高エネルギーイオン照射による アルミニウム合金の硬さ制御

光田 智昭*・岩瀬 彰宏**

Journal of The Japan Institute of Light Metals, Vol. 62, No. 4 (2012), 170-176
© 2012 The Japan Institute of Light Metals

Hardness control of aluminum alloys by means of high energy ion irradiation

Tomoaki MITSUDA* and Akihiro IWASE**

Keywords: hardness, ion irradiation, radiation enhanced segregation, effect of ion irradiation on thermal aging, 3D atom probe

1. はじめに

アルミニウム合金の材料の強化、主に硬さを向上させる手段として、析出現象を用いた時効熱処理が一般的に使われている^{1)~5)}。アルミニウム合金では、母相に溶質原子が多量に固溶する温度 (T_1) に保持 (溶体化処理) した後急冷して得られた過飽和固溶体を、溶質固溶度の低い温度 (T_2 , $T_2 < T_1$) で熱処理 (時効処理) して析出相を形成させ、これによって生じる強化を硬化 (強化) 処理として利用している。この熱処理を行った際に、準安定過飽和固溶体から核生成・成長によって析出相が生じる場合と、不安定過飽和固溶体から、核生成を伴わずに濃度の揺らぎが発達して析出相が形成される場合とがあるが、多くのアルミニウム合金では前者が該当する場合が多い。

一方、材料に電子線や中性子線、イオンビームなどの高エネルギー放射線を照射すると、材料中の原子や電子にエネルギーが与えられ、電子の高密度励起や原子結合の切断、さらには原子の移動が起こり、材料の微細構造や性質が変化する^{6)~7)}。本研究で利用する照射促進偏析現象 (radiation enhanced segregation) もその一つである。照射促進偏析とは、放射線照射によって生じた格子欠陥 (原子空孔、格子間原子) が、材料中の添加元素とカップリングし、格子欠陥の拡散とともに添加元素も拡散、偏析する現象である。この現象は、

- (1) 添加元素の拡散が、熱的に拡散、偏析する温度よりはるかに低い温度で起こる
- (2) 照射された領域のみで起こる
- (3) 非熱平衡過程であるため、熱的偏析に比べて微細な偏析物が得られる

などの特徴をもつ。材料中の微細な偏析物は、転位との相互作用の観点からは、材料強度に大きな変化を与える^{6),7)}。

照射促進偏析現象は、原子炉を構成する重要な構成要素の一つである圧力容器鋼において、原子力発電プラントの高経年化に伴う不純物や添加元素の偏析によって生じる材料の硬化や脆化の原因として考えられている⁸⁾。

このように照射促進偏析は、材料機能の劣化というマイナスのイメージをもった現象であったが、材料改質の観点から、この現象を用いれば、上に述べた特徴を利用して比較的低温で、しかも照射領域のみを硬化させることが可能であることから⁹⁾、今までの手法とは異なった材料強化法としての利用が可能であると考ええる。そこで、特性の中でも硬さに着目し、時効硬化型アルミニウム合金を利用して、照射促進偏析に起因する硬さ変化について調べた。

本稿では、主に2017アルミニウム合金 (ジュラルミン) に高エネルギーイオン照射を行うことによって起こる硬さ特性と組織変化を、元来広く用いられている時効熱処理との比較を交えて紹介する¹⁰⁾。また、照射と時効熱処理を加えることにより、より大きな硬さ変化が得られた結果も合わせて示す¹¹⁾。さらに、6000系、7000系アルミニウム合金のビッカース硬さのイオン照射効果の結果にも触れる。

2. 高エネルギーイオン照射実験

本研究では、高エネルギーイオン照射を放射線照射手法として用いている。そこでまず、イオン照射を行う際に用いる加速器を紹介する。

我々の研究では、主に日本原子力研究開発機構 高崎量子応用研究所のタンデム加速器を用いている。高電圧で負イオ

*大阪府立大学大学院工学研究科 物質・化学専攻マテリアル工学分野 大学院生 (〒599-8531 大阪府堺市中区学園町1-1)。Graduate Student, Department of Materials Science, Osaka Prefecture University (1-1 Gakuen-cho, Naka-ku, Sakai-shi, Osaka 599-8531)。

