高速中性子照射した SUS316 ステンレス鋼における 照射誘起フェライト相

伊藤 正彦* 小野瀬庄二* 柚原 俊一*

J. Japan Inst. Metals, Vol. 51, No. 12 (1987), pp. 1101-1107

Formation of Ferritic Phase in Type 316 Stainless Steel by Fast Neutron Irradiation

Masahiko Itoh*, Shoji Onose* and Shunichi Yuhara*

Formation of the ferritic phase was observed in 10% cold-worked Type 316 stainless steel specimens at temperatures ranging from 680 to 790 K by neutron irradiations up to a fluence of $6.4 \times 10^{26} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$) in the experimental fast reactor "JOYO". The ferritic phase dissolved on further irradiation. With increase in irradiation temperature, the formation and dissolution of the ferritic phase occurred at lower fluences.

The ferritic phase formed adjacent to M_6C precipitated at grain and twin boundaries in steels at an early stage of irradiation. The M_6C precipitate is evidently enriched by solute elements. The enrichment of Ni in the M_6C is thought to induce the ferritic phase formation in a Ni-depleted region. As the neutron fluence increased, Ni is supplied to the grain boundary by a radiation-induced segregation mechanism. This Ni segregation to the grain boundary appears to annihilate the radiation-induced ferritic phase.

(Received April 30, 1987)

Keywords: austenitic (316) stainless steel, fast neutron irradiation, precipitates, ferritic phase formation, radiation induced segregation, electron microscope

I. はじめに

高速増殖炉 (FBR) の炉心材料として、オーステナイト系ステンレス鋼が使用されている。燃料集合体等に使用される炉心材料は 2~3 年に及ぶ使用期間中に 650~950 K の高温にさらされ、 $2 \sim 3 \times 10^{27} \text{ m}^{-2}$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$, 以下省略) の高速中性子照射を受ける。SUS316 系のオーステナイトステンレス鋼は相平衡上準安定状態であるため、FBR 炉心材料使用条件のような高温では、使用中に相変化が生じる可能性がある。Watkins ら⁽¹⁾による Fe-Cr-Ni 3 元系合金の平衡状態図や Shao と Machlin⁽²⁾の計算による 923 K における 316 ステンレス鋼の平衡状態図では、316 ステンレス鋼は FBR の使用温度範囲でオーステナイトおよびフェライトの 2 相、またはオーステナイト、フェライトおよび σ 相の 3 相平衡状態にあるが、一般には準安定状態から平衡状態への相変化は緩慢である。このため、316 ステンレス鋼は炉内使用中に、このような平衡状態に到達す

るとは限らない。Weiss と Stickler⁽³⁾および Maziasz⁽⁴⁾は熱時効によるステンレス鋼の組織変化を調べ、時効温度が 770 K を超えると、 M_{23}C_6 が析出し、時効温度が 870 K、時効時間が 36 Ms ($1 \times 10^4 \text{ h}$) を超えると、 σ 相が析出することを示したが、フェライト相は生成されなかったと報告している。一方、Stoter⁽⁵⁾は 923 K で 100.8 Ms ($2.8 \times 10^4 \text{ h}$) の熱時効をした 316 ステンレス鋼の結晶粒界にフェライト相が生成されることを確認した。

高速中性子照射により生成される格子欠陥は変態に対する核生成場所となったり⁽⁶⁾、原子の拡散を促進するため⁽⁷⁾、照射誘起による相変化が起こると報告されている。

Stanley と Hendrickson⁽⁸⁾は EBR-II で最大 $7.8 \times 10^{26} \text{ m}^{-2}$ まで照射した 316 ステンレス鋼の磁気的性質の測定によって、照射誘起フェライト相が生成されることを確認した。一方、Porter と Wood⁽⁹⁾は 316 ステンレス鋼 (溶体化処理材および 20% 冷間加工材) を EBR-II で、770 K、 $7.8 \times 10^{26} \text{ m}^{-2}$ まで照射した試料中にはフェライト相が生成するが、673 K で $6 \times 10^{26} \text{ m}^{-2}$ まで照射した試料中には

