1 解説

照射誘起偏析と材料特性への影響

(北海道大学工学部) 高橋 平七郎, 竹山 太郎

軽水炉を初め高速増殖炉, 核融合炉材料の問題として, 合金元素の偏析現象は重要な課題である。特に長期間に多量の中性子により照射損傷を受けた材料は, 照射により生成された点欠陥とその欠陥集合体形成および溶質原子との相互作用により, 様々な照射誘起現象をひき起こして材料脆化の原因となる。このような観点から材料の照射損傷の素過程である点欠陥と2次欠陥の生成, 成長ならびに溶質原子との相互作用効果とその基本過程を説明する。この相互作用効果および電子線, イオン, 中性子照射実験の資料に基づき, 非平衡現象である照射誘起偏析機構を原子寸法効果, 逆カーケンドール効果, 複合体および結合エネルギー効果から解説する。さらに, 材料特性と関連の大きい粒界偏析ならびに粒界移動など結晶粒界の照射下の挙動についても検討する。

I. はじめに

現在すでに実用化されている軽水炉を初め, 将来の実現を目指した高速増殖炉, さらに核融合炉構成材料に関連した未解決な問題は多く, 炉の安全性や未来炉の可能性を位置づけるための研究が急務の課題となっている。このような状況下で材料の改良・開発はもちろん, その機構を明確にすべき基礎から応用にいたる広範な研究が進められている⁽¹⁾。特に炉材料は中性子により照射を受けるという特殊な環境下におかれるため, 温度, 応力などの影響のほかに照射損傷を伴い, 材料内部に生ずる諸現象は非常に複雑となると同時に, 実際の材料特性に重大な影響を及ぼすことになる。

材料が中性子照射環境にさらされた場合に発生する最も基本的な過程は, 材料中に入射した高エネルギー粒子(中性子)と材料を構成している結晶原子の衝突で生ずる点欠陥(原子空孔, 格子間原子)の挙動である。不純物や合金元素を含まない純金属結晶では, 原子空孔(以下, 空孔)と格子間原子は相互に再結合するか, または表面や粒界などの点欠陥の優先的な消滅場所(以下, シンク)に向け移動消滅, あるいは各欠陥が集合し転位ループやボイドなどの2次欠陥を形成する。

これに対し, 合金においては点欠陥の素過程は基本的に純金属結晶と同じであるが, 点欠陥の拡散移動中に結晶中に含有する異種原子(溶質原子, 不純物)と作用し, その結果, 点欠陥の挙動および合金元素の存在状態が照射以前と異なり, 種々の組織が結晶中に誘起される。この照射過程で生ずる現象に照射誘起偏析がある⁽²⁾。この現象は照射欠陥の流れ(移動)と深くかわり, 点欠陥と溶質原子との相互作用による溶質原子の

輸送によってひき起こされるため, 材料照射においてはその特性への影響が大きい。このように照射によって生ずる現象は多くの複雑な過程が複合して起こるため熱力学的平衡論のみでは説明できない。

近年, それら機構解明のため, 各種の研究方法が用いられてきた。特に材料特性の解明や開発のための基本因子を求める基礎研究には, 電子顕微鏡による“*in situ*”実験を行い, 照射損傷過程の直接観察, イオン加速器照射実験によるカスケード効果, He, H注入効果など, 機械的性質と密接に関連する内部組織変化に関する研究が行われている⁽³⁾⁻⁽⁶⁾。

本稿では, 材料特性に最も影響の大きい照射誘起偏析現象について, 照射点欠陥と溶質原子の相互作用に注目して最近の研究に基づいて概説する。

II. 照射欠陥の基本挙動

1. 点欠陥の素過程

最初に, 照射によって生成する結晶中の点欠陥の挙動について述べる。

電子, イオン, 中性子など各種高エネルギー粒子が結晶を構成する原子と衝突すると, 粒子のエネルギーの一部はそれら格子原子に伝達され, 格子位置から原子がはじき出されるに十分なエネルギー(しきいエネルギー)であれば, 原子は格子位置を離れて結晶格子間位置に侵入し, いわゆる格子間原子となる。また最初の位置には原子のない状態, すなわち空孔を形成する。

Irradiation-Induced Segregation and Its Effect on Materials Characteristics, Heishichiro TAKAHASHI, Taro TAKEYAMA.

