

原子炉容器鋼中の溶質原子クラスタ形成に対するMnの影響

Effects of Mn on Solute Atom Clustering in Reactor Vessel Steels

藤井 克彦 (Katsuhiko Fujii) *¹ 福谷 耕司 (Koji Fukuya) *¹

要約 原子炉容器鋼に中性子照射で形成する溶質原子クラスタの形成機構を明らかにすることを目的に、Mn濃度が0.19から1.87wt%のFe-Mn合金を用いてMnの影響を調べた。290°Cでイオン照射したFe-Mn合金試料について3次元アトムプローブ測定によりMnのクラスタ形成を調べた結果、クラスタの形成により照射硬化を定量的に説明できることを確認した。また、Mn濃度が0.6wt%以上ではMnのクラスタが母相に均一に形成し、溶質原子クラスタの形成機構に対するMn濃度の影響は小さいことが分かった。

キーワード 照射脆化, 原子炉容器, アトムプローブ, 溶質原子クラスタ

Abstract To investigate the influence of Mn on the solute atom clustering in the reactor vessel steels irradiated by neutrons, ion-irradiation experiment was carried out using Fe-Mn alloys with Mn concentration between 0.19 and 1.87wt%. Specimens irradiated by iron ions at 290°C to 1 dpa were examined by atom probe tomography. Mn-enriched clusters were observed in all specimens. The irradiation hardening correlated well with Mn-enriched cluster formation. The clusters formed homogeneously in the bulk at the Mn concentrations of 0.6wt% or more. The small influence of Mn concentration on the solute atom clustering was indicated.

Keywords radiation embrittlement, reactor vessel, atom probe tomography, solute atom cluster

1. はじめに

軽水型発電炉の原子炉容器鋼の照射脆化は重要な高経年化事象の一つである。このため、非常に多くの研究が行われ、延性-脆性遷移温度の上昇や上部棚エネルギーの低下に関するデータの蓄積とこれを用いた現象論的な脆化予測式の改良が行われてきた^{(1)~(4)}。また、脆化因子の実体が次第に明らかになるにつれて、物理的な脆化機構に立脚した予測式の開発が進められ^{(5)~(8)}、国内では2007年に日本電気協会の電気技術規格JEAC4201「原子炉構造材の監視試験方法」が改訂された⁽⁹⁾。原子炉容器に使用されているA533B鋼等の低合金鋼では、ナノメートル (nm)・スケールの極めて微細な溶質原子クラスタの形成やマトリックス損傷と呼ばれる照射欠陥集合体の形成が照射脆化因子であり、照射脆化機構の解明には材料組成や照射条件が異なる場合の照射ミクロ組織変化を把握して、それらの硬化への寄与度を明らかにすることが重要である。最近の研

究から、溶質原子クラスタとして銅 (Cu)、マンガ (Mn)、ニッケル (Ni)、シリコン (Si) が集積したクラスタが形成されること、マトリックス損傷として格子間原子型の転位ループが形成されることが明らかになっている^{(10)~(13)}。また、溶質原子クラスタの組成が材料の組成に依存すること、形成したクラスタの体積率によって硬化量を比較的良好に整理でき、脆化の主要因は溶質原子クラスタの形成であると考えられることが報告されている⁽¹²⁾⁽¹³⁾。しかし、溶質原子クラスタ、特にCuを含まないMn-Ni-Siクラスタ等の形成機構や、転位ループのクラスタ形成核としての役割、クラスタを構成する個別元素のこれらへの影響についてはよく分かっていない。

脆化予測の高度化の動向については、九州電力株式会社玄海発電所1号機等、加圧水型原子炉 (pressurized water reactor, PWR) で最近得られた長時間の監視試験データにおいて、規格JEAC4201-2007に基づく予測を上回る傾向にある

*1 (株)原子力安全システム研究所 技術システム研究所

場合があった。このため、最新の監視試験片の測定結果と加速照射による高照射量データを加えるとともに、高照射量のデータに重み付けし、高照射量領域の予測精度を上げた係数の設定による予測式の見直しが進められ、「2013年追補版」として改訂されている⁽¹⁴⁾。さらに、2013年以降にも高照射量の監視試験データが蓄積されており、これを反映したJEAC4201の改訂も検討され始めている⁽¹⁵⁾。次回改訂でもマイクロ組織変化も踏まえた精緻な予測が取り入れられると考えられ⁽¹⁶⁾、高照射量までの脆化機構を確認してゆくことが肝要である。このためにも、溶質原子クラスタを構成するCu, Mn, Ni, Siの個別元素の脆化に対する影響を確認することが必要である。