**大阪府立大学大学院工学研究科 (堺市)。Department of Materials Science, Osaka Prefecture University (Sakai-shi, Osaka)。

受付日: 平成23年10月24日 受理日: 平成23年11月28日

ンを加速し、イオンの電荷を負から正に変換して、次に正イオンを加速する装置を総称してタンデム加速器という¹²⁾。タンデムとは、2頭立ての馬車を意味する言葉であり、負イオンとして加速したのち、荷電変換で正イオンにしたものを続けて加速する点に由来する。

図1(a)に、日本原子力研究機構 高崎量子応用研究所のタンデム加速器の模式図を示す。イオン源で生成した負イオンを加速するために超高真空中に保たれた初段加速管に入射し、負イオン加速管入口まで到達させる。到達した負イオンは、正の高電圧ターミナルに向けて加速させる。高電圧ターミナルでは負イオンが電子ストリッパ(炭素薄膜あるいは窒素ガス層)で多数の電子が剥ぎ取られ正イオンに変換された後、正イオン加速管で再び加速され高エネルギーとなる。本加速器では、高電圧を発生させるのに、絶縁性の高いペレットをチェーン状にしたものを高速回転することによって高電圧ターミナルに正電荷を移送・蓄積する方法を用いる。本実験では、正確な照射量および均一なビームが要求される。正確な照射量は、試料を取り囲むように置かれた二次電子サブレッサを用いて、負電圧をかけることにより飛出した二次電子を電流測定部に押戻し、正確な電流を得ることによって得ている。また、マグネティックビームスキャナによりx, y方向にビームを振ることによって、濃淡のない均一なビームを得ることができる。照射される試料はビームライン末端に設置された真空チャンバ内におかれる。図1(b)に、高崎量

図1 (a) 日本原子力研究開発機構 高崎量子応用研究所タンデム加速器の模式図, (b) TA ビームラインの末端に設置された照射チャンバ

子応用研究所タンデム加速器のTAライン末端に設置された真空チャンバの写真を示す。

また、照射ホルダに取付けられた試料について図2に示す。銅製のホルダにカーボンテープで試料を貼付け、10mm×10mmの正方形のビームを試料1つずつに照射していく。照射時に、ビーム位置を試料の中心からずらすことにより、任意に照射領域を決めることができる。また、イオンビームは、エネルギー、イオン種、ビーム量など、さまざまなパラメータを有し、それらを正確に制御することによって照射条件を細かく変化させることが可能となる。なお、今回の実験では、イオンビーム照射を室温で行っている。照射中の温度上昇はわずかであり、熱時効を起こすほどのものではない。

3. 2017アルミニウム合金(ジュラルミン)のイオン照射効果¹⁰⁾

3.1 マイクロピッカース硬さ計による硬さ測定

ここでは、10MeVのよう素イオン照射を施した過飽和2017合金の硬さ測定を行った結果を示す¹⁰⁾。硬さ測定にはマイクロピッカース硬さ計を用い、荷重25gf、保持時間10sの条件で測定を行った。照射条件は表1に示す通りである。イオン照射は照射領域を任意に決められるという利点を活かし、左半分を照射領域、右半分を未照射領域とした試料の硬さ測定の結果を図3に示す。イオン照射領域のみの硬さが大きく変化していることがわかる。また硬さのイオン照射量依存性を示したグラフが図4である。少ない照射量で硬さは大きく変化し、その後も緩やかに増加し続ける。

次に、イオン照射と従来の時効熱処理に関して、両者のプロセス時間に対する硬さの変化の挙動を比較してみよう。図5は、150℃および180℃で熱時効したときの硬さの時間変

図2 照射ホルダに取付けられた2017合金試料

表1 イオン照射条件

エネルギー	照射イオン種	照射量	ビームカレント	照射温度
10MeV	I ⁽³⁺⁾ イオン	3.0×10 ¹³ ~1.0×10 ¹⁶ ion/cm ²	150 particle nA	室温
5MeV	Al ⁽²⁺⁾ イオン	3.0×10 ¹³ ~3.0×10 ¹⁵ ion/cm ²	150 particle nA	室温

