高速炉照射による316ステンレス鋼のボイドスエリングと組織変化

伊 藤 正 彦* 小野瀬 庄 二*

J. Japan Inst. Metals Vol. 49, No. 6 (1985), pp. 389-396

Void Swelling and Microstructural Change of Type 316 Stainless Steel by Irradiation in Fast Reactors

Masahiko Itoh* and Shouji Onose*

Void swelling and microstructural change during irradiation were investigated for Type 316 stainless steels different in the fabrication process and/or the phosphorus content. The relation between Ni content and swelling was also examined. The irradiations were performed in the Japan Experimental Fast Reactor JOYO, the French fast reactor Phenix, etc.

The irradiated specimens were examined by a scanning transmission electron microscope equipped with an energy dispersive X-ray analyser. Results obtained are summarized as follows.

- (1) Phosphorus in the steel was found to be effective as a swelling inhibitor.
- (2) Cold work reduced the swelling of the steel.
- (3) The segregation of Ni to grainboundaries, precipitates and surroundings of voids decreased the Ni content in the austenite matrix.
- (4) With increaseing swelling, the initial Ni content of 13% decreased to approximately 9% Ni in the austenite matrix.

(Received December 7, 1984)

Keywords : austenitic stainless steel, scanning transmission electron microscope, irradiation, void swelling, precipitates, cold work, segregation, fast reactor

I. 緒 言

中性子照射(以下「照射」と略す.)によるボイドの生成はCawthorneとFulton⁽¹⁾によって、英国ドンレー高速炉(DFR)で燃料被覆管として使用されたオーステナイト系ステンレス鋼に初めて見出された。以来、ボイドの生成、成長に伴う高速炉炉心材料のふくれ(スエリング)は、燃料要素や燃料集合体の変形を引き起こし、高速炉燃料の使用寿命を左右する重要な制限因子として注目されて来た。このため、高速炉炉心材料開発にとって、ボイドスエリング現象は避けて通ることのできない問題となり、ボイドの生成、成長に関して幅広い研究が行われて来た⁽²⁾⁽³⁾。最近ではボイドの生成、成長は照射下での材料内に起こる析出反応や溶質原子の偏析等の組織の変化と深く関わっていることが明らかになって来た⁽⁴⁾。中でも照射誘起偏析の現象はOkamotoとWiedersichによって初めて報告され⁽⁵⁾、理論的、実験的な検討がなされ、これは溶質原子と溶媒原子の原子寸法の相違に依存する照射欠陥と溶質原子の相互作用

に起因することが明らかとなった⁽⁶⁾。この照射誘起偏析はボイドの核発生、生成に影響することから、材料開発の立場から注目され始め、この種の研究に力が注がれている⁽⁷⁾⁽⁸⁾。一方、スエリングは照射初期のボイド核の発生までの潜伏期、照射量に比例して一定速度で増加する定常スエリング期および両者の間の遷移期の3時期に分けることができる。この中で組織変化の影響が顕著に現れる時期が遷移期である⁽⁹⁾。Bragerらは照射した316ステンレス鋼のマトリックス中のNi濃度は遷移期で照射とともに減少し、定常スエリング期では一定値となることを示した⁽¹⁰⁾。Thomasは分析電子顕微鏡を用いて、最高 $1.7 \times 10^{27} \text{ n/m}^2$ まで照射したTi添加316ステンレス鋼のマトリックス中のNi濃度を測定し、Ni濃度はスエリングの増加とともに減少し、スエリングが7%のとき、初期のNi濃度13.5%が約8%となることを示した⁽¹¹⁾。しかし、316ステンレス鋼のNi挙動に関しては、現在、必ずしも明確にされているとはいえない。そこで、本報告では高速炉で照射された316ステンレス鋼のスエリングおよびNiの挙動につい

* 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 (Fuel and Material Division, O-arai Engineering Center, Power Reactor and Nuclear Fuel Development Corporation, O-arai, Ibaraki)

Table 1 Chemical composition of Type 316 stainless steels (mass%).