そこで、溶質原子クラスタを構成するCu, Mn, Ni, Siの個別元素のマイクロ組織変化と硬化に対する影響を調べるために、低Cu濃度の実用低合金鋼の化学組成を模したFe-1.5Mn-0.5Ni-0.25Si合金をベースにした原子炉容器鋼モデル合金10種をイオン照射した後、硬さを測定して照射硬化挙動を調べるとともに、アトムプローブ (atom probe tomography, APT) 分析で硬化因子を調べた⁽¹⁷⁾。その結果、すべての試料に溶質原子クラスタの形成が確認され、球状のクラスタに加えて、棒状のMnやMn/Niのクラスタの形成が認められた。Fe-1.5Mn-xNi合金系では、Ni濃度が高くなるほどループ状のMn/Niの集積が顕著になり、Mn単独の集積は減少する傾向があった。これはNiの添加が転位ループの形成を促進し、その転位ループにMnが集積することで、Mnの単独の集積・クラスタ化が抑制されたと考えられた。また、Fe-1.5Mn-xSi合金系では、Si濃度の増加に伴いMnクラスタが認められなくなるとともに、ループ状のSiの集積が顕著になる傾向が認められた。Fe-1.5Mn-xNi合金ではNiとMnが共に転位ループに集積することが見られたが、Fe-1.5Mn-xSi合金ではSiのみが転位ループに集積した。Siが共存すると、Siと転位ループ等の点欠陥シンクとの反応が先行することでMnの集積は抑制され硬化が小さくなる機構が考えられた。一方で、Mnを含まない合金ではクラスタの数密度が低く、Mnが溶質原子クラスタの形成に強く影響することが示唆された。

そこで、本研究では、溶質原子クラスタ形成に対するMnの影響を調べるために、Mn濃度を0.19から1.87wt%の範囲で変化させたFe-Mn合金7種を

イオン照射した後、硬さを測定して照射硬化挙動を調べるとともに、APT測定で硬化因子を調べた。

2. 実験方法

2.1 供試材

Mn濃度を0.19から1.87wt%の範囲で変化させたFe-Mn合金7種を用いた。合金は真空溶解および熱間鍛造により作製した。表1にMn濃度と最終熱処理条件をまとめて示す。なお、不純物濃度 (wt%) は<0.005C, <0.02Si, <0.002P, <0.001S, <0.032O, <0.019Nである。

試験片形状は、長さ4 mm、幅2 mm、厚さ0.4 mmの板状である。イオン照射する面は、エメリー紙#1200まで湿式研磨した後、粒径3 μmのダイヤモンドでバフ研磨し、さらに、コロイダルシリカ0.02 μmでダイヤモンド研磨による変質層を取り除いた。

イオン照射は京都大学イオン照射設備DuETで実施された。照射には、6.4 MeVのFe³⁺イオンを用いた。照射温度は290℃であり、深さ600 nmでの照射量/損傷速度は0.1 dpa / 1.1 × 10⁻⁴ dpa/sと1 dpa / 1.1 × 10⁻⁴ dpa/sの2条件である。なお、照射量はイオン注入解析用ソフトウェアSRIM2006を用い⁽¹⁸⁾、純Feを仮定してはじき出しエネルギーをE_d = 40 eVとして計算した。

表1 Fe-Mn合金の化学組成と熱処理

合金	Mn濃度 (wt%)	最終熱処理
Fe-0.2Mn	0.19	1000℃ × 1h+AC
Fe-0.6Mn	0.55	1000℃ × 1h+AC
Fe-0.7Mn	0.67	740℃ × 2h+WQ
Fe-0.9Mn	0.94	1000℃ × 1h+AC
Fe-1.3Mn	1.25	740℃ × 2h+WQ
Fe-1.5Mn	1.45	1000℃ × 1h+AC
Fe-1.9Mn	1.87	1000℃ × 1h+AC

AC: 空冷, WQ: 水冷

2.2 材料試験および分析

(1) 硬さ測定

硬さは、超微小押し込み硬さ試験機 (ELIONIX ENT-2100) を用い、ナノインデンテーションにより押し込み深さ300 nmで測定した。6.4 MeV Fe⁺³

イオン照射では、ピーク損傷深さは約1500 nmであり、最大深さは約2000 nmである。照射材では超微小硬さ測定の前込み深さの4倍程度の深さ領域が塑性変形し、この領域の硬さの平均値が測定される⁽¹⁸⁾。今回の測定では前込み深さを300 nmとすることで損傷領域のみの硬さを得た。

(2) アトムプローブ測定

APT測定には、日本原子力研究開発機構の敦賀廃止措置実証部門新型転換炉原型炉ふげんの管理区域内にある高経年分析室に導入されたCAMECA社製のLEAP3000XHRを用いた。測定はレーザーパルスモードで行い、試料温度は -208° 、レーザー出力は0.2 nJとした。

測定用の針状の試料は、集束イオンビーム(focused ion beam, FIB)加工装置(HITACHI製NB5000)を用いて作製した。FIBのマイクロサンプリング機構を用いて微小サンプル($2 \times 2 \times 10 \mu\text{m}$)を切り出した後、タンゲステン(W)ニードルの先端にW蒸着で固定し、リング状にビームを走査して試験片を削り円錐状に加工した。なお、加工の進行に伴いリングの大きさとイオンビームの強度と加速電圧を小さくすることで、加工ビームの影響を極力排除しつつ先端径 $0.1 \mu\text{m}$ の針状に加工した。

APT測定で収集したデータは、質量/電荷比ごとに元素の種類を決定し、Fe, Mnの3次元像形成処理(測定したデータからアトムマップを再構成するコンピュータ処理)を行った。なお、3次元像形成処理においては、アトムマップのz方向長さを最適化するために、電界蒸発場(Evaporation Field)30.0 V/nmとアトムマップの伸長係数(Image Compression Factor) 1.65を用いた。

