

原子炉用低放射化ハイエントロピー合金の開発研究

岡 弘¹⁾ 橋本直幸²⁾

1. はじめに

既存軽水炉の安全性向上や、次世代エネルギー炉の実現には、高エネルギー粒子照射環境に十分な耐性を持つ構造材料が必要不可欠である。これまでの原子力用構造材料の開発研究は、高信頼性と高安全性を有するオーステナイトステンレス鋼や低合金鋼などの鉄鋼材料を中心に行われてきたが、近年になって、特異な材料特性を有するハイエントロピー合金 (High Entropy Alloy: HEA) を原子炉構造材料へ応用するための基礎研究が活発化している⁽¹⁾。ハイエントロピー合金は一般に5種類以上の元素をほぼ等原子量ずつ混合し、高い配置エントロピーにより単相の不規則固溶体を形成する合金を指す⁽²⁾。いくつかのハイエントロピー合金は優れた高温強度⁽³⁾、高い室温強度と延性⁽⁴⁾、低温における良好な破壊靱性⁽⁵⁾等を示し、材料科学的に特筆すべき特性を有することが知られている⁽⁶⁾。ハイエントロピー合金が有する特徴として、以下の4つのコア効果が提唱されている⁽²⁾⁽⁷⁾。

1. ハイエントロピー効果…高い配置のエントロピーによる安定で強固な固溶体
 2. 格子歪み効果…構成元素の原子サイズの違いによる結晶格子歪み
 3. 遅い拡散効果…結晶中の点欠陥トラップによる遅い拡散
 4. カクテル効果…単純混合則では表現できない物性発現
- ハイエントロピー合金の照射損傷を考えるうえで、これらの効果のうち格子歪み効果および遅い拡散効果が注目される。当該効果により、ハイエントロピー合金においては点欠陥の形成および移動エネルギー、拡散障壁、拡散行程に影響を与える⁽⁸⁾と推察される。したがって、ハイエントロピー合

金の照射下安定性を理解するには、従来材料とは異なる照射損傷機構(点欠陥の生成および相互作用、格子間原子—空孔再結合、溶質原子の拡散性⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾)を考慮する必要がある。ハイエントロピー合金の照射損傷に関するこれまでの研究においては、材料構成原子の拡散挙動や欠陥形成挙動における特異性および高温での照射損傷に関する報告^{(11)–(14)}も増えつつあり、一部のハイエントロピー合金には中性子照射によるデータも存在する⁽¹⁵⁾。

照射下における FCC 型構造材料中には、フランク型転位ループや積層欠陥四面体 (SFT) といった積層欠陥型の照射欠陥が形成することで、材料の照射硬化や照射脆化を引き起こす。これらの照射欠陥と積層欠陥エネルギー (SFE) には、密接な関係性があると考えられる。著者らは、組成選択性の高いハイエントロピー合金について、構成元素混合比の最適化による積層欠陥エネルギーの制御と、それによる照射欠陥の形成および機械的特性の変化を抑制するための研究を行ってきた。また、原子力用構造材料として不可欠な要素の一つとして、低放射化材料であることが挙げられる。FCC 型単相固溶体のハイエントロピー合金として最も数多くの研究がなされている CoCrFeMnNi 等原子量合金⁽¹⁶⁾ (報告者の名前をとって Cantor 合金と呼ばれる) は、優れた機械特性を示すことが知られており、特異な元素拡散挙動を有する可能性も指摘されている⁽¹⁷⁾。しかし、構成元素に Co を含むため、原子力材料として用いるには放射化が問題となる。そこで著者らは、Cantor 合金から Co を除き、FCC 単相を安定化させるために Cr 量を減少させた低放射化 $\text{Cr}_{0.8}\text{FeMn}_x\text{Ni}_y$ (添え字は原子量比) に対する研究を行っている。本稿では、低放射化 $\text{Cr}_{0.8}\text{FeMn}_x\text{Ni}_y$ を含む FCC 型ハイエントロピー合金の耐照射性に関するこれまでの研究成果を紹介する⁽¹⁸⁾⁽¹⁹⁾。