(1985年 4月9日 受理)

このような衝突はじき出しが多数の粒子線によって生じ、容易に熱平衡濃度以上の点欠陥が結晶中に導入される。

いま、照射によって生成される空孔および格子間原子の濃度をそれぞれ C_v, C_i とすると、各欠陥の濃度は照射時間とともに変化し、その濃度変化は次式で与えられる⁽⁷⁾⁽⁸⁾。

$$dC_v/dt = K_0 - K_{iv}C_iC_v(D_i + D_v) - K_{vv}CC_vD_v \quad (1)$$

$$dC_i/dt = K_0 - K_{iv}C_iC_v(D_i + D_v) - K_{ii}CC_iD_i \quad (2)$$

ここで、 D_i, D_v : おのおの格子間原子ならびに空孔の拡散係数

K_0 : 照射による点欠陥生成速度
(displacement per atom/second)

K_{iv}, K_{vv}, K_{ii} : それぞれ再結合係数およびシンク濃度 C のときの空孔と格子間原子の消滅係数

(1), (2) 式の第 2 項は空孔と格子間原子の再結合による欠陥消滅量、第 3 項は各点欠陥が粒界、表面等のシンクで消滅する量を表わす。これらの式から C_i, C_v は照射時間とともに最初は一定割合で増加し、次いで準定常状態を経て、最終的には生成される点欠陥濃度と消滅欠陥量がバランスする ($dC_v/dt=0, dC_i/dt=0$) 定常状態に達する。もちろんこのときの定常状態での C_i, C_v 濃度は再結合効果あるいはシンク濃度の程度によって異なり、おのおの次式で与えられる⁽⁹⁾。

(1) 再結合が顕著な場合:

$$C_i = 1/D_i \times \sqrt{K_0 D_v / K_{iv}} \quad (3)$$

$$C_v = \sqrt{K_0 / K_{iv} D_v} \quad (4)$$

(2) 高シンク濃度のため点欠陥消滅がシンクで起こる場合:

$$C_i = K_0 / K_{iv} D_i \cdot C \quad (5)$$

$$C_v = K_0 / K_{vv} D_v \cdot C \quad (6)$$

このように最終的に到達する定常状態の欠陥濃度は各欠陥の消滅様式やシンク濃度に依存する。

以上に述べた点欠陥濃度が照射とともに変化する過程で、易動度の大きい点欠陥が最初に互いに結合、集合して 2 次欠陥を形成する。照射継続とともにそれらの 2 次欠陥は成長する。例として、定常状態における転位ループ(格子間型)成長を考える。その成長速度は

$$dl/dt = A(k_i C_i D_i - k_v C_v D_v) \quad (7)$$

で与えられる。 k_i, k_v はおのおの格子間原子および空孔の転位ループにおける吸収断面係数で転位のひずみ

エネルギーと関係する。一般に $k_i > k_v$ のため、転位ループは格子間原子を優先的に吸収し成長する。(7) 式は (1), (2) 式の定常状態を考慮することによって、次式のように表わされる⁽¹⁰⁾。

$$dl/dt = A(k_i - k_v) / k_i \cdot K_0^{1/2} \cdot D_v^{1/2} \quad (8)$$

$$D_v = B a^2 \nu_v \exp(S_v^M/k) \exp(-E_v^M/kT) \quad (9)$$

ここで、 a : 格子定数

E_v^M : 空孔移動エネルギー

ν_v : 空孔の振動因子

S_v^M : 空孔移動エンタルピー

k : ボルツマン定数

T : 絶対温度

電子顕微鏡を用いた照射中の転位ループ成長速度を直接測定することにより、(8), (9) 式から E_v^M を求めることができる⁽¹¹⁾。

2. 溶質原子と点欠陥の相互作用

前節で述べた不純物等の含有しない純金属結晶とは別に、溶質原子が合金化などの目的で添加されている場合には、その溶質と点欠陥の相互作用効果を考慮しなければならない。次にその主な効果を述べる。