3. 結果

3.1 硬さ測定

各合金に対して測定された損傷量に対する超微小硬さの変化を図1に示す。誤差は測定値の標準偏差で評価したが、マーカーの大きさ以下である。各合金の未照射材の硬さは1.6~2.0 GPaの範囲にあり、Mn濃度の増加に伴い増加する傾向があるが、その違いは大きくない。硬さは照射量の増加に伴い増加するが、飽和する傾向を示した。硬さの増加量は合

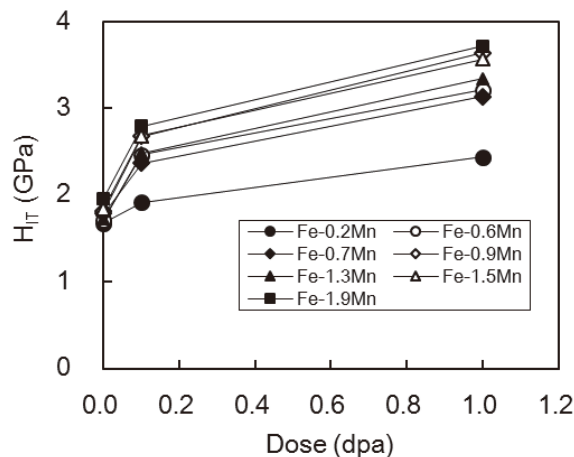


図1 損傷量に対する硬さの変化

金により異なり、Mn濃度0.19wt%のFe-0.2Mn合金では硬さの増加量が比較的小さく、Mn濃度の増加により硬さの増加量は大きくなる傾向を示した。ただし、Fe-0.7Mn合金については硬さの増加量が小さい傾向が認められた。合金の最終熱処理工程を比較した結果、Fe-0.7Mn合金およびFe-1.3Mn合金は 740°C で2時間アニールした後に水焼入れされたものであるのに対して、他の合金は 1000°C で1時間アニールした後に空冷されたものであることが分かった。図2に最終熱処理条件で分けて硬さの増加量の照射による変化を示した。Mn濃度の増加に伴い硬さの増加量は大きくなる明確な傾向が確認できる。また、水焼入れした材料でも空冷の材料と同様なMn濃度の影響が認められ、定性的には熱処理によらず同様なMn濃度依存性を示すことが確認された。

図3には、最終熱処理が 1000°C で1時間アニールした後に空冷された材料について、照射に伴う硬さの増加量のMn濃度依存性を示した。照射量が0.1 dpaではMn濃度が0.6wt%以上で増加量に大きな差はない。一方、照射量が1 dpaではMn濃度が1.0wt%以上で増加量に大きな差はない。照射量が増加するほどMnの影響が飽和する濃度が高くなる傾向が確認された。

図4には、最終熱処理が 1000°C で1時間アニールした後に空冷されたもののみについて照射量当たりの硬さの変化量のMn濃度依存性を示した。照射量0.1 dpaまでの照射ではMn濃度0.19wt%では照射に伴う硬さの増加量がMn濃度0.55wt%と比べて小さく、Mn濃度が0.55wt%以上ではMn濃度によらず8 GPa/dpa程度の値であった。これに対して、照射量が0.1~1.0 dpaではMn濃度によらず1 GPa/