Material	C	Si	Ni	Cr	Mo	Mn	P	B	S	N	Fe
A	0.045	0.60	12.53	16.84	2.64	1.68	0.014	0.0003	0.011	0.0292	Bal.
B	0.06	0.57	13.15	16.95	2.37	1.57	0.003	0.0002	0.012	0.0258	Bal.
C	0.05	0.53	12.94	16.26	2.40	1.52	0.018	0.0012	0.009	0.0243	Bal.
D	0.07	0.50	13.10	16.50	2.50	1.77	0.018	0.0002	0.009	0.0280	Bal.
E	0.058	0.45	13.92	17.75	2.26	1.75	0.027	0.0019	0.004	0.0065	Bal.
F	0.059	0.54	13.05	17.35	2.44	1.63	0.029	0.0012	0.010	0.0080	Bal.

て調べ、スエリングに及ぼす材料因子の効果および Ni の偏析挙動との関係を明らかにすることを目的として、エネルギー分散型分析装置 (EDX) を付属した走査透過型電子顕微鏡を用いて行った試験の結果について報告する。

II. 実験方法

本研究に使用した材料は、溶体化処理 (1323 K-600 s, 空冷), 10% および 20% の冷間加工の施された 316 ステンレス鋼である。これら材料の化学成分を **Table 1** に示す。

これら材料は高速実験炉「常陽」、英国の高速炉 DFR, 仏国の高速炉 Rapsodie および Phenix で最高 1.3×10^{27} n/m^2 ($E > 1.6 \times 10^{-14}$ J (0.1 MeV)) まで照射された。各々の炉に於ける各材料の照射条件を **Table 2** に示す。

照射後、被覆管 (肉厚: $3.5 \sim 4.5 \times 10^{-4}$ m) の形状を持つ材料は、約 2×10^{-2} m の長さに切断し、さらにこれを 2 分割する。この 2 分割されたものを約 1.5×10^{-4} m の厚さまで化学研磨する。このとき化学研磨液は 50% 塩酸, 10% 硝酸, 5% リン酸溶液を用いた。その後、Twin-jet 法によって最終研磨を行い薄膜試料を得た。この最終研磨に用いた研磨液は 5% 過塩素酸, 95% 酢酸混合液である。また研磨条件は液温 288~290 K, 電圧 70 V, 電流 0.13~0.15 A であった。さらに析出物中の金属成分の定量を行うため、アセチルセルロースフィルムを用いた二段レプリカ法により、析出物を抽出した。その後、カーボン蒸着を行い、抽出した析出物をレプリカ膜に固定した。

観察は EDX を付属した H 700H 走査透過型電子顕微鏡によって、加速電圧 200 kV で行った。なお、試料ホルダーは被覆管の曲率半径を持つ試料を装着できるように改造したホルダーを使用した。

ボイドの分布状態、径、密度は透過型電子顕微鏡観察によって調べた。観察部の試料厚さはステレオ法によって測定した。EDX による析出物およびマトリックス中の金属成分分析はビーム径を 10~40 nm に絞り行った。

照射量 3.6×10^{26} n/m^2 , 1 年間 (31.5 Ms) 冷却後の薄膜試料は、試料から約 3 cm の位置で、 1.1×10^{-5} mC/kg·s (150 mR/h) の空間線量率を有す。

この放射能は主として ^{54}Mn によるが、この外、 γ 線放射体の ^{58}Co および電子吸収によって崩壊する ^{55}Fe も含まれている。この 3 つの核種はそれぞれ Cr, Mn および Fe の特性 X 線を放出する。このため、EDX を用いた定量分析の際は、電子線により励起されることによって放出され

Table 2 Irradiation condition for Type 316 stainless steel.