(1) トラッピング効果

照射で生成した点欠陥は一定の温度以上で拡散移動する。その過程で溶質原子と会合すると、両者は相互作用の強さによって、一体となって複合体を形成するか、または点欠陥は溶質原子に捕捉(トラップ)される。例として、空孔の拡散過程におけるトラップを考える⁽¹²⁾。

第 1 図に示すように、空孔が結晶内のシンクに移動する過程で溶質原子によって数回トラップされると仮定する。その時のトラップ半径を R_i 、次のトラップまでの平均拡散時間を $\bar{t}$ 、トラップ位置(溶質)に空孔が滞っている時間を τ とすると、有効拡散係数 D_e は、トラップのない場合、 t 時間に動く空孔の平均 2 剰距離

$$\langle r^2 \rangle = 6 D_0 t \quad (10)$$

と、トラップのある場合の平均 2 剰距離

$$\langle r^2 \rangle = 6 D_0 t = 6 D_e (\bar{t} + \tau) \quad (11)$$

およびトラップ割合が $4\pi C_i R_i D_0$ で $1/\bar{t}$ に等しくなることを考慮すると、有効拡散係数は次式で表わされる。

$$D_e = D_0 / (1 + 4\pi C_i R_i \tau D_0) \quad (12)$$

さらにトラップ効果が強く作用すると、 $4\pi C_i R_i \tau D_0 \gg 1$ となり、

$$D_e = 1 / (4\pi C_i R_i \tau) \quad (13)$$

$$\text{ここで、} \tau = \tau_0 \exp((E_s + E_v^M)/kT) \quad (14)$$

(13), (14) 式から

$$D_e = \tau_0^{-1} \exp(-(E_s + E_v^M)/kT) / 4\pi C_i R_i \quad (15)$$

第1図 点欠陥(空孔)のシンクへの移動経路

ここで、 E_B : 空孔と溶質原子の結合エネルギー
 τ_0 : トラップ位置の振動因子

(15)式から明らかなように溶質濃度 C_s が高いか、あるいは E_B が大きいほど、空孔の拡散は抑制されることになる。

上述のトラッピング過程では溶質原子の移動を無視し、空孔のみの拡散過程を考えたが、そのほかに、溶質原子の移動を伴う場合がある。次にその効果を述べる。

(2) 複合体形成の効果

点欠陥と溶質原子の相互作用が強いと、両者が強く結合して安定な複合体を形成する。温度が低くこれら複合体が移動できない場合は、そのまま合金中に存在するが、複合体の形態で移動が起こり得る十分な高温では、複合体として拡散あるいは成長する。また、複合体の形では点欠陥単独の拡散よりも拡散移動し難くなる。それゆえ、易動度の高い格子間原子が溶質原子と複合体を形成した場合は、空孔の方が逆に相対移動

度を増加することも生じ得る⁽¹³⁾。このように、溶質原子の移動が点欠陥の拡散過程で相互作用を伴いつつ行われるため、溶質濃度変化による偏析現象に及ぼす複合体の影響は大きい。

Ⅲ. 照射誘起諸現象とその機構

中性子、イオン、電子などの高エネルギー粒子線の照射を受けた材料では、熱処理などによって生じた平衡状態図から予想される平衡相が損傷を受けると同時に、①照射拡散促進⁽¹⁴⁾、②析出相不安定⁽¹⁵⁾、③照射誘起規則-不規則化⁽¹⁶⁾、④相状態図の変化⁽¹⁷⁾、⑤照射誘起偏析・析出⁽¹⁸⁾⁽¹⁹⁾など種々の照射誘起現象が生じ、合金構造の崩壊や物質移動は非平衡的に起こる。