* 動力炉・核燃料開発事業団大洗工学センター燃料材料開発部照射材料試験室 (Materials Monitoring Section, Fuels and Materials Division, O-arai Engineering Center, PNC, O-arai, Ibaraki)

フェライト相は生成しないことを示した。Mazey ら⁽¹⁰⁾は Ni イオン照射した Fe-12Cr-15Ni 合金中にフェライト相が生成されることを確認した。

熱時効温度が 900 K 以下の 316 ステンレス鋼中にフェライト相が観察された例は無いが、中性子や重イオン照射したオーステナイト系ステンレス鋼には、フェライト相が生成することが多くの研究者⁽⁸⁾⁻⁽¹²⁾によって確認されている。しかし、フェライト相の生成と析出物との相関関係、フェライト相の生成・成長と消滅に及ぼす照射量の影響やそれらの過程の照射温度依存性については必ずしも明らかにされているとはいえない。

材料の高温強度、延性などの機械的性質は内部組織、特に結晶粒界の性質に影響される場合が多い。照射材の結晶粒界の性質に影響を与えるものとして、粒界析出や粒界偏析現象がある。粒界偏析現象の 1 つであるフェライト相の生成挙動を明らかにすることは、材料の照射後の機械的性

質の変化を理解する上で重要なことである。そこで、「常陽」で照射した SUS316 ステンレス鋼燃料被覆管を使用し、鋼中のフェライト相の生成と析出物、照射誘起偏析の関係並びに照射温度および照射量依存性を明らかにすることを目的として、エネルギー分散型 X 線分析装置(以下 EDX という)を付属した電子顕微鏡を利用して、フェライト相の挙動を検討した。

II. 実 験 方 法

本実験に供した材料は 10% の冷間加工を施した SUS316 ステンレス鋼である。供試材の化学成分を Table 1 に示す。両者の相違は、スエリングおよび高温強度に影響する微量成分の P および B 含有量並びに溶体化処理条件である。

供試材の未照射時の組織を Fig.1 に示す。材料 A の場合、結晶粒内に数 10 nm 程度の未固溶炭化物が認められ

Table 1 Chemical compositions and thermomechanical treatment Type 316 stainless steel (%).

Material	Chemical composition(mass %)									Solution treatment		Cold work
	C	Si	Ni	Cr	Mo	Mn	P	B	Fe	Temp.(K)	Time(s)	(%)
A	0.05	0.53	12.98	16.26	2.40	1.52	0.018	0.0012	Bal.	1283	120	10
B	0.064	0.55	13.73	17.41	2.48	1.65	0.002	0.0005	Bal.	1323	60	13

Fig.1 Microstructures of unirradiated Type 316 stainless steel specimens (a) optical micrograph of longitudinal section of steel A, (b) electron micrograph of steel A (c) optical micrograph of longitudinal section of steel B, and (d) electron micrograph of steel B.

Table 2 Irradiation condition for Type 316 stainless steels.