図3 10MeV よう素イオン照射した2017合金の硬さ分布。左半分が照射領域、右半分が未照射領域である。照射温度は室温、照射量は $3.0 \times 10^{15}/\text{cm}^2$

図4 10MeV よう素イオン照射した2017合金のマイクロビッカース硬さの照射量依存性

図5 10MeV よう素イオン照射した2017合金と時効熱処理を施した2017合金の硬さ変化のプロセス時間依存性

化を室温で10MeV よう素イオン照射した場合と比較したものである。このグラフから、イオン照射は、熱時効の場合に比べ圧倒的に短時間で高い硬さを実現していることがわかる。熱時効処理でも、温度を上げればより短時間で硬さの増加が見られるが、その場合、ピーク硬さは低くなる。イオン照射では、短時間で高い硬さを実現しているため、熱処理とは別の機構で硬化が起こっていると考えられる。

3.2 3次元アトムプローブ法による組織観察¹⁰⁾

そこで、2017合金の10MeV よう素イオン照射による硬さ変化に対応する組織変化を観察した。イオン照射による組織変化の観察には、3次元アトムプローブ法を用いた。3次元アトムプローブ法は、材料中の原子1個1個について、その3次元位置座標と元素の種類を調べることができる手法である^{13),14)}。位置座標についてはサブナノメートルの分解能を持ち、水素や炭素などの軽元素をはじめ、全元素に対してほぼ同等の検出感度を有している。このため、電子顕微鏡など他の手法では調べるのが難しい微細な析出や偏析などを極めて高精度に測定および分析することができる。図6は、(a) 未照射試料、(b) 時効 (150°C, 5日) 試料および、(c) 10MeV よう素イオン照射 (照射量 $1.0 \times 10^{15}/\text{cm}^2$) 試料に対するアトムプローブ測定によって得られた3次元原子マップである。熱時効試料に関しては、板状の CuAl_2 とみられる化合物や針状の Mg_2Si とみられる化合物などの数10nmから数100nmの比較的大きな析出物が見られる。それに対して、よう素イオン照射試料に関しては、未照射試料と比べ大きな変化は見られず種々の原子が均一に分布しているように見える。そこで、それぞれの試料に関してクラスタ解析を試みた。クラスタ抽出条件は、探索距離0.60nm、最小原子数20とした。その結果を図7に示す。この図によると、未照射試料 (図7(a)) では、抽出されたクラスタがほぼないのに対し、よう素イオン照射試料 (図7(c)) では、平均直径が2.9nmのCu, Mg, Siなど添加元素を多く含む微細クラスタが試料中に均一に分布していることがわかる。また、150°C, 5時間の熱時効を施した試料 (図7(b)) では、図6においても見られた大きな析出物以外のナノスケールの微細クラスタは見られない。この観測結果から、熱時効試料では、数10nm程度の大きな析出物によって転位のピン止め効果が生じて硬さが増加したのに対し、照射試料では、ナノメートルスケールの微細クラスタが、試料中に高密度かつ均一に分散することで、転位に対するきわめて有効な障害となり、短時間の熱時効では実現できないような硬さの上昇をもたらしたと考えられる。

図8は、10MeV よう素イオン照射試料 (照射量 $1.0 \times 10^{15}/\text{cm}^2$) におけるよう素原子の3次元原子マップである。よう素原子は、その侵入深さ付近で均一に分散していることがわかる。照射によって試料中に導入されたよう素原子の原子濃度は0.03at%となった。これは、照射量と試料表面からよう素イオンが侵入する深さおよび試料の密度から求めた原子濃度0.033at%とほぼ一致する。このような、照射によって試料中に蓄積されたよう素原子が硬さの増加をもたらした可能性がある。そこで、2017合金の大部分を占めるアルミニウムを照射イオンとして用いる実験を行った。このような照射実験をセルフイオン照射実験とよぶ。セルフイオン照射の場合、それが試料内に蓄積したとしても、もともと存在した原子の個数に比べると割合としては極く微量であるため、イオ