ハイエントロピー合金の定義は複数提案されており、その

* 北海道大学大学院工学研究院; 1) 助教 2) 教授 (〒060-8628 札幌市北区北13条西 8 丁目)
Study on Reduced Activation High Entropy Alloys for Nuclear Application; Hiroshi Oka* and Naoyuki Hashimoto* (*Faculty of Engineering, Hokkaido University, Sapporo)
Keywords: *high entropy alloy, transmission electron microscopy, irradiation hardening, frank loop, stacking fault energy*
2022年11月 7 日受理 [doi:10.2320/materia.62.164]

うち混合のエントロピーに基づく定義は、次の式で記述される理想溶体の混合のエントロピー ΔS_{mix} を用いる。

$$\Delta S_{\text{mix}} = -R \sum_{i=1}^n x_i \ln x_i \quad (1)$$

ここで、 R はガス定数、 x_i は成分 i のモル分率、 n は構成元素の数であり、 $1.5R \leq \Delta S_{\text{mix}}$ のものは High Entropy Alloy、 $1.0R \leq \Delta S_{\text{mix}} \leq 1.5R$ のものは Medium Entropy Alloy (MEA) と定義される。本定義に基づけば、低放射化 $\text{Cr}_{0.8}\text{FeMn}_x\text{Ni}_y$ は ΔS_{mix} が $1.35R \sim 1.38R$ 程度となり MEA に該当する。一方で、ハイエントロピー合金分野の研究が拡大するのに伴い、構成元素数を増減させた合金や等原子組成比から外れた組成の合金の研究も盛んに進められている。これらの合金の呼称についても、High Entropy Alloys のほかに Multiple-Principal Element Alloys⁽²⁰⁾ や Complex Concentrated Alloys (CCAs)⁽²¹⁾、Concentrated Solid-solution Alloys (CSAs)⁽²²⁾ などとも広く用いられ、広義でのハイエントロピー合金分野の一つとして取り扱われることが多い。本稿では、広義でのハイエントロピー合金分野に該当する研究を、幅広い読者の方々に紹介する観点で、4 種以上の金属元素を高濃度に混合した合金をハイエントロピー合金と呼称する。

2. 積層欠陥エネルギーを制御した合金設計

ここでは、FCC 単相固溶体のハイエントロピー合金について、元素濃度比を変動させることにより積層欠陥エネルギーを制御した。具体的には、5 元系 CoCrFeMnNi 合金および 4 元系 $\text{Cr}_{0.8}\text{FeMnNi}$ 合金の Mn 濃度および Ni 濃度を变化させた $\text{CoCrFeMn}_x\text{Ni}$ 合金 ($x = 0.7-1.3$) および $\text{Cr}_{0.8}\text{FeMn}_y\text{Ni}_z$ 合金 ($y, z = 1.0-1.5$) について調査した⁽¹⁸⁾⁽¹⁹⁾。

FCC 合金の積層欠陥エネルギー (SFE) は、熱力学的観点からは以下の式で与えられる⁽²³⁾。

$$\text{SFE} = 2\rho_A(\Delta G^{\text{FCC} \rightarrow \text{HCP}} + E^{\text{strain}}) + 2\sigma \quad (2)$$

式(1)において、 ρ_A は $\{111\}$ 面上の原子密度 (mol/m^2)、 $\Delta G^{\text{FCC} \rightarrow \text{HCP}}$ は FCC 相から HCP 相に変態したときの自由エネルギー差 (J/mol)、 E^{strain} は変態時に生じる弾性ひずみエネルギー (J/mol)、 σ は FCC 相と HCP 相の界面エネルギー (J/m^2) である。これらの項のうち、積層欠陥エネルギーに及ぼす寄与が最も大きい項は $\Delta G^{\text{FCC} \rightarrow \text{HCP}}$ である。熱力学計算ソフトウェア Pandat-2018 を用いて、 $\text{Cr}_{0.8}\text{FeMn}_x\text{Ni}$ および $\text{Cr}_{0.8}\text{FeMnNi}_x$ 合金の FCC 相および HCP 相の自由エネルギー変化を計算した結果を図 1 に示す⁽¹⁹⁾。上側の曲線が HCP 相の自由エネルギー、下側の曲線が FCC 相の自由エネルギーを示しており、この 2 曲線の差分が式(2)の $\Delta G^{\text{FCC} \rightarrow \text{HCP}}$ に相当する。今回調査した合金組成範囲(赤い帯で示した組成領域)において、Mn 濃度および Ni 濃度が増加するにつれて $\Delta G^{\text{FCC} \rightarrow \text{HCP}}$ も増大することがわかる。これは Mn および Ni 濃度の増加が、積層欠陥エネルギーを増大させることを示唆している。