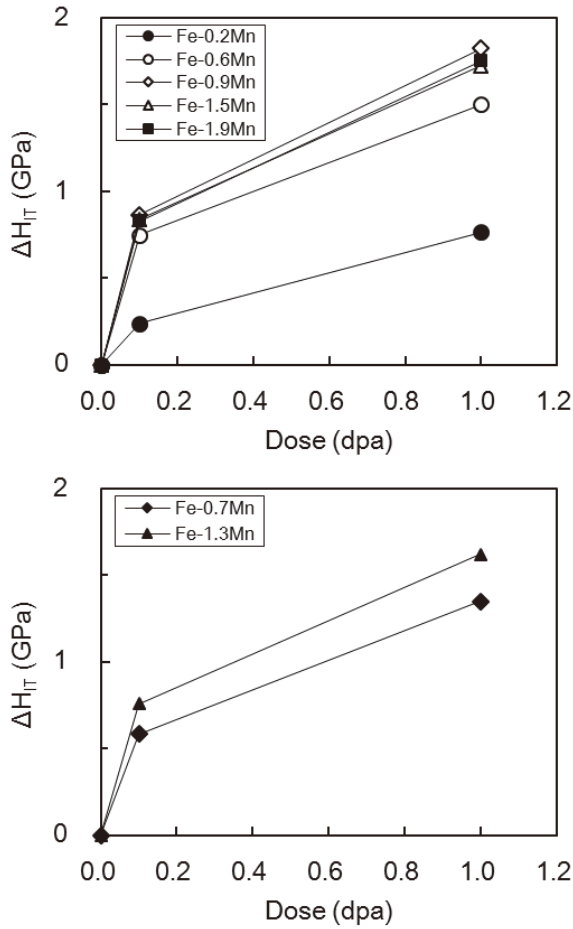


図2 硬さの増加量の照射による変化

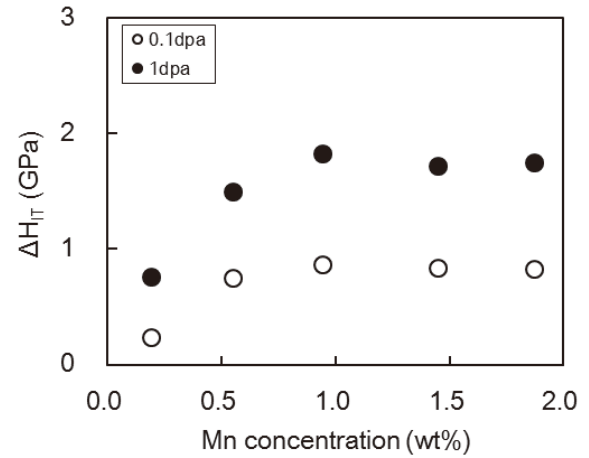


図3 硬さの増加量のMn濃度依存性

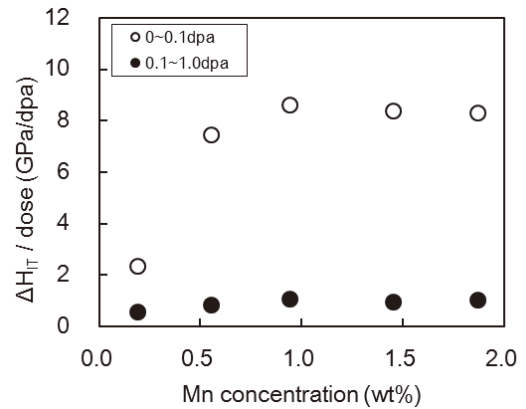


図4 照射量あたりの硬さの変化量のMn濃度依存性

dpa程度の値であった。この結果は、照射の初期にMn濃度が0.2から0.6wt%程度で照射硬化挙動が異なること示しており、ミクロ組織変化が異なること、Mn濃度が0.6wt%以上では類似なミクロ組織変化を生じている可能性を示唆する。

3.2 アトムプローブ測定

図5には、測定されたMnの原子マップをまとめて示した。Mn濃度が0.2wt%で照射量0.1 dpaの試料においてもMnクラスタの形成が認められ、Mn濃度によらず照射量の増加に伴いMnクラスタは成長する傾向が認められた。ただし、Mn濃度が最も低いFe-0.2Mn試料では均一なMnのクラスタ形成は認められず、特定の領域にまとまってクラスタが形成している様子が観察された。

溶質原子クラスタを定量的に検討するため、再帰的探索アルゴリズムに基づくクラスタ解析を行った。抽出条件等の解析パラメータは下記の通りである。

- ・クラスタ抽出条件
 コア原子：Mn, コア原子間距離 ≤ 0.8 nm
 コア原子数 ≤ 20
- ・周辺原子抽出条件
 周辺原子-コア原子間距離 ≤ 0.5 nm
- ・周辺原子の一部取り除き条件
 周辺原子-コア原子間距離 ≤ 0.5 nm
 コア原子数 ≤ 2

図6には、溶質原子クラスタのサイズ分布を、各Fe-Mn合金について照射量で比較して示した。照射量が0.1 dpaでは、Mn濃度によらずに、クラスタのサイズ分布は1つのピークであった。照射量が1.0 dpaでは、クラスタのサイズ分布は2つのピークを示した。これは、照射量の増加に伴いクラスタが成長するとともに、新たにクラスタが形成していることを示唆する。ただし、Mn濃度が最も高いFe-1.9Mn試料については、大きなクラスタの割合が低く、クラスタの成長が抑制されていることが示唆される。