図6 アトムプローブ測定によって得られた2017合金の3次元原子マップ。(a) 未照射試料, (b) 熱時効試料, 時効温度は150°C, 時効時間は5日間, (c) 10 MeV 陽子イオン照射試料, 照射量は $1.0 \times 10^{15}/\text{cm}^2$

図7 アトムプローブ測定によって得られた2017合金のクラスター解析結果。(a) 未照射試料, (b) 熱時効試料, 時効温度は150°C, 時効時間は5日間, (c) 10 MeV 陽子イオン照射試料, 照射量は $1.0 \times 10^{15}/\text{cm}^2$

図8 10 MeV 陽子イオンを $1.0 \times 10^{15}/\text{cm}^2$ 照射した2017合金中の陽子原子の3次元マップ

図9 5 MeV アルミニウムイオン (セルフイオン) による2017合金の硬さの弾性的付与エネルギー密度依存性。比較のため, 10 MeV 陽子イオン照射の結果もプロットしている

ンの蓄積効果は問題にならない。照射イオンとして5 MeV アルミニウムイオンを用いた実験結果を図9に示す¹¹⁾。なお、アルミニウムイオンの照射条件は表1に示している。図9の横軸は照射量ではなく、照射によりターゲット材料に付与されたエネルギー密度（厳密に言えば、弾性的相互作用によって付与されたエネルギー密度）である。図9には、10 MeV 陽子イオン照射の結果もプロットした。図9に示された結果は、イオン照射による2017合金の硬さ変化は、イオン種によらず、材料に付与されたエネルギー密度に依存するものであり、このことから図3～図5の実験結果は、陽子原子蓄積効果ではないことがわかる。さらに、イオン照射した試料における硬さ増加の原因としては、材料母結晶中の照射欠陥によることが考えられる。イオン照射によって生成された格子間原子や原子空孔の拡散・集合により、転位ループなどの2次欠陥集合体が生じる。これらは、添加元素の析出物同様、転位の運動に対する障害となりうる。そこで、純アルミニウムとアルミニウムに銅を数%添加した二元合金を作成して、陽子イオン照射実験を行い、ビッカース硬さを測定した。その結果、銅を含まない純アルミニウムでは、イオン照射による硬さの変化はほとんど見られず、銅を添加した試料では、照射による硬さの増加がみられた。同様の結果は、若狭湾エネルギー研究センターにおける2 MeV のヘリウムイオン照射実験においても得られている¹⁵⁾。これらの結果は、材料母結晶における照射欠陥の硬さに対する寄与はほとんどないことを示している。以上のことから、図3～図5、図9に示したイオン照射による硬さの増加の主要因は、図7(c)にみられる微細ナノスケールクラスターであることが明確となった。

3.3 高エネルギーイオン照射による硬さ制御プロセスの特徴

上で述べたように、イオン照射では時効熱処理と比べて、はるかに短時間かつ室温で時効熱処理と同程度の硬さの向上が見られることがわかった。イオン照射による硬さ変化の特徴はこのほかにもある。それは、照射によってエネルギーが付与される領域のみの硬さを制御できることである。

図10は照射損傷解析コードSRIM2010¹⁶⁾を用いて計算した弾性的エネルギー付与の試料表面から深さ方向にかけての

図10 SRIMコード2010を用いて計算した2017合金への10MeVよう素イオン照射における弾性的付与エネルギーの深さ依存性

(a)

(b)

図11 よう素イオン照射した2017合金におけるナノインデンタ測定結果。(a) 荷重-押し込み深さ曲線, (b) 表面近傍の硬さのよう素イオン照射量依存性

分布である。よう素イオン照射によって付与される弾性的エネルギー、すなわち格子欠陥の生成に寄与するエネルギーは、試料表面から約 $5\mu\text{m}$ までの領域に分布している。したがって、イオン照射による硬さ変化の生じる領域も、この領域であると考えられる。それに対し、本実験で用いているマ

図12 高エネルギーイオン照射による硬さ局所制御の模式図

イクロビッカース硬さ測定では、表面から数 $10\mu\text{m}$ の領域まで測定範囲が及んでおり、表面近傍の照射による影響を定量的に測定しているとはいいがたい。