Specimen No.	Material	Irradiation condition		Irradiation time (EFPD*)
		Neutron fluence(m ⁻²)	Temperature(K)	
A- 1	A	1.4×10 ²⁶	730	144(12.4 Ms)
A- 2	A	1.5×10 ²⁶	710	144
A- 3, B- 1	A, B	1.5×10 ²⁶	750	174(15.0 Ms)
A- 4, B- 2	A, B	1.9×10 ²⁶	730	174
A- 5, B- 3	A, B	2.0×10 ²⁶	710	174
A- 6, B- 4	A, B	1.6×10 ²⁶	790	248(21.4 Ms)
A- 7, B- 5	A, B	2.2×10 ²⁶	770	248
A- 8, B- 6	A, B	2.6×10 ²⁶	740	248
A- 9, B- 7	A, B	2.3×10 ²⁶	790	284(24.5 Ms)
A-10, B- 8	A, B	3.1×10 ²⁶	770	284
A-11, B- 9	A, B	3.6×10 ²⁶	740	284
A-12	A	3.1×10 ²⁶	770	366(31.6 Ms)
A-13	A	3.8×10 ²⁶	750	366
A-14	A	3.9×10 ²⁶	690	366
A-15	A	4.2×10 ²⁶	730	366
A-16	A	3.5×10 ²⁶	780	366
A-17	A	4.5×10 ²⁶	760	366
A-18	A	4.9×10 ²⁶	730	366
A-19, B-10	A, B	4.8×10 ²⁶	790	407(35.2 Ms)
A-20, B-11	A, B	4.9×10 ²⁶	680	407
A-21, B-12	A, B	5.9×10 ²⁶	770	407
A-22, B-13	A, B	6.4×10 ²⁶	740	407

* Effective full power days.

るが、材料 B の場合、未固溶炭化物は認められない。この未固溶炭化物は、電子線回折(SAD)によって、M₂₃C₆であり、その金属成分組成は EDX によって、Cr; 64.3%, Fe; 19.9%, Mo; 12.8%, Ni; 3%であることを確かめた。また、両材料とも冷間加工の際に導入された板状の α' -マルテンサイト相は観られるものの、フェライト相は観られなかった。

これらの材料は燃料被覆管(外径 6.3 mm, 肉厚 0.35 mm)として、高速実験炉「常陽」で最大 6.4×10²⁶ m⁻²まで照射し、照射後、燃料被覆管より 3 mm 径の板状試料を切出し、供試材とした。3 mm 径の試料より薄膜試料への調製は twin-jet 法により行った。試料調製法の詳細は既に報告している⁽¹³⁾ので、ここでは省略する。さらに析出物中の金属成分の定量を行うため、薄膜試料より抽出レプリカを採取した。このようにして作製した各試験片の照射温度、照射量および照射時間を Table 2 に示す。

組織観察は走査透過型電子顕微鏡(H700H)を用いて、加速電圧 200 kV で行った。また、オーステナイト素地、フェライト相および析出物中の金属成分の分析はエネルギー分散型 X 線分析装置(KEVEX7000Q)によって行った。金属成分の定量は EDX によって得られた X 線データを Cliff-Lorimer 法⁽¹⁴⁾で処理することによって行った。なお、走査透過型電子顕微鏡による観察箇所はナトリウム腐食等の影響を考慮して、燃料被覆管の肉厚中心部とした。

III. 実験結果

Fig.2 に照射後の SUS316 ステンレス鋼の組織を示す。750 K で 1.5×10²⁶ m⁻²まで照射した試料の結晶粒界に炭化物の析出は観られるものの、フェライト相は観られない

(Fig.2(a))。この炭化物は SAD によって、ダイヤモンド格子で、その格子定数 a_0 は 1.06 nm[†]であることから、M₆C であると結論できる。さらに、EDX によって、M₆C は M₂₃C₆ に比べて、Ni と Si 濃度の高い析出物(Ni が約 30%, Si が約 10%)であることを確かめた。これに対し、770 K で 3.1×10²⁶ m⁻²まで照射した試料(A-12)では、フェライト相が観察された(Fig.2(b))。このフェライト相は結晶粒界の三重点に現れ、これに隣接して、M₆C の析出が観られた。照射温度が 760 K では、照射量が約 4×10²⁶ m⁻²を超える試料(例えば、試料 A-17)ではフェライト相は観られない。この試料の結晶粒界 M₆C は試料 A-12 に比べて大きく成長している。材料 B の場合も材料 A と同じ挙動を示す。

