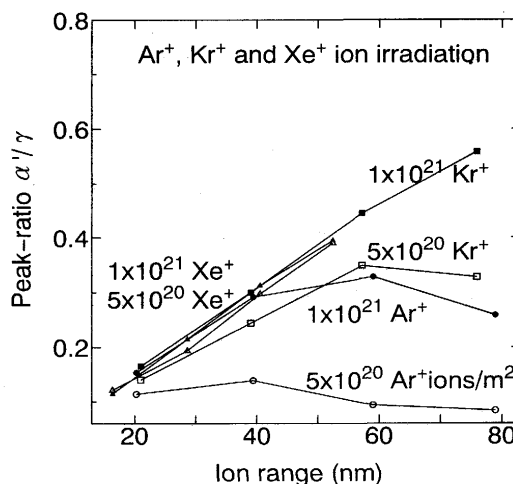


Fig. 11. Dependence on the ion fluence and energy of the intensity ratio of (110)  $\alpha'$  peak for (111)  $\gamma$  peak estimated from the GXR D patterns in a 304 stainless steel after irradiation with  $\text{Ar}^+$ ,  $\text{Kr}^+$  and  $\text{Xe}^+$  ions.

がイオンレンジの増加に対しほぼ直線的に増加することがわかった。また同様に、Fig. 11には、Ar, Kr, Xeイオンを照射した304鋼でのGXR D測定による、マルテンサイトの割合のイオン照射量、イオンレンジ依存性を示した。Fig. 11でも、CEMS測定によるFig. 8の場合と同様な変化を示したが、Fig. 11ではマルテンサイトの割合はイオンレンジが長くなるほどFig. 8の場合よりもより大きくなることが示された。これは、CEMS測定では物質中での透過力がX線よりも小さい電子を使用しており、共鳴吸収後表面からより深いところで発生した電子が、表面から放出される確率がより低くなることと関わりがある。すなわち、Fig. 8とFig. 11でのマルテンサイトの割合の相違は、希ガスイオン照射304鋼において誘起されたマルテンサイト相が鋼表面から鋼内部へと分布していることを示している。GXR D測定においてマルテンサイトの割合の飽和量がイオンレンジの増加に比例し増加したことを考え合わせると、イオン誘起マルテンサイト相は注入された希ガス原子の分布とはほぼオーバーラップするように分布していると推察される。

さらに、Fig. 9では希ガスイオンを照射した304鋼のGXR Dパターンにおいてステンレス鋼のいずれのピークにも一致しない新しいピークが現れた。新ピークのピーク位置から求められた格子定数とRonchiの状態方程式<sup>9)</sup>から新しい相の内圧が評価される。また、ピーク幅からは新相の粒径が求められる。Fig. 9のGXR Dピークのピーク位置とピーク幅から評価された新相の内圧と粒径は、Kr, Xeイオン照射の

† 高密度ガス原子の振舞いを記述するためには、状態方程式の知識が不可欠である。通常、ファンデアワールズ状態方程式が使用されるが、この場合に期待される結果は必ずしも実験結果を再現しない。このためここでは、実験結果をよりよく再現するRonchiの状態方程式から求めた圧力-体積-温度 (p-V-T) データを使用した。