そこで、表面領域の測定に有効であるナノインデンテーション法を用いて測定を行った。その結果を図11に示す¹⁷⁾。ナノインデンテーションの詳細については参考文献^{18),19)}を参照されたい。図11(a)は、2017合金試料において測定した荷重変位曲線のよう素イオン照射量依存性である。圧子の押し込み深さから、硬さ測定領域は表面から数 100nm 以下と考えられるので、図10で示した照射によるエネルギー付与領域のみの硬さを測定している。荷重一定の条件での測定において、照射量の増加とともに押し込み深さが浅くなっていることがわかる。これは、イオン照射により表面近傍の硬さが増加していることにほかならない。図11(b)に、この荷重変位曲線から算出された硬さ(Hn)と照射量の関係を示す。照射量が増加するに従って、ナノインデンテーションによる硬さが増加している。これはビッカース硬さ測定と同様の傾向を示す結果であり、表面近傍のイオン照射によってエネルギーが付与された領域において、確かにイオン照射による硬化層が形成されていることが確認できた。

本実験では、照射イオン種によるよう素イオンおよび、セルフイオンであるアルミニウムイオンを用いたが、イオン照射では、イオン種やエネルギーにより付与エネルギーの深さ分布が異なる。図10に示したグラフで、付与エネルギーのピーク付近で照射効果は最大になるため、イオン種やエネルギーを適当に選ぶことで試料の深さ方向の硬さ制御も可能となるであろう。つまり図12の模式図で表されるように、ある形状のマスクを用いることにより、試料表面のある特定領域のみを硬化させたり、試料内部の特定領域のみを硬化させるとい、今までにはなかった硬さの局所制御が可能であると考えられる。

4. イオン照射と熱時効を組合せた硬さ制御¹¹⁾

以上に述べた結果から、高エネルギーイオン照射が2017合金において、時効熱処理とは異なる有効な硬さ制御のツールとなることがわかった。ここでは、イオン照射を用いた硬さ制御

図13 10 MeV 陽子イオン照射後、150°Cで熱時効を施した2017合金の硬さのプロセス時間依存性。比較のため、イオン照射をしないで熱時効のみを施した試料における結果も示す。

法としての新たな可能性を探るため、イオン照射と熱時効熱処理を組み合わせることによる硬さ特性および組織変化を論じる。

図13に、室温でエネルギー10 MeVの陽子イオンを照射した試料と照射をしていない試料に対して、大気雰囲気下150°Cで熱時効を施した場合のビッカース硬さ変化が、熱時効時間の関数としてどのように変化するかを示す。わずかな分間の陽子イオン照射を前もって行うことで、その後の熱時効により200 HVに迫る硬さを得ることができる。また、イオン照射を行わない試料での通常の150°C熱時効では、ピーク硬さを得た後、過時効による軟化が明確に観測される。一方、前もってイオン照射した試料における熱時効の過程では、ピーク硬さを得た後もその硬さを一定期間保持し、その後の軟化の割合も少なくなっている。

さて、前に述べたように、10 MeV 陽子イオン照射では、表面数 μm 領域のみ、照射効果が現れると考えられる。しかし、今回の測定で用いているビッカース硬さ測定では、照射効果が及んでいない数10 μm の深さ領域まで含んで測定してしまっている。例えば10日間熱時効した場合の測定硬さには、熱時効のみによる過時効現象に伴った軟化の効果も含んで測定していることになる。以上の考察によると、表面数 μm の照射効果を受けている領域のみを考えれば、図では時効開始20日あたりでやや軟化が起こっている付近においても試料表面での硬さは保たれる、あるいは上昇し続けるのではないかと考えられる。

次に、前もってイオン照射を行い、その後熱時効熱処理を施した試料において観測した3次元原子マップを図14(a)に示す。比較のため、イオン照射をしないで熱時効熱処理のみを行った試料に対する3次元原子マップを図14(b)に示す。

前もってイオン照射した後熱時効を行った試料と、熱時効のみを施した試料を比べると、添加元素の析出状態に明らかな違いが見られる。イオン照射した後熱時効を行った試料では、イオン照射を行わないで通常の熱時効のみを施した試料に比べ、析出物が小さく、かつ均一に分散していることがわかる。これは以下のような析出過程を考えればうまく説明できる。まず、図7(c)に示したように、イオン照射によってナノメートルスケールの微細クラスタが試料全体に分散して生成される。この試料に熱時効を施すことにより、イオン照