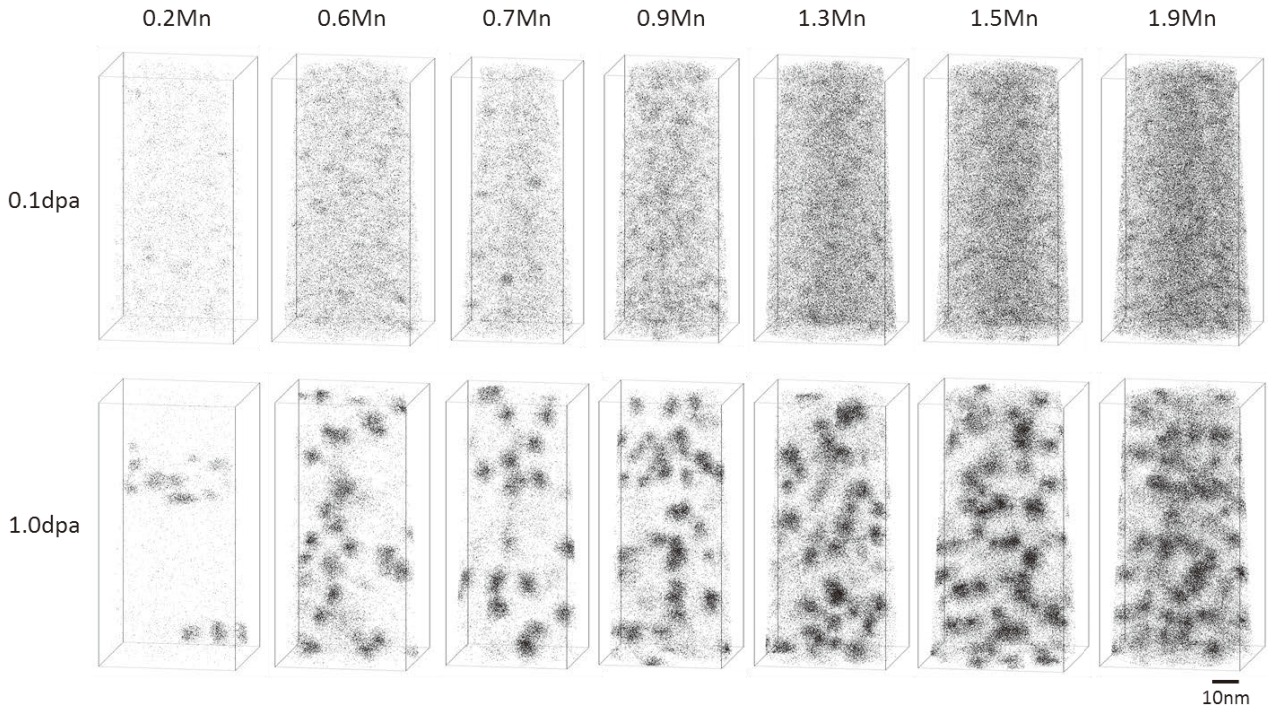


図5 イオン照射したFe-Mn合金中のMnマップ

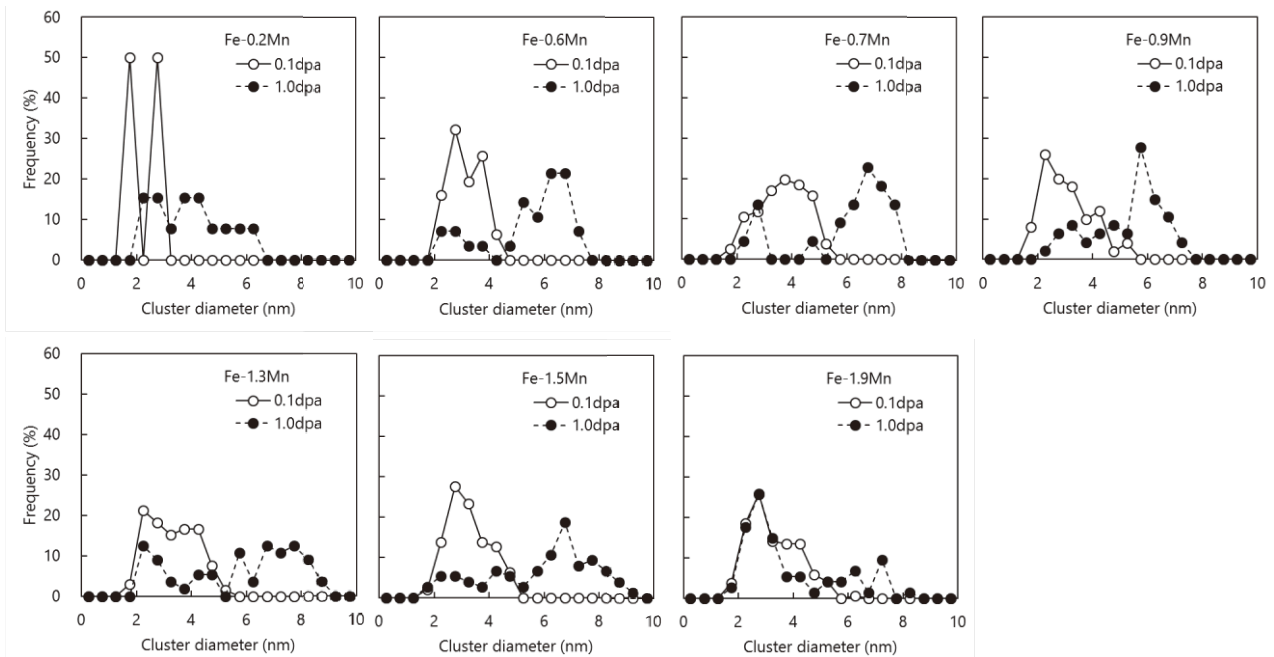


図6 溶質原子クラスタのサイズ分布

表2に溶質原子クラスタの解析結果を硬さの増加量とともにまとめて示した。図7には、Mn濃度に対する溶質原子クラスタの平均直径、数密度、体積率および平均Mn濃度の変化を示した。溶質原子クラスタの平均直径はMn濃度によらず照射量の増加に伴い大きくなる傾向を示し、照射に伴いMnが集積して成長することが分かった。溶質原子クラスタの数密度については、Mn濃度の増加に伴い大きく

なる傾向が認められ、照射量の増加に伴う変化は小さい。この結果は、0.1 dpaの照射において、Mn濃度に依存した溶質原子クラスタの核が形成し、照射により新たに核を形成するよりもむしろ成長する挙動を取ることを示唆する。溶質原子クラスタの体積率については、Mn濃度の増加に伴い大きくなる傾向が認められ、照射量の増加に伴いその増加傾向はより顕著になる。ただし、Mn濃度が最も高いFe-