Reactor	Irradiation condition		Materials
	Fluence (n/m^2 ; $E > 1.6 \times 10^{-14}$ J)	Temperature (K)	
Rapsodie	9.5×10^{26}	723	A
DFR	$1.9 \sim 7.8 \times 10^{26}$	503~773	B
Phenix	$6 \sim 13 \times 10^{26}$	673~893	C, D, E, F
JOYO	$1.6 \sim 4.8 \times 10^{26}$	643~793	C, D

る X 線と試料より常時放出されている X 線とを分離して分析を行う必要がある。

III. 実験結果

スエリングに対する P, 冷間加工の影響、析出および Ni の挙動について得られた結果を以下に示す。

1. P の効果

Fig. 1 は 0.003%P および 0.018%P を含む 10% 冷間加工 316 ステンレス鋼のボイド分布を示す。0.003%P 含有の試料 (B) の場合、照射量が 6.8×10^{26} n/m^2 のときスエリングは 6.6% である。0.018%P を含有する試料 (D) では、照射量が 1.2×10^{27} n/m^2 のときスエリングは 1.8% であり、P 含有濃度の高い試料におけるスエリング量は低くなることが明らかとなった。

2. 冷間加工の効果

Fig. 2 は 823 K で照射された溶体化処理材 (A: 照射量 9.4×10^{26} n/m^2), 843 K で照射された 10% 冷間加工材 (D: 照射量 1.3×10^{27} n/m^2) および 20% 冷間加工材 (F: 照射量 1.3×10^{27} n/m^2) のキャビティの分布状態である。溶体化処理材のキャビティは均一に分布しているが、冷間加工材では不均一分布となる。またキャビティの径は冷間加工度が高いほど小さくなっている。これらの材料のスエリングはそれぞれ 7.9%, 3.5% および 0.7% であった。

Fig. 3 は 843 K で 1.2×10^{27} n/m^2 まで照射された試料 (E: He の推定生成量は約 20 ppm) の組織である。大きな径のキャビティ (以下「ボイド」という。) と小さな径のキャビティ (以下「He バブル」という。) が混在し、Maziasz⁽¹²⁾ が EBR-II で照射した 316 ステンレス鋼に認めた bi-model 分布と類似した分布が観察された。これに対して、同一材料で 893 K で照射された試料では He バブルのみとなりボ

Fig.1 Influence of phosphorus on void structures in Type 316 steel (a) 0.003%P (763 K, 6.8×10^{26} n/m²), and (b) 0.018 P (763 K, 1.2×10^{27} n/m²).

Fig.3 Small He bubbles in Type 316 stainless steel irradiated to neutron fluence of 1.2×10^{27} n/m² at 843 K.

Fig.2 Typical void structures in various cold worked Type 316 stainless steel : (a) solution treated, (b) 10% cold worked, and (c) 20% cold worked.

イドは見られなくなる。843 K で照射された試料(E)に見られたキャビティの径分布を Fig.4 に示す。ボイドは広範囲の径分布を示すのに対し、He バブルの径分布幅は非常に狭い。また、He バブルの多くは転位や析出物に沿って存在していた。

Fig.5(a) は 10% および 20% 冷間加工材 (C,D,E および F) の照射温度とスエリングの関係である。ここで、スエリング量はボイドおよび He バブルに対する総量である。スエリングは照射温度とともに増加し、843 K 付近で極大値をとる。このピークスエリング量は 20% 冷間加工材で非常に小さく (0.7%)、He バブルのみとなる 873 K 以上では 0.1% 以下となる。

Fig.4 Cavity size distribution in the same specimen as Fig.3.

Fig.5 Temperature dependence of void swelling, cavity density and cavity size. (a) Void swelling, (b) cavity density and (c) cavity size.

Fig.6 The effect of fluence (a), and cold work (b) on void swelling.