次に、高純度の構成純金属を目的の組成 ($\text{CoCrFeMn}_x\text{Ni}$ ($x = 0.7-1.3$) および $\text{Cr}_{0.8}\text{FeMn}_y\text{Ni}_z$ ($y, z = 1.0-$

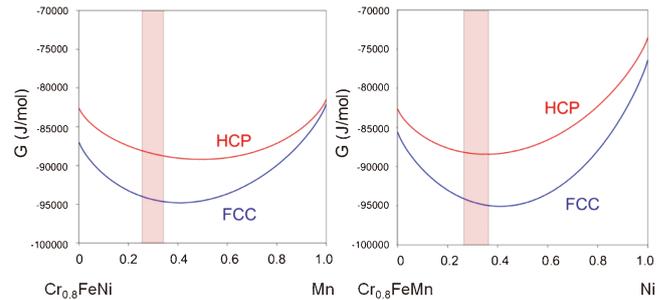


図 1 $\text{Cr}_{0.8}\text{FeMn}_x\text{Ni}$ および $\text{Cr}_{0.8}\text{FeMnNi}_x$ における FCC 相および HCP 相の自由エネルギー曲線⁽¹⁹⁾。赤線で HCP 相、青線で FCC 相の自由エネルギー曲線を示しており、赤い帯は今回調査した Mn および Ni の組成範囲を示す。(オンラインカラー)

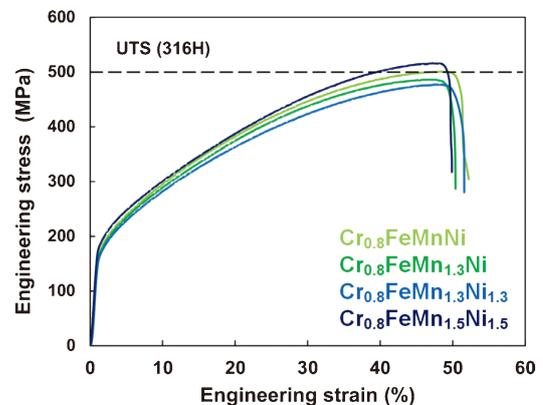


図 2 室温における $\text{Cr}_{0.8}\text{FeMn}_y\text{Ni}_z$ 合金の応力ひずみ曲線⁽¹⁹⁾。(オンラインカラー)

1.5)) となるよう秤量し、アーク溶解にて合金インゴットを得た。インゴットに対して $1160^\circ\text{C} \times 24$ 時間の均質化熱処理を施し、90%の冷間圧延にて 0.25 mm 厚の薄板とした後、 $1000^\circ\text{C} \times 4$ 時間の再結晶化熱処理を実施した。図 2 は室温における $\text{Cr}_{0.8}\text{FeMn}_y\text{Ni}_z$ 合金の応力ひずみ曲線を示す⁽¹⁹⁾。引張強さは 500 MPa 程度であり、316 ステンレス鋼と同等の強度を有することがわかる。また降伏後に十分大きな加工硬化を示し、全伸びも非常に大きい。大きな引張延性は、優れた加工硬化特性により塑性不安定の達成が遅延された結果であると推察され、構造材料として有望な材料であると言える。優れた加工硬化特性は、Cantor 合金に代表される FCC 単相ハイエントロピー合金においてしばしばみられるものであり⁽²⁴⁾、低放射化 $\text{Cr}_{0.8}\text{FeMn}_y\text{Ni}_z$ 合金においてもその特性が確認された。

続いて、公称ひずみ $\epsilon = 5\%$ までひずみを導入し、透過型電子顕微鏡 (TEM) を用いて $\langle 111 \rangle$ 方向から拡張転位の幅を精確に測定し、積層欠陥エネルギー γ (mJ/m^2) を算出した。 γ の算出には以下の式を用いた。

$$\gamma = \frac{Gb_p^2}{8\pi d} \left(\frac{2-\nu}{1-\nu} \right) \left(1 - \frac{2\nu \cos(2\beta)}{2-\nu} \right) \quad (3)$$