表2 溶質原子クラスタの解析結果

合金	照射量 (dpa)	硬さ増加量 (GPa)	平均直径 (nm)	数密度 (m^{-3})	体積率	平均Fe濃度 (at%)	平均Mn濃度 (at%)
Fe-0.2Mn	0.1	0.24	2.3	7.7×10^{21}	0.0001	62.26	37.74
Fe-0.6Mn	0.1	0.75	3.1	1.5×10^{23}	0.0024	63.32	36.68
Fe-0.7Mn	0.1	0.58	3.7	1.8×10^{23}	0.0046	64.67	35.33
Fe-0.9Mn	0.1	0.86	3.1	4.6×10^{23}	0.0070	62.28	37.72
Fe-1.3Mn	0.1	0.76	3.3	3.8×10^{23}	0.0070	67.66	32.34
Fe-1.5Mn	0.1	0.84	3.2	5.0×10^{23}	0.0088	65.70	34.30
Fe-1.9Mn	0.1	0.83	3.3	9.6×10^{23}	0.0176	66.50	33.50
Fe-0.2Mn	1.0	0.76	4.0	7.6×10^{22}	0.0025	63.21	36.79
Fe-0.6Mn	1.0	1.50	5.4	2.2×10^{23}	0.0184	70.04	29.96
Fe-0.7Mn	1.0	1.35	6.0	2.0×10^{23}	0.0224	71.42	28.58
Fe-0.9Mn	1.0	1.82	5.2	4.0×10^{23}	0.0298	69.82	30.18
Fe-1.3Mn	1.0	1.62	5.7	4.1×10^{23}	0.0402	68.95	31.05
Fe-1.5Mn	1.0	1.72	5.9	4.7×10^{23}	0.0494	69.70	30.30
Fe-1.9Mn	1.0	1.75	4.3	7.4×10^{23}	0.0315	67.18	32.82

1.9Mn 試料については1.0 dpa照射において体積率が小さくなる傾向が認められた。これは、これより低いMn濃度の試料に比べて、溶質原子クラスタの数密度が照射量の増加により減少する傾向を示すとともに平均直径も小さい傾向であることによる。また、溶質原子クラスタ以外の照射損傷組織の形成によりMnの集積が抑制された可能性を示唆する。溶質原子クラスタの平均Mn濃度については、Mn濃度と照射量による変化は小さく、30~40at%のMn濃度であり、ほぼ一定のMn/Fe比の溶質原子クラスタが形成していることが分かった。ただし、高照射の方が幾分小さくなる傾向があるが、これは溶質原子クラスタの成長によりクラスタとマトリックスの界面の影響が大きくなり、クラスタ解析においてクラスタ周りのFeがより多く取り込まれるためと考えられる。

合金の製造工程の違いの影響については、740°Cで2時間アニールした後に水焼入れされたFe-0.7Mn合金およびFe-1.3Mn合金の試料で、他の合金(1000°Cで1時間アニールした後に空冷)試料に比べて、違いは小さいが、溶質原子クラスタの平均直径が大きく、数密度が小さい傾向が認められた。ただし、体積率で比較すると影響が相殺し、合金の製造工程の違いの影響は認められない。

4. 考察

イオン照射したFe-Mn合金のミクロ組織変化と硬化との関係を以下で検討する。低合金鋼の照射脆化因子として溶質原子クラスタが考えられ、その体積率の平方根と硬さの増加量により相関があることが知られている。図8には、イオン照射Fe-Mn合金で観察されたMnクラスタの体積率の平方根と硬さの増加量との関係を示した。比較的よい相関が認められ、イオン照射による硬さの増加が溶質原子クラスタの形成により説明できることを示唆する。

図4に示した単位照射量当たりの硬さの変化量のMn濃度依存性から、高照射量においてMn濃度が0.2から0.6wt%で照射硬化挙動が異なることが分かり、ミクロ組織変化が異なること、Mn濃度が0.6wt%以上では類似なミクロ組織変化を生じている可能性が示唆された。APT測定の結果、Mn濃度が0.6wt%以上ではMnのクラスタが母相に均一に形成していることが確認され、硬さの変化の傾向とよく一致した。また、Mn濃度が最も低いFe-0.2Mn試料では、図5に示したように、均一なMnのクラスタ形成は認められず、特定の領域にまとまってクラスタが形成している様子が観察された。このような溶質原子クラスタの形成の空間的な違いが硬化挙動の違いに影響していると考えられる。Mnのクラスタは面上に間隔を置いて存在しており、何らかの面状の組織、例えば転位ループ上での形成が考えられる。