本稿では、材料特性に強く影響する照射誘起偏析について記述する。

偏析は通常、粒界や他の界面等へ溶質原子が移動して表面自由エネルギーを低下する過程で生ずる(平衡偏析)。一方、照射下では多量の点欠陥が継続して導入され、この場合は、溶質原子の移動は点欠陥の拡散に誘起され、その欠陥の消滅する粒界等のシンクにおいて濃化あるいは枯渇する(非平衡偏析)。このような誘起偏析に関するモデルは確立されていないが、本章ではこれまで提唱されている機構について概説する。

1. 溶質原子の寸法効果

照射誘起偏析の最初の報告はOkamotoとWiedersichによる⁽²⁰⁾。彼らはFe-18Cr-8Ni-1Si合金をNi⁺イオン照射し、Si, Niは表面に濃化し、Crは減少することを観察した。この偏析は溶質原子と溶媒原子の原子寸法(サイズ)の差に依存することを提唱した。原子サイズ因子の定義は、溶質(A)、溶媒(B)原子の体積、 Ω_A, Ω_B

(a) Cu-2%Ni 合金

(b) Ni-2%Cu 合金

第2図 電子線照射による粒界近傍の溶質原子濃度分布

とすると, $Q = (Q_A - Q_B)/Q_A$ として定義され⁽²¹⁾, $Q < 0$ の時は溶質原子はアンダーサイズ, $Q > 0$ の時はオーバーサイズである。なお, 合金系によっては各元素濃度に依存して原子体積変化が起こるため, 有効原子体積値が用いられている。

著者らは電子線, イオン, 中性子照射とEDS分析法を用いて照射後の濃度分布を測定し, 各種合金の偏析と

サイズ効果の相関を研究してきた^{(22)~(24)}。第2図(a), (b) はNi-Cu系合金の粒界での照射後の濃度変化を示す。全域固溶体である本合金は, Ni基合金では粒界でCuの濃度は減少し, Cu基合金ではNi濃度が増加している。同様の照射偏析実験を面心立方型および体心立方型2元系合金ならびにFe基3元系合金について行い, その偏析効果を明らかにした結果を第1表に示す。

第1表 各種合金の照射によるシンクにおける濃度変化と寸法因子

照射方法	合金系 (%)	溶質濃度	寸法因子† (%)	照射方法	合金系 (%)	溶質濃度	寸法因子† (%)
電子線	Cu-2%Ni	濃縮	- 8.45	C ⁺ イオン	Fe-13%Cr	濃縮	+ 4.36
	Cu-2%Ag	枯渇	+43.52		Cr		
	Cu-2%Fe	濃縮	- 0.28††		Fe-13%Cr-1%Si	濃縮	+ 4.36
	Ni-2%Cu	枯渇	+ 7.18		Cr		
	Ni-8%Si	濃縮	- 5.81		Si	//	- 7.88
	Ni-6%Al	枯渇	+14.70		Fe-13%Cr-1%Ti	枯渇	+ 4.36
	Ag-0.17%Cu	濃縮	-27.75		Cr		
	Fe-1%Mn	枯渇	+ 4.89		Ti	濃縮	+14.44
	Fe-5.13%Cr	//	+ 4.36	中性子	V-3%Fe	濃縮	-18.86
	Fe-2%Mo	//	+27.51		V-3%Mo	枯渇	+ 9.83
	Fe-1%Ti	//	+14.44		V-3%Nb	//	+27.93

† $Q = \frac{Q_B^* - Q_A}{Q_A}$, †† $Q = \frac{Q_B - Q_A}{Q_A}$ (Q : 体積寸法因子, Q_A, Q_B : 溶質 α , 溶媒 β の原子体積, Q_B^* : 溶質 β の有効原子体積)