ここで、拡張転位の幅を d 、部分転位のバーガースベクトルの大きさを b_p 、完全転位のバーガースベクトルと転位線

のなす角を β , 剛性率, ポアソン比をそれぞれ G, ν としている. 各試料の剛性率およびポアソン比は, バルク試料に対して超音波法を用いて測定した. 図3に観察された拡張転位の弱ビーム暗視野(WBDF)像を示す. 拡張転位の幅 d を測定し, 式(3)を用いて各試料の積層欠陥エネルギーを算出し, 合金中の Mn および Ni の濃度の合計で整理したものを図4に示す. Mn+Ni 濃度の増加とともに, 積層欠陥エネルギーが増大することがわかる. これは上述の熱力学計算で示

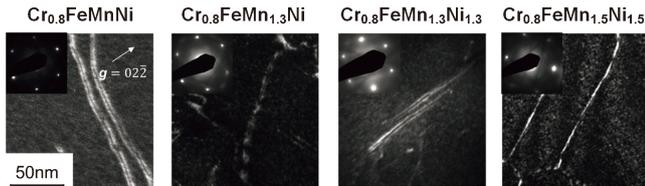


図3 5%ひずみを与えた $\text{Cr}_{0.8}\text{FeMn}_y\text{Ni}_z$ 合金中の拡張転位の弱ビーム暗視野像 ($B=111, g=022, g/5g$ で撮影)⁽¹⁹⁾. (オンラインカラー)

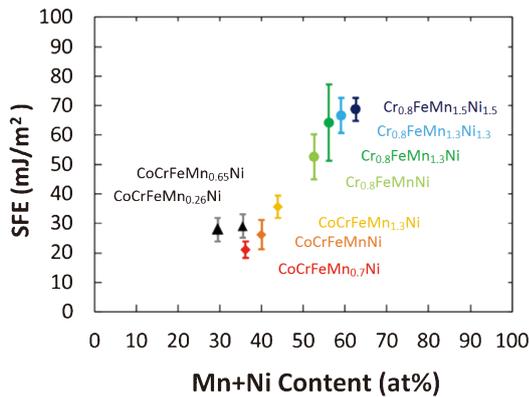


図4 $\text{CoCrFeMn}_x\text{Ni}_y$ 合金および $\text{Cr}_{0.8}\text{FeMn}_y\text{Ni}_z$ 合金における積層欠陥エネルギーの Mn+Ni 濃度依存性⁽¹⁸⁾⁽¹⁹⁾. 比較のため, $\text{CoCrFeMn}_{0.26}\text{Ni}$ および $\text{CoCrFeMn}_{0.65}\text{Ni}$ もプロットした⁽²⁵⁾. (オンラインカラー)

された傾向と整合するものであり, $\text{CoCrFeMn}_x\text{Ni}_y$ 合金および低放射化 $\text{Cr}_{0.8}\text{FeMn}_y\text{Ni}_z$ 合金において, 合金を構成する元素の濃度を調整することにより, 積層欠陥エネルギーをコントロールできることを示している.

3. 照射欠陥形成に対する積層欠陥エネルギーの影響

積層欠陥エネルギーが増大すると, 積層欠陥を導入するために必要なエネルギーが大きくなるため, 積層欠陥であるフランク型転位ループや積層欠陥四面体 (FCC 結晶中の (111) 面で囲まれた四面体) といった照射欠陥の形成が抑制されると期待される. 一般に, FCC 系の金属は BCC 系の金属に比べて積層欠陥エネルギーが低く, 広範な温度域で積層欠陥型の照射欠陥が形成することが知られている⁽²⁶⁾⁻⁽²⁸⁾. 照射欠陥は, 運動転位に対する障害物として作用し, 材料の機械的特性の変化, すなわち照射硬化や照射脆化を引き起こす. 転位に対する障害物の大きさや数密度から, 材料強度の変化量を見積もる関係式として, オロワン強化機構が挙げられる⁽²⁹⁾.

$$\Delta\sigma_y = M\alpha\mu b\sqrt{Nd} \quad (4)$$

ここで, $\Delta\sigma_y$ は降伏応力の増加分, M はテイラー因子, α は障害物の強度因子, μ は剛性率, b はパーガースベクトルの大きさ, N は障害物の数密度, d は障害物のサイズである. 式(4)から明らかなように, 照射硬化量は障害物の数密度 N と障害物のサイズ d の平方根に比例する. 著者らは, 電子線照射またはイオン照射を用い, ハイエントロピー合金中に積層欠陥型の照射欠陥であるフランクループを導入し, N および d を評価した.