図14 アトムプローブ測定によって得られた2017合金の3次元原子マップ。(a) 10 MeV 陽子イオンを $5.0 \times 10^{15}/\text{cm}^2$ 照射後、150°C、30日間の熱時効熱処理を施した試料、(b) イオン照射を行わないで、150°C、30日間の熱時効熱処理を施した試料

射によって生じた微細クラスタを核として析出物の成長が起こるため、図14(a)のような状態が得られたと考えられる。まずイオン照射によって、ある数密度の析出核を生成しておき、次に、熱時効の温度や時間を制御して析出核の成長を起こすようにすると、最終的に、任意の数密度と大きさをもった析出物分布を得ることができることを、これらの実験結果は示唆している。添加元素析出による材料の硬さ変化は、析出物の数密度と大きさに大きく依存することが知られている。したがって、イオン照射を単独に利用するよりも、イオン照射とそれに続く熱時効を組合せたプロセスを用いることによって、より精密で多様な硬さの制御ができると考えられるのである。また、ナノインデンテーション法を用いてイオン照射後熱時効を施した試料について測定を行った結果、照射量の違いにより、硬さ変化の挙動に違いが見られた。イオン照射によってできる微細クラスタと熱時効による析出挙動の相互作用などは、今後調査すべき興味深い問題である。

5. 各種アルミニウム合金のビッカース硬さにおけるイオン照射効果

ここまで、銅を主要添加元素とする2017合金のイオン照射効果について述べてきたが、同じ熱処理型アルミニウム合金で銅以外の各種元素を添加させた実用合金も使われており、そのそれぞれについての硬さにおけるイオン照射効果の違いをしてみるのも大変興味深い。そこで、本節ではSiを主要添加元素とした6061合金とZnを主要添加元素とした7075合金に、2017合金と同じく10 MeVの陽子イオン照射や5 MeVのアルミニウムイオン照射を行い、ビッカース硬さ測定を行った結果について示す。JIS規格に基づく各合金の添加元素の化学成分表を表2に示す。

図15は、これら3種類の実用合金のイオン照射によって得られた硬さの変化の、イオンによって付与されたエネル

表2 JIS規格に基づく各アルミニウム合金の化学成分表

(mass%)

2017	Cu	Mn	Mg	Si	Fe	Zn	Cr	Al
	3.5–4.5	0.4–1.0	0.4–0.8	0.2–0.8	0.7	0.25	0.1	balanced
6061	Si	Mg	Cu	Mn	Fe	Zn	Cr	Al
	0.4–0.8	0.8–1.2	0.15–0.4	0.15	0.7	0.25	0.04–0.35	balanced
7075	Zn	Mg	Cu	Si	Mn	Fe	Cr	Al
	5.1–5.6	2.1–2.9	1.2–2.0	0.4	0.3	0.5	0.18–0.28	balanced

図15 2017, 6061, 7075合金の10MeVよう素イオン, または5MeVアルミニウムイオン照射による硬さ変化の付与エネルギー密度依存性

ギー密度依存性である。すべての合金で付与エネルギー密度の増加とともに硬さの上昇は見られるが、2017合金に比べ、6061合金と7075合金では硬さの変化量が少なくなっている。これはイオン照射によって導入される原子空孔などの格子欠陥と主要添加元素であるSi, Znとの相互作用がCu原子の場合と異なるため、といった原因が考えられる²⁰⁾。しかし、各添加元素と照射欠陥との相互作用や、それによる照射促進偏析との関係を定量的に理解するには、それぞれの二元系合金を用いた基礎的研究を行うことが重要であり、今後調査すべき興味深い課題である。