Fig.3 に 740 K で 3.6×10²⁶ m⁻²まで照射した試料(A-11)の結晶粒界三重点に観られるフェライト相および M₆C の EDX による金属成分の分析結果を示す。フェライト相は Fig.3(a)透過像の消衰縞を有する部分である。この部分は α -Fe と同じ体心立方格子(bcc)で、格子定数は 0.29 nm であることを SAD によって確かめた。また、EDX によれば、Fe; 92%, Cr; 6%, Ni; 2%の組成を有し、オーステナイト素地の Fe; 60%, Cr; 16.5%, Ni; 13%, Mo; 2.4%, Si; 0.5% に比べて、極端に溶質元素の少ない成分となっている。Fig.3(c)はフェライト相に隣接する M₆C の典型的な EDX スペクトルである。この析出物は Cr; 37%, Ni; 31%, Fe; 12%, Mo; 11%, Si; 9% であり、オーステナイト素地に比べて、溶質元素濃度が高く、また、M₂₃C₆ に比べて、Ni および Si の濃度が高い。

Table 2 に示す試料について、フェライト相および

† 未照射材で観られた M₂₃C₆ は面心立方格子で、その格子定数 a_0 は 1.03 nm である。

Fig.2 Bright-field image of steel A, (a) no ferritic formation by irradiation to a neutron fluence of $1.5 \times 10^{26} \text{ m}^{-2}$ (specimen A-3), and (b) ferritic formation near the grain boundary by irradiation to a neutron fluence of $3.1 \times 10^{26} \text{ m}^{-2}$ (specimen A-12).

Fig.3 Ferritic phase nucleated and M_6C precipitation near the grain boundary in specimen A-12 irradiated to neutron fluence of $3.1 \times 10^{26} \text{ m}^{-2}$ at 770 K (a) bright-field image, (b) EDX spectrum of the ferritic phase, and (c) EDX spectrum of M_6C .

M_6C の有無を調べた結果を Fig.4 に示す。この図から、フェライト相の生成は照射温度が高い程、低照射量で起こることがわかる。また、フェライト相の観られなくなる照射量も低くなる。このフェライト相は照射量が増すに従って成長し、最大の大きさでは $0.5\ \mu\text{m}$ 程度となり、その後は再び小さくなる。さらに照射量が増すとフェライト相は消滅する。フェライト相の最大の大きさの変化における照射温度依存性は特に認められなかった。また、材料の違いによるフェライト相の生成、成長、消滅挙動の違いは認め

Fig.4 Ferritic formation in irradiated Type 316 stainless steel specimens as a function of fast neutron fluence and irradiation temperature.

Fig.5 A plot of precipitates formation as a function of aging time and aging temperatures for precipitation in Type 316 stainless steel specimens.

られなかった。

Fig.5 に未照射材の析出物形成と時効温度、時効時間の関係 (TTP)⁽³⁾⁽⁴⁾ と本試験結果を合わせて示す。Lee ら⁽¹⁵⁾によれば、316 ステンレス鋼に析出する 7Si-23Mo-31Cr-11Fe-25Ni の組成を有する M_6C は、時効時間が 36 Ms (1×10^4 h) のとき、870 K 以上の時効温度で観察される。これに対して、本結果では 12.6 Ms (3.5×10^3 h) の場合は 730 K、28.8 Ms (8×10^3 h) の場合は 680 K と低い温度で M_6C の析出が観られる。このことから、 M_6C の析出は照射によって、促進されることが明らかとなった。また、照射下で、結晶粒界に析出する炭化物は M_6C であり、 $M_{23}C_6$ の析出は起こらないことも明らかとなった。

Fig.6 に 680 K で、 $4.9 \times 10^{26}\ \text{m}^{-2}$ まで照射した試料 (A-20) の双晶境界部の Ni 濃度変化を示す。双晶境界上に黒点状に観られる部分は M_6C である。この M_6C は大きなものでも $50 \sim 60\ \text{nm}$ と小さく、 M_6C の析出初期のものである。双晶境界上に析出した M_6C と M_6C の間 (Fig.6 中

Fig.6 Nickel content around twin boundary in steel A (specimen A-20) irradiated to a neutron fluence of $4.9 \times 10^{26}\ \text{m}^{-2}$ at 670 K (a) bright-field image, and (b) nickel content.