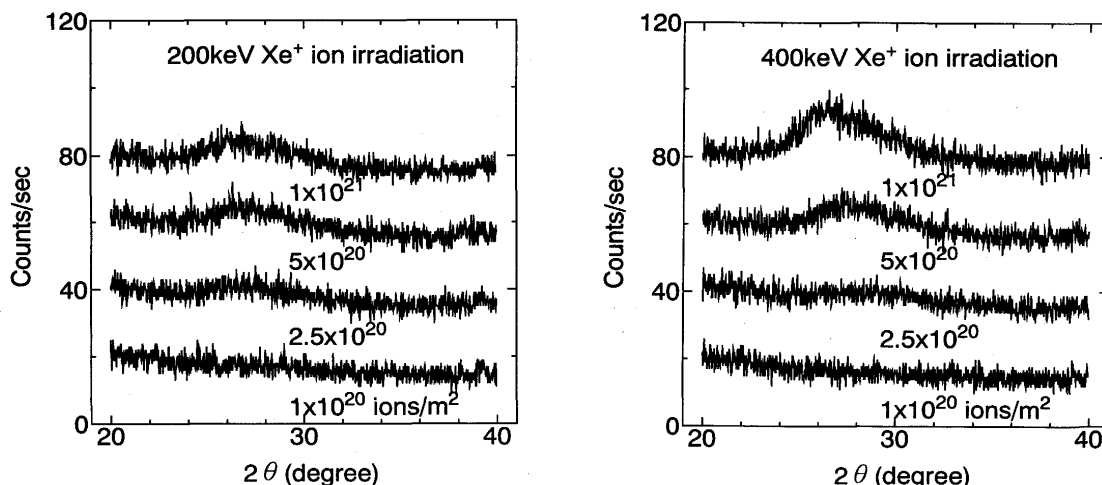


Fig. 12. Change with increasing ion fluence of the new peak in the GXR D patterns of a 304 stainless steel after irradiation with 200keV Xe<sup>+</sup> and 400keV Xe<sup>+</sup> ions.

場合において、それぞれ3.1, 2.4GPaと1.9, 2.8nmの値を示した。Fig.12では、200keV, 400keV Xe<sup>+</sup>イオンを照射した304鋼での新ピークのイオン照射量依存性を示した。Fig. 12において、 $1 \times 10^{21}$  ions/m<sup>2</sup>のイオン照射量では、400keV Xeイオンを照射した場合には200keV Xeイオンの場合よりも新ピークはより大きなピーク強度を示した。ところが、イオン照射量の増加に伴う低角度側へのピーク位置のシフトは、200keV Xeイオン照射の場合においてより低いイオン照射量域で進行しているように見える。

金属中の希ガス原子が凝集し、固体化・微粒子化することが知られている<sup>7)</sup>。例えば、Al中に注入されたKr原子が凝集し、形成される固体Krが母相であるAlに対しエピタキシャル成長すること等が各種実験手法により示されている。また、これら希ガス微粒子は、その内圧が数GPaであり、数nmの粒径を持つことが報告されている。我々が希ガスイオンを照射した304鋼のGXR Dパターン上で確認した新ピークは、まさにこの希ガス微粒子にほかならない。Fig.12での新ピークがイオン照射量の増加に対し振舞う様子は、以下のように推察される。すなわち、イオンスパッタリング下で注入されたXe原子が拡散・凝集し、形成された固体Xe微粒子がイオン照射量の増加と共に成長した。Xe原子残留量の増加がFig.12での新ピークのピーク強度を増加させ、Xe微粒子の粒径の増加と内圧の低下が新ピークのピーク幅の減少、ピーク位置の低角度側へのシフトとして現れた。ここで、照射Xeイオンのイオンエネルギーの増加は、イオンレンジの広がりにより単位体積当たりの注入Xe原子数を減少させ、Xe微粒子の成長を抑制した。さらに、希ガス原子が凝集し、室温で希ガス微粒子を形成するのに必要な圧力は希ガス原子の質量の増加と共に減少することが知られている<sup>7)</sup>。また、照射イオンの質量が重ければ重いほど、発生する照射欠陥量が多く、形成された希ガス微粒子の成長がより低いイオン照射量域において進行することが期待され

る。

このように、希ガスイオン照射によりステンレス鋼中に注入された希ガス原子は、イオンスパッタリングの影響を受けるものの鋼表層に残留し、希ガスイオンの種類、照射量、エネルギーに応じた拡散・凝集により、内圧が高圧力状態にある固体希ガス微粒子を形成する。