6. ま と め

2017アルミニウム合金を室温で高エネルギーイオン照射することにより、従来の熱時効処理と比較して、はるかに短時間で硬さを増加させることができる。硬さの増加をもたらした主要因は、イオン照射により試料中に生成されたナノメートルスケールの添加元素微細クラスターである。イオン照射した試料を熱時効処理することにより、さらに大きい硬さが得られる。他のアルミニウム合金6061, 7075においても同様に、室温におけるイオン照射による硬さの増加が観測されている。このことから、高エネルギーイオン照射はアルミニウム合金試料の表面近傍の硬さ制御に適している。しかし、残念ながら、イオンの侵入深さは数 μm に留まるため、バルク試料全体の硬さの制御には不適である。一方、高エネルギー

ギー電子線は、侵入深さがmmのオーダーに達するため、バルク材料全体の硬さ制御には電子線照射が適していると考えられる。電子線照射によるアルミニウム合金の硬さや引張強さ測定は現在実施中である。

謝 辞

本稿の執筆にあたり、大阪府立大学・津田 大氏、金野泰幸氏にご助言をいただきました。本稿で紹介した実験のうち、ナノインデント測定は、物質材料研究機構 大村孝仁氏の指導で行われたものです。また、3次元アトムプローブ観察では、電力中央研究所 西田憲二氏、土肥謙次氏、曾根田直樹氏の協力いただきました。また、本稿で紹介した研究成果は、日本原子力研究開発機構との共同研究、ならびに、若狭湾エネルギー研究センターとの共同研究のもとで得られたものです。

参 考 文 献

- 1) I. J. Polmear and S. P. Ringer: 軽金属, **50** (2000), 633–642.
- 2) 第31回軽金属セミナー「アルミニウム合金の時効析出—基礎から応用まで—」, (2008).
- 3) 高橋恒夫, 里 達雄: 軽金属, **35** (1985), 41–49.
- 4) 廣澤渉一: 軽金属, **61** (2011), 341–354.
- 5) S. C. Wang, M. J. Starink and N. Gao: Scr. Mater., **54** (2006), 287.
- 6) G. S. Was: Fundamental of Radiation Materials Science, Chapter 6, Springer, (2007).
- 7) 石野 栄: 照射損傷, 東京大学出版, (1979).
- 8) 特集「原子炉圧力容器鋼の照射脆化機構」, 金属, **71-8** (2001), 717–770.
- 9) S. Nakagawa, F. Hori, Y. Chimi, N. Ishikawa, M. Kitagawa, R. Oshima, T. Tobita, R. Taniguchi, M. Suzuki and A. Iwase: Nucl. Instr. Meth., B **257** (2007), 397.
- 10) T. Mitsuda, I. Kobayashi, S. Kosugi, N. Fujita, Y. Saitoh, F. Hori, S. Semboshi, Y. Kaneno, K. Nishida, N. Soneda and A. Iwase: J. Nucl. Mater., **408** (2011), 201–204.
- 11) T. Mitsuda, I. Kobayashi, S. Kosugi, Nao. Fujita, Y. Saitoh, F. Hori, S. Semboshi, Y. Kaneno, K. Nishida, N. Soneda, S. Ishino and A. Iwase: Nucl. Instr. Meth. Phys. Res., B **272** (2012), 49–52.
- 12) 熊谷寛雄: 加速器 実験物理学講座28, 共立出版, (1975).
- 13) M. K. Miller, A. Cerezo, M. G. Hetherington and G. D. W. Smith: Atom Probe Field Ion Microscopy, Oxford University Press, Oxford, (1996).
- 14) 土肥謙次, 西田憲二, 野本明義, 曾根田直樹, 渡辺英雄: 日本金属学会誌, **74** (2010), 191–198.
- 15) 岩瀬彰宏: 若狭湾エネルギー研究センター 平成21年度共同研究報告書 (平成22年3月).
- 16) J. F. Ziegler: SRIM2010 [http://www.srim.org/]
- 17) 光田智昭, 大村孝仁, 金野泰幸, 堀 史説, 斎藤勇一, 西田憲二, 曾根田直樹, 石野 栄, 岩瀬彰宏: 日本金属学会第149回講演概要, (2011).
- 18) 大村孝仁, 津崎兼彰: まてりあ, **46** (2007), 251–258.
- 19) W. C. Oliver and G. M. Pharr: J. Mater. Res., **7** (1992), 1564–1583.
- 20) 石野 栄: 照射損傷, 東京大学出版, (1979), 主に第7章.