の位置 3) の Ni 濃度は 11.8% であり、双晶境界より 0.3 μm 以上離れたオーステナイト素地の Ni 濃度 13.1~14.1% に比べて低くなっている。一方、双晶境界上であっても、 M_6C から十分に遠い箇所では Ni 濃度も 13.3~13.9% とオーステナイト素地の Ni 濃度と同程度である (Fig. 6(a) の位置 5 および 6)。

Fig. 7 に 740 K で、 $3.6 \times 10^{26} \text{ m}^{-2}$ まで照射した試料 (A-11) に観られたフェライト相および M_6C 近傍の各金属成分の分布を示す。フェライト相および M_6C 近傍のオーステナイト素地の Ni 濃度は約 13%，Fe および Cr の濃度はそれぞれ 65% および 17% で、未照射材のオーステナイト素地の Ni 濃度と変わらない。これに対して、 M_6C では Fe 濃度が低下し、溶質元素 (Ni, Cr, Mo, Si) 濃度が濃縮され、フェライト相では Fe 濃度が増加し、溶質元素濃度が減少している。

Fig. 7 Concentration profiles of elements near ferritic phase in specimen A-12.

IV. 考 察

照射した SUS316 ステンレス鋼に観られた塊状のフェライト相は、照射誘起 M_6C に隣接している。フェライト相は M_6C の析出初期では認められないが、 M_6C がある程度大きくなると、観察される。このフェライト相は照射量とともに大きさが 0.5 μm 程度まで成長するが、さらに照射量が増すと収縮消滅する。フェライト相の生成、消滅は照射量および照射温度に依存し、照射温度が高い程、低照射量域で起こる。

1. 照射誘起フェライト相

未照射試料では冷間加工によって形成された板状 α' -マルテンサイト相が観られたが、フェライト相は観られなかった。また、720~870 K で、25.2 Ms ($7 \times 10^3 \text{ h}$) まで熱時効した試料では、結晶粒界に沿って、 $M_{23}C_6$ (M: Cr, Fe, Mo; Ni は微量) が析出したが、フェライト相は観られなかった。これまでの報告によれば、316 ステンレス鋼中の熱時効によるフェライト相は 900 K 以上の温度で生成する⁽³⁾⁻⁽⁵⁾。一方、照射下では 900 K 以下であってもフェラ

イト相が生成し、その形状も塊状で、マルテンサイト変態によって生成する板状または針状のものとは異なっている。本試験においても照射試料中に確認された bcc 相は塊状であり、900 K に比べ低い 680~790 K の照射中に生成している。従って、照射試料で観察された bcc 相は照射によって誘起されたものと結論される。この照射誘起フェライト相は M_6C に隣接していることから、 M_6C の析出との相関性が示唆される。

2. フェライト相の生成に及ぼす M_6C の影響

熱時効温度が 900 K 以下では 316 ステンレス鋼中に M_6C は析出しないが、照射下では、680 K で析出が始まる照射促進相である (Fig. 5)。この M_6C はオーステナイト素地に比べて、溶質元素濃度が高い析出物で (Fig. 3)、析出初期ではその近傍の溶質元素濃度を低下させる (Fig. 6)。オーステナイト安定化元素である Ni の濃度は、 M_6C 近傍の結晶粒界や双晶境界では低下しているが、 M_6C から離れるに従って低下は認められなくなる。このような M_6C の析出によるその近傍の Ni 濃度の低下はフェライト化を促進すると考えられる。