図5に超高压電子顕微鏡を用いて400°Cで0.2 dpaまで電子線照射した $\text{Cr}_{0.8}\text{FeMn}_y\text{Ni}_z$ 合金の損傷組織を示す. 弾き出し断面積は $4.0 \times 10^{-23} \text{ cm}^2$ とした. いずれの像も, 観察している結晶粒を $\langle 110 \rangle$ 方向からみた像である. 図5の中段に示す暗視野像は, 電子回折像上にあらわれた $\langle 111 \rangle$ 方向に垂

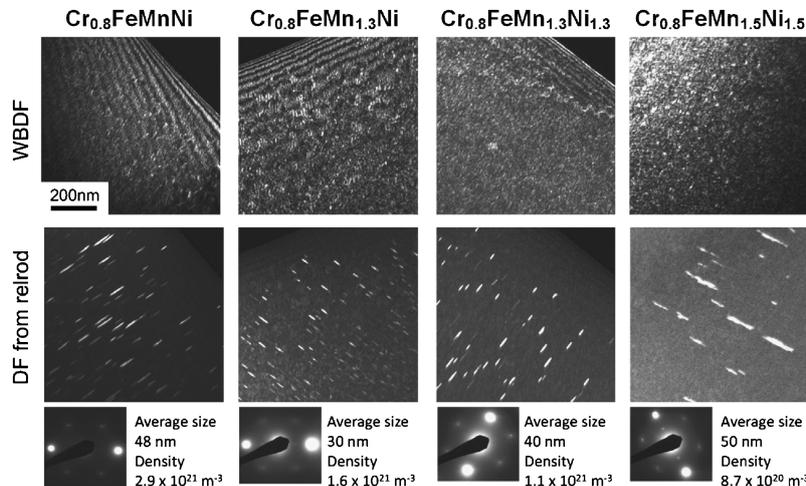


図5 $\text{Cr}_{0.8}\text{FeMn}_y\text{Ni}_z$ 合金の電子線照射による損傷組織⁽¹⁹⁾. 上段: WBDF 像, 中段: (111)面上のフランクループを結像させた暗視野像, 下段: 電子線回折像.

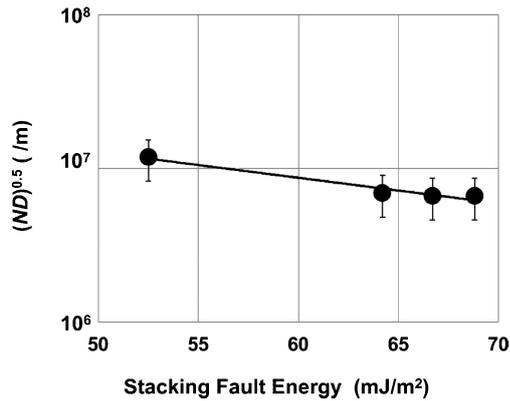


図6 フランク型転位ループの数密度 N と平均サイズ d の積 $N*d$ と積層欠陥エネルギーの関係⁽¹⁹⁾.

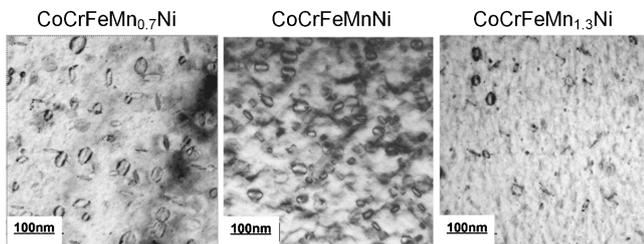


図7 500°Cで Kr^{2+} イオンを照射した $CoCrFeMn_xNi$ 合金 ($x = 0.7, 1, 1.3$) の損傷組織の明視野像 ($B = 110, g = 200$ で撮影)⁽¹⁸⁾.