表に明らかなように, 各合金系とも(体心立方型, 面心立方型)電子線や中性子などによる照射手段と無関係に結晶粒界, ボイドなど点欠陥シンクで溶質濃度が変化している。また, この濃度変化と溶質原子の寸法とを対比した場合, C⁺イオン照射データを除きすべての照射合金系でサイズ効果が認められ, アンダーサイズ原子はシンクで濃化するのに対して, オーバーサイズ原子は逆にその濃度を減少している。このように置換型合金系では偏析はサイズ効果に依存している, 一方

C⁺イオン照射によって合金中に侵入型元素であるCが注入され, かつこの元素と強い親和力を有するCr, Tiのような元素が合金化されている場合は, 粒界などで容易に炭化物を形成する結果, サイズ効果を示さなくなる。しかし, Cとの結合力の異なる元素が2元素以上存在すると, 最も結合の強い元素(例えばTi)と優先的に炭化物を形成し, Crのように比較的Cとの親和力の弱い元素のみが再びサイズ効果に従って, シンクでその濃度を低下する(第3図(a), (b)参照)。

第3図(a), (b) Fe-13%Cr-1%Si合金とFe-13%Cr-1%Ti合金におけるC⁺イオン(200 keV)照射後の粒界近傍の溶質原子濃度分布

以上のように、多くの合金系の偏析傾向(濃化または枯渇)は溶質と溶媒原子間の原子サイズの差異によるサイズ効果で説明できる。

次に、この効果によって照射誘起偏析が生ずる理由を簡単に述べる。まず、空孔あるいは格子間原子が溶質原子と相互作用するための主な駆動力として、弾性的相互作用の主因であるひずみエネルギーが大きく関与している。また、格子間原子の移動は面心立方型金属では[100]亜鉛型(ダンベル)、体心立方型金属の場合は[110]亜鉛型の構造を介して行われることが知られているが、溶質原子が存在する場合には溶媒原子と混合亜鉛型(ミックスダンベル)配列をとり、さらにひずみエネルギーの点から好都合な配列になるように両者の位置を交換する⁽²⁵⁾⁽²⁶⁾。この場合、アンダーサイズの溶質原子と交換するのが有利であるため、その過程でミックスダンベル形態を保ちつつ溶質原子は格子間原子の流れる方向と同一方向へ移動する。

一方、オーバーサイズ原子に対しては周囲とのひずみエネルギー緩和に空孔との相互作用がより有効であるため、溶質原子は空孔に引き付けられる。この場合、拡散が空孔との交換機構で行われる時には、溶質原子の流れは空孔と全く逆方向となる。

以上の移動過程から明白なように、アンダーサイズ原子はシンクでその濃度を増加し、また、オーバーサイズ原子は逆に減少することになる。

2. 逆カーケンドール効果と偏析

通常知られているカーケンドール効果は熱平衡の空孔濃度のもとで拡散が起こり、合金成分の濃度勾配とその拡散係数の相違により空孔機構を介して溶質原子の拡散が行われる。これに対し、逆カーケンドール効果は照射で導入された非平衡の過剰濃度の点欠陥が移動する過程で溶質原子が移動する現象である⁽²⁷⁾。したがって、照射点欠陥のシンクへの流動によって偏析が生ずる。

いま、この効果による偏析挙動について、成分 α, β からなる2元合金を例に考える。多量に生成される点欠陥は定常的にシンクに向け流動するため、シンク位置と素地中の欠陥濃度は異なる。このような状況下でシンクへ移動する空孔の流束を J_v とすると、各成分の流束 J_α, J_β は J_v に相当する($J_v = J_\alpha + J_\beta$)量の拡散をもたらす。 α, β の拡散係数、濃度を $D_\alpha^\circ, D_\beta^\circ$ および C_α, C_β とすると、 $J_\alpha = D_\alpha^\circ C_\alpha, J_\beta = D_\beta^\circ C_\beta$ であるから、 α 成分の拡散が β 成分より早い($D_\alpha^\circ > D_\beta^\circ$)場合、シンクでの成分濃度は $C_\beta > C_\alpha$ となる。同様に、 α, β の格子間原子の拡散係数を D_α', D_β' とすると、 $D_\alpha' > D_\beta'$