溶質原子クラスタを構成するCu, Mn, Ni, Si

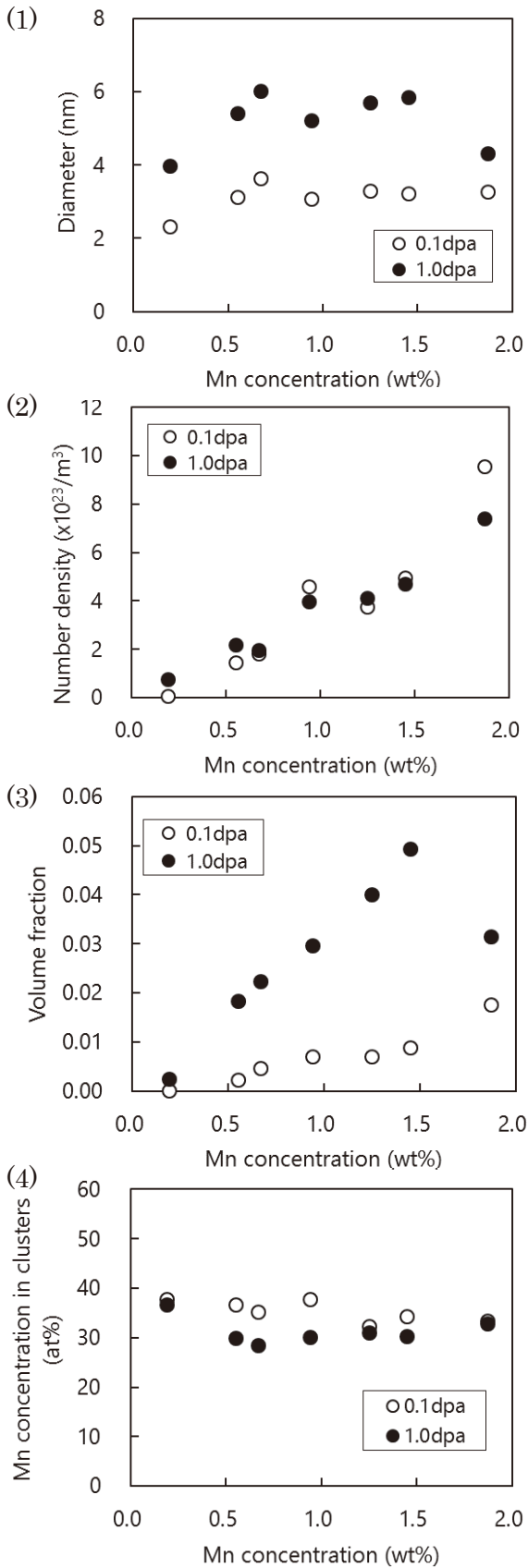


図7 Mn濃度に対する溶質原子クラスタの(1)平均直径、(2)数密度、(3)体積率および(4)平均Mn濃度の変化

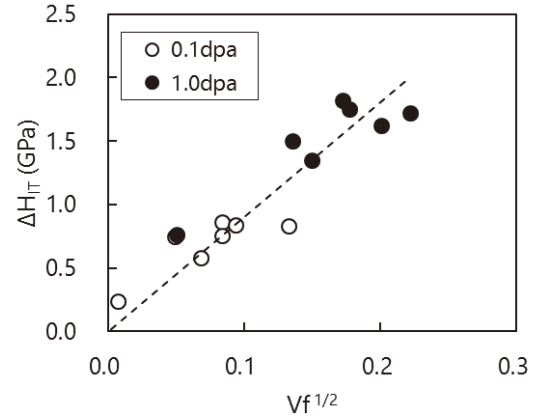


図8 クラスタの体積率の平方根と硬さの増加量との関係

の個別元素のマイクロ組織変化と硬化に対する影響を調べるために、低Cu濃度の実用低合金鋼の化学組成を模したFe-1.5Mn-0.5Ni-0.25Si合金をベースにした原子炉容器鋼モデル合金10種をイオン照射した後、硬さを測定して照射硬化挙動を調べるとともに、APT分析で硬化因子を調べた結果を報告している⁽¹⁷⁾。イオン照射実験は、本研究と同じ京都大学イオン照射設備DuETで実施し、照射には6.4 MeVのFe³⁺イオンを用いて290℃で行っている。図9には、Fe-1.5Mn合金を例に照射量の増加に伴うMnクラスタの変化をMnのアトムマップを比較して示した。直径が5 nm程度の球状のMnクラスタに加えて、ループ状および針状のMnクラスタが観察されている。また、照射量の増加に伴いクラスタがより明確になり、クラスタの密度は増加する傾向があった。この結果は、照射によりMnのクラス

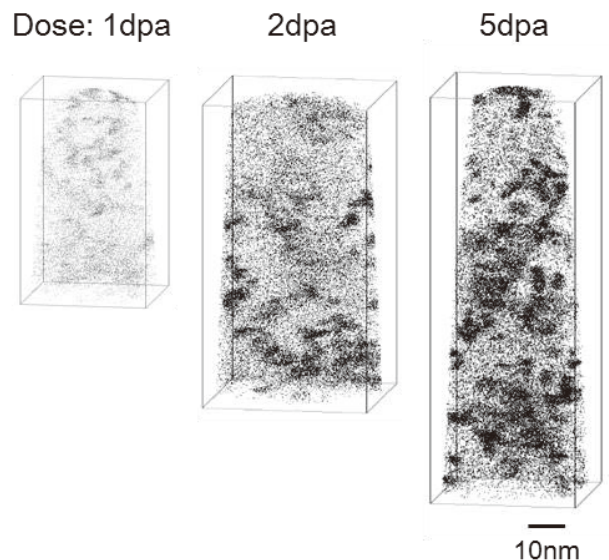


図9 イオン照射したFe-1.5Mn合金のMnアトムマップ⁽¹⁷⁾

タ化が進むとともに、新たなクラスタが形成することを示唆し、本研究で明らかになった低照射量側での変化とも一致する。

また、すべての試料に溶質原子クラスタの形成が確認された。Mnを含まない合金ではクラスタの数密度が低い傾向が認められている。Mnを含む合金では球状のクラスタに加えて、棒状のMnやMn/Niのクラスタの形成が認められた。さらに、ループ状にNiやSiが集積した場所にMn/Ni等のクラスタが観察される場合もあり、転位ループの周囲にクラスタが形成していることも示唆されている。今後、中性子照射されたFe-1.5Mn合金等についてAPT観察により溶質原子クラスタの形成を調べることで、これらを解明する知見が得られるものと期待される。