直なレルロッドを用いて結像したものであり、(111)面上に形成したフランクループが白い線状のコントラストとして観察される⁽³⁰⁾。図5より、電子線照射により形成したフランクループのサイズや数密度は、試料ごとに異なることがわかる。各試料におけるフランクループのサイズ d 、数密度 N を測定し、それらの積 $N*d$ を求め、積層欠陥エネルギーで整理すると図6のようになる。図6から明らかなように、積層欠陥エネルギーの増加に伴い $N*d$ の平方根は減少することがわかる。次に、五元系の $CoCrFeMn_xNi$ 合金に対し Kr^{2+} イオンを500°C、1 dpa まで照射し、得られた転位ループ組織を図7に示す⁽¹⁸⁾。転位ループ内側におけるフリンジの有無から、いずれの合金にもフランクループおよび完全転位ループが形成し、解析の結果フランクループの大きさは $CoCrFeMn_{1.3}Ni < CoCrFeMnNi < CoCrFeMn_{0.7}Ni$ となった⁽¹⁸⁾。各合金の積層欠陥エネルギーの大きさを鑑みると(図4参照)、積層欠陥エネルギーの増加とともにフランクループのサイズが減少したことがわかる。

以上の結果から、ハイエントロピー合金では積層欠陥エネルギーを制御可能であり、結果として積層欠陥型の照射欠陥であるフランクループのサイズの減少や、照射硬化に直接的に寄与する $N*d$ 値の低下が示された。ただし、積層欠陥エネルギーの増大が積層欠陥型の照射欠陥の形成・成長を抑制するメカニズムは、いまだ議論の途上である。定性的には、積層欠陥エネルギーの増加は、積層欠陥を導入するために必要なエネルギーが増大することを意味し、積層欠陥の総表面

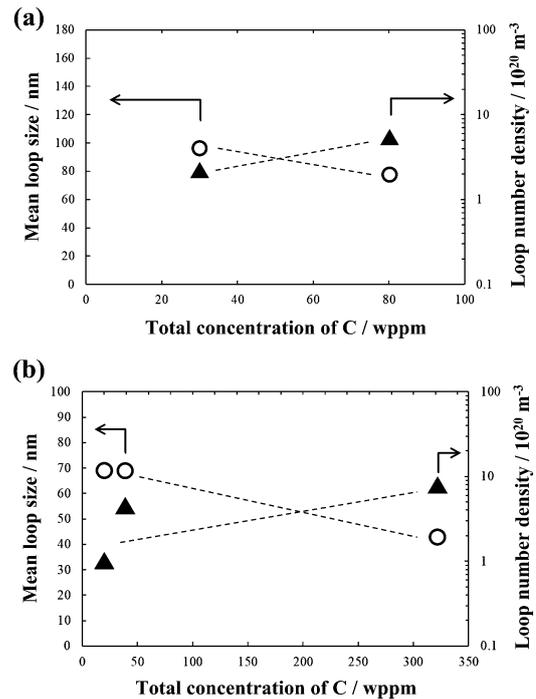


図8 (a) Cantor 合金および (b) $Cr_{0.8}FeMnNi$ 合金に形成したフランクループのサイズおよび密度の炭素濃度依存性。

積を減少させるものと推察されるが、欠陥の形成または成長のどちらにより大きく影響するのかについては、今後の実験的データの蓄積と、計算科学的考察⁽³¹⁾の進展が待たれるところである。

4. HEA 中の不純物原子が損傷組織発達に及ぼす影響

照射損傷による損傷組織の発達において、不純物の影響はよく知られている。例えばオーステナイト鋼中のマトリクスに固溶する格子間原子型の炭素や窒素は、その混入量が数十 ppm から数百 ppm の範囲であっても、転位ループの成長速度、飽和数密度に影響することが知られ、これは点欠陥が不純物原子にトラップされるためであると説明される⁽³²⁾⁻⁽³⁴⁾。また、核変換により生成するヘリウムや水素などのガス元素は、原子空孔に容易に捕獲され、空孔型集合体の形成・成長挙動に大きな影響を及ぼす⁽³⁵⁾⁽³⁶⁾。しかし、ハイエントロピー合金中の不純物の影響は、損傷組織の発達に対する影響はもとより、機械的特性や相安定性の面においても、あまり議論がなされていない。そこでハイエントロピー合金における不純物原子の影響にかかる基礎研究として、FCC 型の Cantor 合金 ($CoCrFeMnNi$) および低放射化 $Cr_{0.8}FeMnNi$ 合金における炭素および窒素の効果を調べた。炭素濃度および窒素濃度を 19~320 wtpm の範囲で変動させた試料をアーク溶解にて作製し、超高压電子顕微鏡を用いて400°Cで電子線照射を行った。図8に形成されたフランクループの大きさおよび密度を炭素濃度で整理したものを示す。両合金ともに、炭素量の増加に伴いフランクループのサイズが減少し、数密度が増加していることがわかる。一方、