Fig.5 (b)は照射温度とキャビティ密度の関係である。ボイド密度は照射温度の上昇とともに減少するが、Heバブルの密度は逆に増加する。

Fig.5 (c)は照射温度とキャビティの平均径の関係である。ボイド径は、照射温度の上昇とともに大きくなり、冷間加工度の高い方が小さくなる。Heバブルの径に対する

照射温度の影響はあまり大きくない。

Fig.6 (a), (b)はスエリングの照射温度依存性および冷間加工度依存性を示す。溶体化処理材および2種の冷間加工材の内B材(□印)では比較的低い照射量で定常スエリング期を示す。一方、10%冷間加工材の内C材(○印)および2%冷間加工材は長い潜伏期を経た後、遷移期となる。ほぼ同じP含有率を持つ材料を比較すると、冷間加工度の高いほ

ど、潜伏期を長くする傾向が著しい。このことから、冷間加工は潜伏期を長くすることによりスエリングを抑制することが明らかとなった。

3. 析出物の挙動

Fig.7は照射量 $1.0 \sim 1.3 \times 10^{27} \text{ n/m}^2$ まで照射された試

Fig.7 Grain boundary precipitates in Type 316 stainless steel irradiated at (a) 700 K, (b) 843 K and (c) 893 K.

料 (C および E) の粒界近傍の組織である。照射温度 700 K の場合、粒界析出物はほとんど観察されなかった。一方粒内にはもともと試料中に存在した未固溶炭化物の周囲に η 相 (後述) の析出が観察されるとともに微小な析出物も多く観察された。照射温度が 763 K では粒界析出物が増加するのに対し、粒内の微小析出物は減少し、700 K では観察されなかった棒状あるいは針状の析出物が現れ始める。照射温度が 843 K になると、細長く伸びた粒界析出に加え塊状

の析出物が形成される。照射温度が 873 K を超えると再結晶が起こり始め、この再結晶粒界を除く粒界、変形双晶境界のほとんどに析出物が認められるようになる。照射温度が 700~843 K の冷間加工材試料に見られた粒界析出物は電子線回折 (SAD) の結果、 η 相 (M_6C) であることが明らかとなった。この η 相は Ni および Si 濃度の高い析出物であり、この相の Ni および Si 濃度は照射温度によって変化した (Fig. 8)。未固溶炭化物の周囲に形成した析出物が η 相であることを EDX 分析によって確かめた。この析出物の X 線スペクトルを Fig. 9 に示す。

4. Ni 濃度変化について

Fig. 10 はスエリング量が約 5% の試料 (D) の冷間加工

Fig. 8 Temperature dependence of chemical composition in η phase.

Fig. 9 $M_{23}C_6$ decorated with η phase in Type 316 stainless steel irradiated up to $3.1 \times 10^{26} \text{ n/m}^2$ at 773 K. (a) Electron micrograph and (b) X-ray spectrum.

Fig. 10 Line analysis for Ni by EDX across the deformation band.

Fig. 11 Ni content profiles near grain boundary. (a) 700 K, (b) 763 K and (c) 893 K.

による変形双晶境界を含む結晶粒内の Ni 濃度分布である。ボイドの多い部分では Ni 濃度の低下が観察された。これに対して変形双晶境界部では Ni の偏析が生じていることが認められた。

Fig.11 は粒界近傍の Ni 濃度の分布である (試料: D, B および E)。照射温度が 700 K の場合、粒界析出物は見られなかったものの、Ni 濃度の上昇が認められた。763 K 照射材 (スエリング量: 6.6%) の場合は、粒界の Ni 濃度は上昇し、粒界から離れるに従って減少し、マトリックス中の Ni 濃度はほぼ 10% まで低下した。He バブルのみ形成される 893 K 照射材では粒界への Ni の偏析は認められなかった。

Fig.12 は試料 D の 2 つのボイド間で測定した Ni 濃度の変化である。ボイドの周辺で Ni 濃度が上昇し、ボイドから離れるに伴い、濃度が低下する。このように EDX による分析の結果、結晶粒界、ボイド周辺に Ni は偏析し、それに伴い結晶粒界に Ni 濃度の高い析出物が現れることが明らかとなった。このようなボイド等照射欠陥のシンクでの Ni の偏析に伴うマトリックス中の Ni 濃度低下はスエリングにも影響し、濃度低下の著しいほど、スエリングが大きくなる。Ni 濃度低下の温度依存性を **Fig.13** に示す。スエリング量の小さい 700 K 付近および 873 K 付近では、Ni 濃度は照射初期の 13% に近い値を示すが、スエリングの大きな 843 K では 10.5% に低下した。Ni 濃度低下

Fig.12 Ni content profiles near voids in Type 316 stainless steel irradiated up to 1.3×10^{27} n/m² at 763 K.

