高速中性子照射したオーステナイト鋼のボイドスエリングに 及ぼすリンの効果

渡辺 英雄* 室賀 健夫* 吉田 直亮*

J. Japan Inst. Metals, Vol. 56, No. 6 (1992), pp. 619-625

Effect of Phosphorus on Void Swelling in Austenitic Stainless Steels
under Fast Neutron Irradiation

Hideo Watanabe, Takeo Muroga and Naoaki Yoshida

Research Institute for Applied Mechanics, Kyushu University, Kasuga, Fukuoka

The effect of phosphorus on void swelling in austenitic stainless steels under fast neutron irradiation has been investigated. Three types of model alloys (Fe-16Cr-17Ni, Fe-16Cr-17Ni-0.024P, Fe-16Cr-17Ni-0.1P) were irradiated to 40 dpa in the Fast Flux Test Facility (FFTF)/Materials Open Test Assembly (MOTA). The irradiation temperatures were 679, 793 and 873 K.

Addition of phosphorus showed remarkable suppression in void swelling at all temperatures. At the higher temperatures (793 and 873 K), radiation enhanced formation of Fe₂P-Type phosphides were observed. These phosphides are expected to act as strong defect sinks, which resulted in remarkable swelling suppression at these temperatures. On the other hand, at the lower temperature (679 K), the swelling suppression seemed to be related with the reduction of vacancy mobility by phosphorus, which was shown in the previous HVEM studies.

(Received January 27, 1992)

Keywords: iron-chromium-nickel-phosphorus alloy, fast neutron irradiation, void swelling, vacancy-phosphorus interaction, phosphide

I. 緒 言

オーステナイト系ステンレス鋼を核融合炉第一壁材料として用いる場合、照射による体積膨張(ボイド・スエリング)をいかにして抑制するかが、この材料の適否を決める大きな問題である。このボイド・スエリングを抑制するためには種々の元素(Si, Ti, P, C等)を添加する方法が一般的であるが、このうちリン(P)は特に微量の添加で顕著なボイド・スエリング抑制効果がある⁽¹⁾ことが知られており、最も重要な添加元素である。

しかしながら、Pの照射組織に及ぼす影響は非常に複雑で、P濃度あるいは照射条件により、ボイド・スエリングが抑制されたり、また逆に増大するという報告⁽²⁾もある。これらの結果は、ボイドの核形成および成長に及ぼすP添加の効果には複数の機構があり、それらが単独にあるいは重複することによって、内部組織が決定されることを示唆している⁽³⁾。Pのスエリングを抑制する機構としては種々のものが報告されているが、それらをまとめると、(1)固溶しているP原子による効果、および(2)Fe₂P型リン化合物

の効果によるものの2つにわけられる。このうち(1)については、Pが点欠陥(格子間原子または空孔)と相互作用することにより、特に点欠陥の移動度が大きく変化することが一つの可能性として挙げられる。著者らはすでに、超高压電子顕微鏡(HVEM)を用いた実験より、Pは格子間原子および空孔⁽⁴⁾⁽⁵⁾の両方と強い相互作用があることを明らかにしている。すなわち、オーステナイト系ステンレス鋼中でサブ・サイズ原子であるPは格子間原子と強く結合することにより、Pを核とした格子間原子型転位ループの形成が起こり転位ループ密度はP添加により増大する。一方、Pは空孔とも相互作用し、P添加により積層欠陥四面体(SFT)および空孔型の転位ループが高温まで安定に存在するようになる。この結果、Pの添加は低温領域(~673 K)でのボイド・スエリングを抑制することを報告している。このPと空孔との相互作用(結合)は陽電子消滅の寿命測定⁽⁶⁾からも明らかになっている。

一方、高温照射では照射誘起によりFe₂P型のリン化合物が形成されるが、これらの析出物は点欠陥の強いシンクとなりボイド・スエリングの抑制に効果があるとの報告⁽⁷⁾もなされている。このようにボイド形成およびボイド・スエ

* 九州大学応用力学研究所

リングに及ぼす P の効果は単純ではなく、強い温度依存性を持つものと考えられているがその詳細は明らかになっていない。

本研究の目的は高純度 Fe-Cr-Ni 合金に微量の P を添加した合金を作成し、これに高速中性子を照射することにより、ボイド・スエリングの抑制効果が、主に P のどのような性質により決まっているのかを明らかにすることを目的とする。