窒素濃度の依存性については、Cantor 合金では炭素と同様の傾向がみられたのに対し、Cr_{0.8}FeMnNi 合金ではサイズ、数密度とも明確な傾向はみられなかった。以上より、ハイエントロピー合金においても不純物原子の存在によりフランクフルプのような点欠陥集合体の形成・成長に大きな影響を及ぼすことが明らかとなるとともに、その影響の有無や大小は不純物原子種により異なる可能性が示唆された。このことは、ハイエントロピー合金も従来合金と同様に不純物原子濃度の制御が重要であることを示している。

5. お わ り に

低放射化ハイエントロピー合金の研究開発に関する成果として、Cantor 合金をベースにCoを除去した低放射化Cr_{0.8}FeMnNi合金を中心に、構成元素濃度を変動させることによる積層欠陥エネルギーの制御と、照射欠陥の形成挙動について示した。当該合金の基本的な機械特性は316ステンレス鋼と同等であり、MnまたはNiの濃度を変化させることにより積層欠陥エネルギーを制御可能であること、さらに照射欠陥の詳細な解析により照射硬化の抑制が示唆される結果を得た。また、点欠陥集合体形成に対し不純物原子濃度の制御が重要であることを指摘した。ハイエントロピー合金の照射損傷過程には、大きな格子歪み、遅い拡散効果、積層欠陥エネルギーが影響するものと考えられる。これらを制御し、照射による機械的特性変化の抑制を探索するには、多様な材料組成デザインを可能とするハイエントロピー合金は重要な研究対象である。

本稿で紹介した研究は、日本学術振興会科学研究費助成事業(JP19H05161, JP20K05125, JP21H00136)の援助により行われました。ここに謝意を表します。

文 献

(1) E. J. Pickering, A. W. Carruthers, P. J. Barron, S. C. Middleburgh, D. E. J. Armstrong and A. S. Gandy: *Entropy*; **23** (2021), 98.
 (2) 乾 晴行編著：“ハイエントロピー合金：カクテル効果が生み出す多彩な新物性”，内田老鶴圃，(2020).
 (3) O. N. Senkov, G. B. Wilks, J. M. Scott and D. B. Miracle: *Intermetallics*, **19**(2011), 698–706.
 (4) Y. F. Ye, Q. Wang, J. Lu, C. T. Liu and Y. Yang: *Mater. Today*, **19**(2016), 349–362.
 (5) B. Gludovatz, A. Hohenwarter, D. Catoor, E. H. Chang, E. P. George and R. O. Ritchie: *Science*, **345**(2014), 1153–1158.
 (6) E. P. George, D. Raabe and R. O. Ritchie: *Nat. Rev. Mater.*, **4** (2019), 515–534.
 (7) D. B. Miracle and O. N. Senkov: *Acta Mater.*, **122**(2017), 448–511.
 (8) C. Lu, L. Niu, N. Chen, K. Jin, T. Yang, P. Xiu, Y. Zhang, F. Gao, H. Bei, S. Shi, M.-R. He, I. M. Robertson, W. J. Weber and L. Wang: *Nat. Commun.*, **7**(2016), 13564.
 (9) Y. Zhang, G. M. Stocks, K. Jin, C. Lu, H. Bei, B. C. Sales, L. Wang, L. K. Béland, R. E. Stoller, G. D. Samolyuk, M. Caro, A. Caro and W. J. Weber: *Nat. Commun.*, **6**(2015), 1–9.
 (10) D. S. Aidhy, C. Lu, K. Jin, H. Bei, Y. Zhang, L. Wang and W. J. Weber: *Acta Mater.*, **99**(2015), 69–76.
 (11) Z. Cheng, J. Sun, X. Gao, Y. Wang, J. Cui, T. Wang and H.