花立ら⁽¹⁶⁾ は γ -Fe 中の Ni の拡散について調べ、粒界拡散は粒内拡散よりはるかに速いことを示した。このことは照射下においても変わらず、 M_6C の析出に必要な Ni は結晶粒界から優先的に供給され则认为られる。このことから、結晶粒界における M_6C の析出はその近傍、特に結晶粒界における Ni 濃度を低下させ、フェライト相を生成させる。結晶粒内ではフェライト相は全く観察されないことも、フェライト相の生成に対して、 M_6C の析出による結晶粒界近傍の Ni 濃度の変化が重要な役割を果たすことを示している。 M_6C の析出は照射温度が高い程、短時間すなわち低照射量域で生じる (Fig. 5)。フェライト相の生成もまた、照射温度が高い程、短時間すなわち低照射量域で生じる (Fig. 4)。さらに、照射材の M_6C およびフェライト相近傍のオーステナイト素地中の成分元素濃度は未照射材のそれと変わらないが、 M_6C では溶質元素濃度が増加し、フェライト相では減少している (Fig. 7)。これらのことから、フェライト相の生成は M_6C の析出、成長に伴う M_6C 近傍の溶質元素濃度、特に Ni 濃度の減少によるものと考えられる。

3. 照射誘起偏析現象のフェライト相への影響

照射下では、溶媒 (Fe) に対し、原子径の小さな元素 (アンダーサイズ元素) が結晶粒界や試料表面に集まり、逆に大きな元素 (オーバーサイズ元素) の濃度が低下する照射誘起偏析現象が起こる⁽¹⁷⁾⁻⁽²¹⁾。材料 A を 700 K で $1.0 \times 10^{27} \text{ m}^{-2}$ まで照射したときの結晶粒界近傍の Ni 濃度分布を Fig. 8 に示す⁽¹³⁾。結晶粒界で、照射誘起偏析による Ni 濃度の上昇が認められる。Ni 同様アンダーサイズ元素である Si もまた結晶粒界で濃度の上昇が認められたが、オー

Fig.8 Concentration profiles as a function of distance from grain boundary in steel A after irradiation to a neutron fluence of $1.0 \times 10^{27} \text{ m}^{-2}$ at 700 K.

バーサイズ元素である Cr 濃度の減少は認められなかった。一方、オーステナイト素地では照射量が増す程、Ni 濃度が低下する。このように Ni は照射とともに結晶粒界に向かって移動し、そこで濃度の増加が起こる。照射によって誘起されるフェライト相は結晶粒界部に現れるため、照射量が増加すると、照射誘起偏析現象によって、結晶粒界にオーステナイト安定化元素の Ni が移動し、この結果として、フェライト相が消滅していくものと考えられる。

照射誘起偏析現象からすれば、フェライト相の消滅部はオーステナイト素地と比べて、Ni 濃度が高く、Cr 濃度の低い組成になると考えられる。実際にはこのような組成の部分は観られなかった。これは Cr の原子寸法が大きいに係わらず、寸法効果を示さないことによると考えられる。すなわち、Cr は炭素との親和力が強く、結晶粒界で炭化物として析出し易い元素であるため、結晶粒界で Cr 濃度が上昇する。このことは照射量の高い試料程結晶粒界での M_6C 炭化物 (Cr 濃度; 37%) の析出量が増加することから、容易に推定される。高橋ら⁽²²⁾は Fe-Cr 合金をイオン照射し、結晶粒界で Cr 濃度が上昇し、寸法効果を示さなかったと報告している。このようなことから、高照射試料では、結晶粒界近傍に Ni, Cr 等の溶質元素が拡散移動し、濃度上昇が起き、この結果としてフェライト相が消滅し、観察されなかったものと考えられる。

結局、フェライト相の生成、消滅は照射に伴う Ni の移動によって、起きると結論づけられる。

V. ま と め

高速炉で、最高 $6.4 \times 10^{26} \text{ m}^{-2}$ まで照射した 10% 冷間加工 SUS316 ステンレス鋼について、EDX を付属した走査透過型電子顕微鏡を使用して、フェライト相の生成、 M_6C の析出および照射誘起偏析の関係について調べた。この結果次のことが明らかとなった。