したがって、希ガスイオン照射の場合には、この希ガス原子の微粒子化が、ステンレス鋼表層領域において微粒子のまわりの組織に大きなひずみを与え、オーステナイトからマルテンサイトへのひずみ誘起相変態を起こしたものとみられる<sup>8)</sup>。また、希ガスイオン照射によるマルテンサイト変態の発生は304ステンレス鋼よりも17/7ステンレス鋼において起こりやすく、310ステンレス鋼においてまったく起こらないこと等、各ステンレス鋼のオーステナイト安定化度とこの希ガス微粒子の存在によるひずみ誘起マルテンサイト変態とを考えると合理的である。

水素原子は透過性が強く、そのため、ステンレス鋼中で凝集しにくくバブルをつくりづらいことで知られている。ステンレス鋼表面に水素イオンを照射したときにも、やはりイオン照射誘起マルテンサイト変態が観測されたが、希ガスイオン照射の場合に比べると2桁以上の照射量が必要であった<sup>9)</sup>。この水素イオン照射の場合の変態効率の低さは、希ガスイオン照射におけるマルテンサイト変態において、照射欠陥の蓄積よりもバブルすなわち微粒子の形成が重要であるとの上記結論と一致する。この水素イオン照射効果は、核融合炉プラズマと壁相互作用の観点からも重要な問題である<sup>5)</sup>。

#### 4. まとめ

イオン照射誘起マルテンサイト変態は、鋼の組織状態図から、照射イオンの注入による組成変化に起因する合金化

効果の結果生ずると当初考えられた。しかしながら、この合金化効果以外に、希ガスイオン照射の場合の微粒子形成によるひずみ効果、さらには、照射欠陥の蓄積によるひずみ効果等によって、マルテンサイト変態が起こることを実験的に初めて確認することができた。

これらの成果に基づき、オーステナイトのすぐれた諸特性を保持したまま、ステンレス鋼表面に強磁性で非常に硬いマルテンサイト組織を、再現性よくつくることが可能になった。

イオン照射技術の特長は、イオン電流や加速電圧等を組合せ、いろいろな照射条件を選択、制御できる、その操作性のよさにある。このイオン照射誘起マルテンサイト変態を利用し、例えば、ステンレス鋼表面をマルテンサイト組織で覆えば、鋼の表面硬度が増し、強靱化を達成することになり、鋼材の応用範囲が広がることが考えられる。また、常磁性オーステナイト相上をイオンビームスキャンすることで、容易に強磁性マルテンサイト相を形成できることから、一種の永久磁気記録法としての可能性もありうる。

最後に、本研究は、イオン照射においてイオンの注入に伴う照射欠陥の生成とその挙動が、物性変化に対して著し

く作用していることを、具体的な事象として明らかにしたものである点を強調しておきたい。欠陥挙動の制御が、従来考えられていた以上に重要であることが、現在我々が進めているイオン照射実験からも明らかにされつつある。

## 文 献

- 1) Nucl. Instrum. Meth., ed. by S.Kalbitzer, O.Meyer and G.K.Wolf, **B80/81** (1993)
- 2) N.Hayashi, E.Johnson, A.Johansen, L.Sarholt-Kristensen and I.Sakamoto: Proc. Int. Conf. on Martensitic Transformations (ICOMAT-86), (1987), p.539 [The Japan Institute of Metals, Sendai]
- 3) I.Manning and G.P.Mueller: Comput. Phys. Commun., **7** (1974), p.85
- 4) I.Sakamoto, N.Hayashi, B.Furubayashi and H.Tanoue: Hyperfine Interactions, **42** (1988), p.1005
- 5) 核融合炉材料 (井形直弘編), (1986), p.114 [培風館]
- 6) C.Ronchi: J.Nucl. Mater., **96** (1981), p.314
- 7) C.Templier: Fundamental Aspects of Inert Gases in Solids, ed. by S.E.Donnely and J.H.Evans, (1991), p.117 [Plenum Press, New York]
- 8) I.Sakamoto, N.Hayashi, B.Furubayashi and H.Tanoue: J. Appl. Phys., **68** (1990), p.4508
- 9) N.Hayashi, I.Sakamoto, E.Johnson, L.Graebek, P.Borgesen and B.M.U.Scherzer: Hyperfine Interactions, **42** (1988), p.989