Fig.13 Temperature dependence of Ni content in the matrix.

の温度依存性は、スエリングの温度依存性 (Fig.5) と一致する。

IV. 考 察

10% 冷間加工 316 ステンレス鋼のスエリングは、P の含有量によって異なり、0.003% の場合、スエリングが 6.8% (照射量 6.6×10^{26} n/m²) であり、0.018% の場合、スエリングが 1.8% (照射量 1.2×10^{27} n/m²) であった。

微量元素添加のボイドスエリングへの影響の効果は広く研究されており、中でも特に P の効果については Bates ら (AISI 316) ⁽¹³⁾、Lee ら (Fe-16Cr-14Ni-2.5Mo-2Mn-0.2Ti-0.04C) ⁽¹⁴⁾、Terasawa ら (SUS 316) ⁽¹⁵⁾ 等により研究され、スエリングに対し抑制効果のあることが示された。

Bentley と Leitnaker ⁽¹⁶⁾ は 873 K で 17 年間 (536.5Ms) の熱履歴を与えた AISI 321 ステンレス鋼中に六方晶系の針状に発達する Fe₂P を見いだした。Wolfer ⁽¹⁷⁾ はボイドの核生成にはガス原子がボイド中に存在するか、またはボイド表面に異種原子の層が出来て格子原子間に対する吸収能を低下させることが必要であると報告した。Lee ら ⁽¹⁸⁾ は EBR-II で $1 \sim 2 \times 10^{26}$ n/m² 照射した AISI 316 鋼中に照射温度 773~900 K で Fe₂P が析出することを示し、さらに Ni イオン照射によって詳細な検討を加え、Fe₂P とマトリックスの境界が He バブル生成の場を与え、これによって、ボイドの生成、成長に必要なガス原子を減少させ、この結果としてスエリングが抑制されることを示した。

本結果でも P 量の多い試料が著しいスエリングの抑制効果を示した。763 K 以上で現れる [100] 方向に析出した針状析出物 (**Fig.14**) は、EDX 分析によって P の含まれていることが確かめられ、この X 線スペクトルは Lee ら ⁽¹⁸⁾ の分析結果と一致することから、この針状析出物は Fe₂P と

Fig.14 Fe₂P like precipitates in Type 316 stainless steel irradiated up to 1.3×10^{27} n/m² at 763 K.

同定できる。本研究でも、 Fe_2P 析出物に着いた He バブルが観察され、ボイド生成に必要なガス原子量を Fe_2P とマトリックス境界にトラップすることにより、減少させ、スエリングを抑制しているものと考えられる。

ボイドの発生は損傷速度、照射温度、シンク強度等によって決まるが、シンク強度を決める因子として転位がある。転位密度を増加させる方法として冷間加工が考えられる。Brager⁽¹⁹⁾は冷間加工がスエリングの抑制に有効であることを示した。Wolfer と Ashkin⁽²⁰⁾は転位のスエリングへの効果を検討し、高密度に存在する転位がスエリングを抑制することを示した。本研究に用いた試料の照射前の転位密度は溶体化処理材の約 $10^{12} \text{ m}^2/\text{m}^3$ に対し、冷間加工材では $10^{14} \sim 10^{15} \text{ m}^2/\text{m}^3$ と高密度となり、この転位密度の差がスエリングの抑制に効果を有したものと考えられる。

析出物 (7 相) の量は照射温度の上昇とともに増加し、873 K を越えると急激に減少し、893 K では見られなくなることを認めた。この相の析出温度はボイドの認められた温度とほぼ一致した。7 相について、Weiss と Stickler⁽²¹⁾は、熱履歴のみを与えた 316 ステンレス鋼の場合、873 K、 $3.6 \times 10^4 \text{ ks}$ を越えないと現れない相であることを示した。