のとき $C_\alpha > C_\beta$ となり、シンクでの α 成分濃度が高くなる。このような逆カーケンドール効果によって生ずる成分濃度変化を α 成分について、各点欠陥の拡散係数を初め空孔濃度勾配(∇C_v)、照射促進拡散係数($D_\alpha^{irr}, D_\beta^{irr}$)、および α, β 原子の交換による格子間原子拡散係数(D_I^α, D_I^β)、熱力学的因子(A)を用いて、 α 成分濃度勾配(∇C_α)として次のように与えられている⁽²⁸⁾。

$$\nabla C_\alpha = D_I^\alpha \cdot D_I^\beta / A (D_I^\beta D_\alpha^{irr} + D_I^\alpha D_\beta^{irr}) \cdot (D_\alpha^\circ / D_\beta^\circ - D_\alpha' / D_\beta') \nabla C_v \quad (16)$$

上式から予想される α 成分のシンク近傍の濃度変化の状態を模式的に第4図に示す。

第4図 シンク近傍における α, β 2元合金の α 成分の濃度変化と点欠陥拡散係数との関係

なお、この逆カーケンドール効果によって引き起こされる偏析は高濃度合金において現れると思われる。

3. 溶質原子と点欠陥の結合効果

高濃度合金とは異なり希薄合金においては、照射点欠陥と溶質原子はその拡散過程で相互にトラッピングしたり、あるいは種々の複合体を形成して点欠陥のシ

H_{ii}^B, H_{vi}^B はおのおの格子間原子および空孔と溶質原子との結合エネルギー

第5図 溶質原子の偏析に及ぼす結合エネルギー効果

たが、比較的高温で照射すると、粒界偏析のほかに急速な析出形成、ボイド発生を伴う粒界移動現象が現れることが最近報告されている⁽³⁷⁾⁽³⁸⁾。第8図はその1例で、照射下の粒界移動とその移動前後の溶質原子の偏析状況を示す。偏析は粒界移動した領域全体において観察され、粒界移動による偏析領域の広がりが起こることが示唆される。

第8図 316 L鋼を873 Kで40 dpaまで電子線照射したときの粒界移動とその近傍における溶質原子の濃度分布

粒界移動の駆動力は、未照射材の加工後の再結晶・成長の場合とは必ずしも同じでないと考えられており、照射下の移動の駆動力として、結晶方位差による点欠陥生成率の相違、粒界に流入する空孔と格子間原子量の不均衡、偏析や析出形成に伴う粒界エネルギー変化など種々の要因が考えられているが詳細は不明である。しかし、この粒界移動は点欠陥の粒界への流入と粒界拡散とに深く関連していると考えられるから、再結晶温度以下の点欠陥が十分な易動度を有する温度で粒界は移動可能である。それゆえ、照射下クリープ挙動に大きく影響することになり、照射下の機械的特性を解明するための今後の研究が期待される。

以上、本稿では照射点欠陥挙動、溶質原子との相互作用に基づく偏析、それに伴う相変化、さらに粒界挙動等について概説した。照射環境下に現れる多くの誘起現象はほとんどが非平衡現象であり、また2元系合

金から多元系合金である実用合金になると、さらにその現象は複雑となる。それゆえ、材料特性を左右する諸因子を解明して照射に耐え得る優れた材料を開発するため、モデル合金を基とした基礎的かつ系統的研究が重要な課題である。