5. まとめ

原子炉容器鋼の照射脆化因子である溶質原子クラスタ形成に対するMnの影響を調べるために、Mn濃度を0.19から1.87wt%の範囲で変化させたFe-Mn合金7種をイオン照射した後、硬さを測定して照射硬化挙動を調べるとともに、APT測定で硬化因子を調べた。

イオン照射したFe-Mn合金試料についてAPT測定によりMnのクラスタ形成を調べた結果、クラスタの形成により照射硬化を定量的に説明できることを確認した。また、Mn濃度が0.6wt%以上ではMnのクラスタが母相に均一に形成し、溶質原子クラスタの形成機構に対するMn濃度の影響は小さいことが分かった。

ただし、Mnの転位ループ形成促進による照射脆化への寄与や、NiやCu等の他の元素が共存した場合の溶質原子クラスタの形成挙動は不明であり、今後さらなる研究が必要である。

文献

- (1) J.R. Hawthorne, "Demonstration of improved radiation embrittlement resistance of A533-B steel through control of selected residual elements," *Proc. International Symposium on Effects of Radiation on Materials*, ASTM STP 484, p.96 (1970).
- (2) ASME Sec. XI Appendix A (1974).
- (3) USNRC Regulatory Guide (R.G.) 1.99 Rev.1 (1977).
- (4) USNRC Regulatory Guide (R.G.) 1.99 Rev.2 (1988).
- (5) E.D. Eason, J.E. Wright, G.R. Odette, "Improved Embrittlement Correlations for Reactor Pressure Vessel Steels," NUREG/CR-6551 MCS 970501, November 1998.
- (6) ASTM E900-2, "Standard Guide for Predicting Radiation-Induced Transition Temperature Shift for Reactor Vessel Materials, E706 (IIF)," *Annual Book of ASTM Standards*, Vol.12.02, American Society for Testing and Materials, West Conshohocken, PA.
- (7) M.E. Kirk, "Schedule and Status: PTS Rulemaking, RG.1.99 Revision, Appendix G Research Activities," ASTM E10.02 Committee Meeting, Anaheim, CA, USA, January 2007.
- (8) 曾根田直樹, 土肥謙次, 野本明義, 西田憲二, 石野葉, "軽水炉圧力容器鋼材の照射脆化予測法の式化に関する研究 -照射脆化予測法の開発-", *電力中央研究所報告Q06019* (2007).
- (9) (社)日本電気協会, 「原子炉構造材の監視試験方法JEAC4201-2007」, 電気技術規程, 原子力編, 2007.
- (10) C. English, J. Hyde, "Recent progress in the understanding of RPV embrittlement," *Proc. Int. Symp. on Research for Aging Management of Light Water Reactors*, INSS, p.307 (2008).
- (11) M. Hasegawa, Y. Nagai, T. Toyama, Y. Nishiyama, M. Suzuki, A. Almazouzi, E. van Walle, R. Gerard, "Evolution of Irradiation-Induced Cu Precipitation and Defects in Surveillance Test Specimens of Pressure

Vessel Steels of Nuclear Power Reactors: Positron Annihilation and 3 Dimensional Atom Probe Study,” *Proc. Int. Symp. on Research for Aging Management of Light Water Reactors*, INSS, p.327 (2008).

- (12) N. Soneda, K. Dohi, A. Nomoto, K. Nishida, S. Ishino, “Microstructural analysis of RPV materials and development of mechanism-guided embrittlement correlation method,” *Proc. Int. Symp. on Research for Aging Management of Light Water Reactors*, INSS, p.355 (2008).
- (13) K. Fukuya, K. Fujii, “A study of radiation embrittlement using simulation irradiation,” *Proc. Int. Symp. on Research for Aging Management of Light Water Reactors*, INSS, p.371 (2008).
- (14) (社)日本電気協会, 「原子炉構造材の監視試験方法JEAC4201-2007 [2013年追補版]」, 電気技術規程, 原子力編, 2013.
- (15) 橋本資教, 野本明義, 西田憲二, “国内監視試験データを用いた照射脆化予測式の改良,” 日本原子力学会2019年秋の大会3H06.
- (16) Y. Hashimoto, A. Nomoto, T. Kobayashi, K. Nishida, N. Soneda, “Revision of the microstructure model of the embrittlement trend curve for Japanese RPV surveillance data,” *FONTEVRAUD 9*, September 2018, Avignon, France, paper 00098.
- (17) 藤井克彦, 福谷耕司, “原子炉容器の照射脆化に対する個別元素の影響”, *INSS JOURNAL*, 24, p.109 (2017).
- (18) J.F. Ziegler, J.P. Biersak, *SRIM2006* (Stopping and Range of Ion in Materials). Available from: <http://www.srim.org>