照射中の偏析に関する基本概念は Anthony⁽²²⁾によって示され、アンダーサイズ原子がシンクでその濃度を増加することを示した。Okamoto と Wiedersich⁽⁵⁾は Fe-18Cr-8Ni-1Si 合金を Ni イオン照射し、Si, Ni は表面で濃縮するアンダーサイズ原子であることを示した。Takahashi ら⁽²³⁾は Cu-Ni 合金について電子線照射し Ni が結晶粒界に偏析するアンダーサイズ原子であることを示した。

本結果は 700 K と低い温度から既に結晶粒界では 7 相の析出が認められている。この 7 相は Ni 濃度および Si 濃度が高く、アンダーサイズ原子である Ni および Si がシンクである結晶粒界に偏析し、この結果として 7 相が形成されたもので照射促進相と考えられる。

従って、この相の析出はマトリックス中の Ni 濃度低下の原因となる。さらに Fig.11 および Fig.12 に示すごとく、結晶粒界やボイドの周辺には Ni が濃縮され、この結果として、マトリックス中の Ni 濃度が低下する。このマトリックス中の Ni 濃度の低下は 700~843 K で顕著となり、高スエリングを示す温度と一致した。

Lam ら⁽²⁴⁾は Fe-Cr-Ni3 元合金中の Ni の偏析に対する温度の効果を検討し、試料表面近傍における Ni の偏析の極大が 873 K 付近に現れ、結晶粒内では温度は高温側にいくらか移動するものの、Ni の潤渴の極大が現れることを示した。このことはマトリックス中の Ni 濃度低下の最大が 873 K あるいはこれよりいくらか高い温度に現れることを示唆するものである。本結果からも、Fig.13 に示すように 843 K にマトリックス中の Ni 濃度低下を示し、Lam らの予測とほぼ一致した。Ni の偏析に伴うマトリックス中の Ni 濃度は $C_{\text{Ni}} = C_{\text{Ni}}^0 - 3(C_{\text{Si}}^0 + C_{\text{C}}^0)$ となることを Brager と Garner⁽¹⁰⁾によって予測された。ここで C_{Ni} は定常スエ

Fig.15 Relation between swelling and Ni content in the matrix.

リング期の Ni 濃度、 C_{Ni}^0 , C_{Si}^0 および C_{C}^0 はそれぞれ Ni, Si および C の初期濃度である。本研究に使用した 316 ステンレス鋼の C_{Ni} を求めると 8.9% となる。マトリックス中の Ni 濃度とスエリングを整理すると Fig.15 に示すように、照射量が約 $1 \times 10^{27} \text{ n/m}^2$ を超える定常スエリング期では初期濃度約 13% Ni が約 9% Ni に減少し、予測値にほぼ一致した。

これらの結果から、マトリックスの Ni 濃度低下はスエリングを促進することが明らかにされた。各材料についてマトリックス中の Ni 濃度を比較すると、P 濃度の低い試料 (B) は高い試料 (C および D) に比べて Ni 濃度は低い。また、冷間加工度の高い試料ほど Ni 濃度は変化は小さく、20% 冷間加工材では Ni 濃度の変化は観察されなかった。このことから、マトリックス中の Ni 濃度の低下は P の添加および冷間加工によって抑制されることが明確となった。

以上の結果から Ni の偏析の抑制が耐スエリング性改善に役立つことが示唆される。

V. ま と め

P 含有率および加工条件の異なる 316 ステンレス鋼について、最高 $1.3 \times 10^{27} \text{ n/m}^2$ ($E > 1.6 \times 10^{-14} \text{ J}$) まで高速炉照射し、そのスエリング特性およびその Ni 濃度との関係について調べ、次の結果を得た。