—参考文献—

- (1) エネルギー特別研究(核融合)研究成果報告会予稿集, エネルギー特別研究(核融合)総合総括班, (1983).
- (2) HOLLAND, J.R., MANSUR, L.K., POTTER, O.I.: "Phase Stability During Irradiation", (Ed. Met. Soc. AIME), (1980).
- (3) Proc. Int. Conf. on Fundamental Aspects of Radiation Damage in Metals, Gatlinburg, USA, (1975).
- (4) ARSENAULT, R.J.: "Defects and Defect Clusters in BCC Metals and Their Alloys", (Ed. Nucl. Metall.), Vol. 18, (1973).
- (5) WATSON, J.S., WIFFEN, F.W.: "Radiation Effects and Tritium Technology for Fusion Reactors", (Ed. USERDA), (1976).
- (6) Proc. 3rd Topical Mtg. on Fusion Reactor Materials, Albuquerque, USA, (1983).
- (7) SHARP, J.V.: AERE-6267, (1969).
- (8) SZIMMANN, R.: J. Nucl. Mater., 69&70, 386 (1978).
- (9) SAILE, B.: Ph. D. Thesis, Univ. of Stuttgart, (1982).
- (10) KIRITANI, M., TAKATA, H., MORIYAMA, K., FUJITA, F.E.: Phil. Mag., A40, 779 (1979).
- (11) KIRITANI, M., TAKATA, H.: J. Nucl. Mater., 69 & 70, 277 (1978).
- (12) SCHROEDER, K.: 文献(3), p525.
- (13) TAKAHASHI, H., URBAN, K.: Phys. Status Solidi, (a) 67, 347 (1981).
- (14) ADDA, Y., BEYELER, M., BREBEC, G.: Thin Solid Film, 25, 107 (1975).
- (15) MAYDET, S.I., RUSSELL, K.C.: J. Nucl. Mater., 64, 101 (1977).
- (16) SIEGEL, S.: Phys. Rev., 25, 1823 (1949).
- (17) MARTIN, G.: Phil. Mag., A38, 131 (1978).
- (18) CAUVIN, R., MARTIN, G.: J. Nucl. Mater., 83, 67 (1979).
- (19) OKAMOTO, P.R., REHN, L.E.: ibid., 83, 2 (1979).
- (20) OKAMOTO, P.R., WIEDERSICH, H.: ibid., 53, 242 (1974).
- (21) KING, H.W.: J. Mater. Sci., 1, 79 (1966).
- (22) TAKEYAMA, T., OHNUKI, S., TAKAHASHI, H.: Scr. Metall., 14, 1105 (1980).
- (23) TAKAHASHI, H., OHNUKI, S., TAKEYAMA, T.: J. Nucl. Mater., 103&104, 1415 (1981).
- (24) OHNUKI, S., TAKAHASHI, H., TAKEYAMA, T.: ibid., 103&104, 1121 (1981).
- (25) JOHNSON, R.A., LAM, N.Q.: Phys. Rev., B13, 4364 (1976).
- (26) DEDERICH, P.H., LEHMANN, G., SCHÖBER, H.R., SCHOLZ, A., ZELLER, R.: J. Nucl. Mater., 69, 176 (1978).
- (27) MARWICK, A.D.: J. Phys., F8, 1849 (1978).
- (28) WIEDERSICH, H., OKAMOTO, P.R., LAM, N.Q.: J. Nucl. Mater., 83, 98 (1979).
- (29) JOHNSON, R.A., LAM, N.Q.: Phys. Rev., B13, 4364