- (1) 照射によって誘起されるフェライト相は $92\text{Fe}-6\text{Cr}-2\text{Ni}$ の組成を有し、結晶粒界や双晶境界に生成される。
- (2) 照射量が低い領域では M_6C が析出し、照射量が増

加し、ある程度 M_6C が成長するとフェライト相が生成する。さらに、照射量が増すとフェライト相は消滅する。このフェライト相の生成、消滅は照射温度が高い程、低照射量域で起きる。

(3) 塊状 M_6C の析出はその近傍のオーステナイト相を安定化する Ni 濃度を低下させ、その結果としてフェライト相が生成される。

(4) 照射誘起偏析効果による Ni の結晶粒界への移動は、結晶粒界近傍のフェライト相を消滅させる。

文 献

- (1) J.S.Watkins, J.H.Gittus and J.Standring: *Proc. Intern. Conf. Radiation Effects in Breeder Reactor Structural Materials*, Eds. M.L.Bleiberg and J.W.Bennett, Met. Soc. AIME, New York, (1977), p.821.
- (2) J.Shao and E.S.Machlin: *Metall. Trans. A*, 10A(1979), 585.
- (3) B.Weiss and R.Stickler: *Metall. Trans.*, 3 (1972), 851.
- (4) P.J.Maziasz: *Conf. Proc. The Metal Science of Stainless Steels*, Eds. E.W.Collings and H.W.King, Metall. Soc. AIME, (1978), p.160.
- (5) L.P.Stoter: *J. Mater. Sci.*, 16(1981), 1039.
- (6) G.Martin: *Phil. Mag.*, A38(1978), 131.
- (7) Y.Adda, M.Beyeler and G.Brebec: *Thin Solid Film*, 25(1975), 107.
- (8) J.T.Stanley and L.E.Hendrickson: *J. Nucl. Mater.*, 80(1979), 69.
- (9) D.L.Porter and E.L.Wood: *J. Nucl. Mater.*, 83(1979), 90.
- (10) D.J.Mazey, D.R.Harries and J.A.Hudson: *J. Nucl. Mater.*, 89(1979), 155.
- (11) J.T.Stanley and K.R.Garr: *Metall. Trans.*, 6A(1975), 531.
- (12) D.W.Keefer, A.G.Pard, C.G.Phodes and D.Kramer: *J. Nucl. Mater.*, 83(1979), 229.
- (13) 伊藤正彦, 小野瀬庄二: *日本金属学会誌*, 49(1985), 389.
- (14) G.Cliff and G.W.Lorimer: *J. Microscopy*, 103(1975), 203.
- (15) E.H.Lee, P.J.Maziasz and A.F.Rowcliff: *Phase Stability During Irradiation*, Eds. J.R.Holland *et al.*, Metall. Soc. AIME, (1980), p.191.
- (16) 花立有功, 山本光政, 三谷裕康: *日本金属学会誌*, 41(1977), 1211.
- (17) P.R.Okamoto and H.W.Wiedersich: *J. Nucl. Mater.*, 53(1974), 336.
- (18) P.R.Okamoto and L.H.Lehn: *J. Nucl. Mater.*, 83(1979), 2.
- (19) T.Takeyama, S.Ohnuki and H.Takahashi: *Scr. Metall.*, 14(1980), 1105.
- (20) J.L.Brimhall, D.R.Baer and R.H.Jones: *J. Nucl. Mater.*, 103 & 104(1974), 1199.
- (21) V.K.Sethi and P.R.Okamoto: *Phase Stability During Irradiation*, Eds. J.R.Holland *et al.*, Metall. Soc. AIME, (1980), p.109.
- (22) 高橋平七郎, 竹山太郎: *日本原子力学会誌*, 27(1985), 507.