- (1) P 含有率の高い試料はスエリングが小さく、P がスエリング抑制に効果のあることが示された。
- (2) 20% 冷間加工材は溶体化処理材に比べて著しいスエリングの減少を示し、冷間加工がスエリング抑制に効果のあることが示された。
- (3) 結晶粒界、析出物およびボイド周辺への Ni の偏析が認められ、その結果として、マトリックス中の Ni 濃度が減少した。
- (4) スエリングが大きくなるに従ってマトリックス中の Ni 濃度は減少し、定常スエリング期では約 9% Ni となることが明らかになった。

文 献

- (1) C.Cawthorne and E.J.Fulton: *Nature*, **216**(1967), 575.
- (2) P.J.Barton, B.L.Eyre and D.A.Stow: *J.Nucl. Mat.*, **67**(1977), 181.
- (3) H.R.Brager and F.A.Garner: *J.Nucl. Mat.*, **73**(1978), 9.
- (4) 例えば, 高橋平七郎, 竹山太郎: 日本金属学会会報, **22**(1983), 702.
- (5) P.R.Okamoto and H.Wiedersich: *J.Nucl. Mat.*, **53**(1974), 336.
- (6) L.E.Rehn, P.R.Okamoto, D.I.Potter and H.Wiedersich: *J.Nucl. Mater.*, **74**(1978), 242.
- (7) P.J.Maziasz: *J.Nucl. Mater.*, **85** & **86**(1979), 713.
- (8) N.Q.Lam: *J.Nucl. Mater.*, **117**(1983), 106.
- (9) F.A.Garner: *J.Nucl. Mater.*, **122** & **123**(1984), 459.
- (10) H.R.Brager and F.A.Garner: *Effects of Radiation on Materials: Tenth Conference*, ASTM STP 725(1980), 470.
- (11) L.E.Thomas: *Proc. of 1982 EMSA Meeting*, Washington, DC, USA, (1982).
- (12) P.J.Maziasz: *J.Nucl. Mater.*, **108** & **109**(1982), 359.
- (13) J.F.Bates, R.W.Powell and E.R.Gilbert: *Effects of Radiation on Materials, Tenth Conference*, ASTM STP 725(1980), 713.
- (14) E.H.Lee, L.K.Mansur and A.F.Rowcliff: *J.Nucl. Mater.*, **122** & **123**(1984), 299.
- (15) M.Terasawa, M.Shimada, T.Kakuma, T.Yukitoshi, K.Shiraishi and K.Uematsu: *Radiation Effects in Breeder Reactor Structural Materials*, Ed. by M.L.Bleiberg and J.W.Bennett: *Metall. Soc. AIME*, (1977), 687.
- (16) J.Bentley and J.M.Leitnaker: *The Metal Science of Stainless Steels*, Ed. by E.W.Collings and H.W.King, *Metall. Soc. AIME*, (1978), 70.
- (17) W.G.Wolfer: *Proc. Int. Conf. Fundamental Aspect of Radiation Damage in Metal*, Gatlinburg, TN, CONF-751006-P2, (1975), 812.
- (18) E.H.Lee, P.J.Maziasz and A.F.Rowcliffe: *Phase Stability during Irradiation*, Ed. by J.R.Holland *et al.* *Metall. Soc. AIME*, (1980), 191.
- (19) H.R.Brager: *J.Nucl. Mater.*, **57**(1975), 103.
- (20) W.G.Wolfer and M.Ashkin: *J.Appl. Phys.*, **46**(1975), 547.
- (21) B.Weiss and R.Stickler: *Metall. Trans.*, **3**(1972), 851.
- (22) T.R.Anthony: *Radiation-Induced Voids in Metal*, Ed. by J.W.Corbett, L.C.Ianniello, *Nat. Tech. Information Service*, Springfield, VA, (1972), 630.
- (23) H.Takahashi, S.Ohnuki and T.Takeyama: *Nucl. Mat.*, **103** & **104**(1981), 1415.
- (24) N.Q.Lam, A.Kumar and H.Wiedersich: *Effects of Radiation on Materials, Eleventh Conference*, ASTM STP 782(1982), 985.