- (1976).
- (30) 伊藤正彦, 小野瀬庄二, 小野尚士, 柚原俊一: 原子力学会「昭59年会」要旨集, J 16, (1984).
- (31) KAUFMAN, L., WATKIN, J.S., GITTUS, J.H., Miodownik, A.P.: *CALPHAD*, Vol. 1, 281 (1977).
- (32) LEE, E.H., MAZIASZ, P.J., ROWCLIFFE, A.F.: 文献 (2), p 191.
- (33) LAM, N.Q.: To be published in *Proc. Symp. on Radiation Damage Analysis for Fusion Reactors*, St. Louis, USA, (1982).
- (34) STANLEY, J.T., GARR, K.R.: *Met. Trans.*, 6A, 531 (1975).
- (35) PORTER, D.L., WOOD, E.L.: *J. Nucl. Mater.*, 83, 90 (1979).
- (36) KEEFER, D.W., PARD, A.G., RHODES, C.G., KRAMER, D.: *ibid.*, 39, 229 (1971).
- (37) OHNUKI, S., TAKAHASHI, H., TAKEYAMA, T.: To be published in *Proc. 12th Int. Symp. on Effects of Radiation on Materials*, Williamsburg, USA, (1984).
- (38) NAKATA, K., KATANO, Y., MASAOKA, I., SHIRAIISHI, K.: To be published in *Proc. 1st Int. Conf. on Fusion Reactor Materials*, Tokyo Japan, (1984).

Nuclear Research in Australia

—オーストラリアの原子力研究—

David G. Walker (Chief Executive Officer,
Aust. At. Energy Commission)

(1985年3月28日 本会「昭60年会」(武蔵工大)で特別講演)

座 長 (FBEC) 伊 藤 登 氏

オーストラリアは多くの国々と事情が異なり, 原子力発電導入に向けた研究を現在ほとんど実施していない。連邦政府も州政府も原子力発電所の建設に反対か, もしくは実施しないとの立場をとっている。その理由は, 部分的には世界的な反核の流れということもあるが, 基本的にはオーストラリアがエネルギーの需要地に近いところに十分な化石燃料資源を有しており, かつ発電所容量も小さくてよいので, 資源的にも経済的にも原子力発電を必要としないということである。したがって, 原子力に関する研究は発電炉開発とは別の方向, すなわち, ウラン鉱山による環境影響の低減, 放射性廃棄物処理処分, 保障措置, 放射線や放射性物質の利用等に重点が置かれている。なお, 核物理やプラズマ物理の研究は伝統的に大学で行われている。

オーストラリア原子力委員会(AAEC)が設立された1953年頃, 主要課題はウラン資源の開発であり, 1955年に Lucas Heights にそのための研究所が設立され, 1958年には高中性子束研究炉(HIFAR)が完成した。当初, 研究開発は発電炉開発の方向で進められていたが, 1970年代初期にオーストラリアでは発電炉の導入をずっと遅らせてよいことが明確になり, 研究開発の方向が変更された。現在, AAEC

は, 年間約5,000万A\$(約90億円)の予算で以下の7分野の研究を進めている。

- (1) 環境科学: ウラン鉱山の影響低減と水理学へのRI利用
- (2) 廃棄物処理処分: SYNROC 概念の研究, 工業・医療利用のRI 廃棄物の安全取扱い
- (3) RI と放射線の医療利用: 放射性薬剤の生産と診断用放射性薬剤の新規開発
- (4) RI と放射線の工業利用: 各種用途の開拓, 食品照射の研究, 計測機器開発, 測定標準化
- (5) 核工学: 保障措置の研究, 核融合研究
- (6) 基礎研究: 材料科学, 核物理, 核工学の研究
- (7) 研究支援: 数学および計算技術, 計測技術, 環境モニタリング, 材料加工および処理, 高放射能取扱い, 実験動物飼育, 原子炉運転管理

国立の研究機関における活動としては, このほかに, Australian Radiation Laboratory (ARL)における放射能や線量に関する国の標準を定める活動と, The Commonwealth Scientific and Industrial Research Organization (CSIRO)に含まれる2つの組織, 金属物理部とエネルギー化学部の活動とがある。

また, オーストラリア国立大学(ANU)を初めとするいくつかの大学では, プラズマ物理, レーザー物理, 核物理等が理論・実験の両面で研究されている。

上述のように, オーストラリアの原子力研究は主として連邦政府によって行われているが, 発電炉開発のものではない。しかし, オーストラリアの大量のウラン資源への関心は有しており, 核燃料サイクルの研究への支援は継続している。

(抄訳・海外原子力調査研究連絡会)