Chang: *J. Alloys Compd.*, **930**(2023), 166768.
 (12) T. Nagase, P. D. Rack, J. H. Noh and T. Egami: *Intermetallics*, **59**(2015), 32–42.
 (13) C. Parkin, M. Moorehead, M. Elbakhshwan, X. Zhang, P. Xiu, L. He, M. Bachhav, K. Sridharan and A. Couet: *J. Nucl. Mater.*, **565**(2022), 153733.
 (14) S. Zhao, Y. Zhang and W. J. Weber: *High Entropy Alloys: Irradiation*, in: *Encycl. Mater. Met. Alloy.*, Elsevier, (2022), 533–547.
 (15) C. Li, X. Hu, T. Yang, N. A. P. K. Kumar, B. D. Wirth and S. J. Zinkle: *J. Nucl. Mater.*, **527**(2019), 151838.
 (16) B. Cantor, I. T. H. Chang, P. Knight and A. J. B. Vincent: *Mater. Sci. Eng. A*, **375–377**(2004), 213–218.
 (17) K.-Y. Tsai, M.-H. Tsai and J.-W. Yeh: *Acta Mater.*, **61** (2013), 4887–4897.
 (18) N. Hashimoto, T. Fukushi, E. Wada and W.-Y. Chen: *J. Nucl. Mater.*, **545**(2021), 152642.
 (19) N. Hashimoto, E. Wada and H. Oka: *J. Nucl. Mater.*, **566** (2022), 153767.
 (20) O. N. Senkov, J. D. Miller, D. B. Miracle and C. Woodward: *Nat. Commun.*, **6**(2015), 1–10.
 (21) S. Gorsse, J.-P. Couzinié and D. B. Miracle: *Comptes Rendus Phys.*, **19**(2018), 721–736.
 (22) Y. Zhang, S. Zhao, W. J. Weber, K. Nordlund, F. Granberg and F. Djurabekova: *Curr. Opin. Solid State Mater. Sci.*, **21**(2017), 221–237.
 (23) G. B. Olson and M. Cohen: *Metall. Trans. A*, **7**(1976), 1897–1904.
 (24) S. Yoshida, T. Ikeuchi, T. Bhattacharjee, Y. Bai, A. Shibata and N. Tsuji: *Acta Mater.*, **171**(2019), 201–215.
 (25) S. F. Liu, Y. Wu, H. T. Wang, J. Y. He, J. B. Liu, C. X. Chen, X. J. Liu, H. Wang and Z. P. Lu: *Intermetallics*, **93**(2018), 269–273.
 (26) S. J. Zinkle: *Compr. Nucl. Mater.*, Elsevier, (2020), 91–129.
 (27) B. N. Singh and S. J. Zinkle: *J. Nucl. Mater.*, **206**(1993), 212–229.
 (28) G. S. Was: *J. Nucl. Mater.*, **367–370**(2007), 11–20.
 (29) E. Orowan: *Inst. Met. London*, (1948), 451.
 (30) D. J. Edwards, E. P. Simonen and S. M. Bruemmer: *J. Nucl. Mater.*, **317**(2003), 13–31.
 (31) S. Hayakawa, T. Okita, M. Itakura, T. Kawabata and K. Suzuki: *J. Mater. Sci.*, **54**(2019), 11096–11110.
 (32) C. Domain, C. S. Becquart and J. Foct: *Phys. Rev. B*, **69** (2004), 144112.
 (33) N. Hashimoto, S. Sakuraya, J. Tanimoto and S. Ohnuki: *J. Nucl. Mater.*, **445**(2014), 224–226.
 (34) K. Nakata, Y. Katano, I. Masaoka and K. Shiraishi: *J. Nucl. Mater.*, **122**(1984), 639–643.
 (35) N. Hashimoto, J. Tanimoto, T. Kubota, H. Kinoshita and S. Ohnuki: *J. Nucl. Mater.*, **442**(2013), S796–S799.
 (36) Y. Hidaka, S. Ohnuki, H. Takahashi and S. Watanabe: *J. Nucl. Mater.*, **212–215**(1994), 330–335.

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★

岡 弘

2014年 北海道大学大学院工学院博士後期課程修了

2014年4月 日本原子力研究開発機構 研究員

2020年4月 現職

専門分野：原子力材料，照射損傷，高温強度

◎原子炉構造材料・炉心材料の研究開発に従事。電子顕微鏡を用いた微細組織解析。

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★



岡 弘



橋本直幸