II. 実験方法

本研究には P 濃度の異なる 3 種類のモデル合金 (Fe-16Cr-17Ni, Fe-16Cr-17Ni-0.024P, Fe-16Cr-17Ni-0.1P) を用いた。合金の濃度はいずれも mass% で示している。これらは純度 99.99% の Fe, Cr, Ni および 99.999% の P を母原料として用い、乾水素雰囲気中で溶解された。これらの試料は、すでに報告した HVEM 照射実験⁽⁴⁾⁽⁵⁾に用いた試料と同一のもので成分分析結果を Table 1 に示す。これらの試料を、φ3 mm、厚さ 0.25 mm の電子顕微鏡観察用

のディスクに加工した後、米国ワシントン州にある高速増殖実験炉 FFTF (Fast Flux Test Facility) に設けられている材料照射装置 MOTA (Material Open Test Assembly) を用いて、高速中性子の照射を行った。照射温度は 679 K, 793 K, 873 K, の 3 条件で照射量は $6.81 \sim 7.39 \times 10^{26} \text{ n/m}^2$ (約 40 dpa に相当) である。照射後、試料は東北大学金属材料研究所附属材料試験炉利用施設 (大洗施設) に送られ、電顕観察用の薄膜試料に成形した後、内部組織の電顕観察を行った。さらに、照射誘起による組成の変動および析出物相の同定を行う目的で高分解能分析電子顕微鏡 (JEOL4000FX) に取り付けられているエネルギー分散型 X 線分光装置 (EDS) を用いての定量分析もあわせて行った。

中性子照射試料の EDS 分析においては、放射性核種の崩壊により生じる強い放射線の影響で Si(Li) 半導体検出器の不感時間 (Dead time) が増加したり、K 電子捕獲に伴って発生する特性 X 線が試料自体の特性 X 線と重なることによる、検出効率およびエネルギー分解能の低下が重要な問題となる。これらの問題为了避免するためには試料自体の

Table 1 Chemical composition (mass%) of the alloys.

Alloys	Fe	Cr	Ni	P	Si	S	Mn	Mo	Al	Co	C
Fe-16Cr-17Ni	Bal.	16.05	16.69	<0.001	<0.001	<0.001	<0.001	<0.001	0.066	<0.001	0.0043
Fe-16Cr-17Ni-0.024P	Bal.	15.79	16.93	0.024	0.004	<0.001	<0.001	<0.001	0.043	<0.001	0.0025
Fe-16Cr-17Ni-0.1P	Bal.	16.0	17.0	0.1	—	—	—	—	—	—	—

Fig. 1 Temperature dependence of microstructure in three model alloys. These pictures were taken in a dislocation image condition.

総量を小さくし、X線のバックグラウンドを可能な限り少なくすることが不可欠となる。したがって、EDS分析については、厚さ0.25 mmの電顕試料を0.08 mm程度まで機械的に研磨し、その後電顕観察用の薄膜試料とした。この薄膜試料の空間線量率は、試料から約1 cmの位置で約250 $\mu\text{Sv/h}$ であった。

III. 実験結果

1. 照射後の内部組織

Fig. 1, 2に非添加材(Fe-16Cr-17Ni)およびP添加材(Fe-16Cr-17Ni-0.024P, Fe-16Cr-17Ni-0.1P)の照射後の内部組織を示す。Fig. 1はブラック条件に近い条件(転位コントラスト)、Fig. 2はブラック条件に遠い条件(ボイドコントラスト)で撮影したものである。これらの写真より、非添加材において、40 dpa照射後の転位組織は複雑で転位同士が成長し絡み合った様子を示していることがわかる。一方、ボイドの数密度は低温程高温が上昇するにつれて減少するが、高温になる程成長が大きく873 Kでは20%以上のボイド・スエリングが観察された。これに対して、P添加材では非添加材に比べ転位組織は微細化しさらに複雑になっていることがわかる。一方、ボイド・スエリングの挙動も非添加材のように温度の上昇に対して一様に増加せず強い照射温度依存性を示した。Fig. 3にボイド・スエリングおよびボイド数密度の照射温度依存性、Fig. 4にP濃度依存性を示す。以下にそれぞれの照射温

Fig. 3 Temperature dependence of void swelling and density.

度での組織観察の結果について述べる。

(1) 679 K 照射

679 K 照射ではPの添加により転位組織は微細化し、ボイドの数密度および成長が極端に抑えられている。この傾向はP濃度が増加するにつれて大きくなる。一方、P濃度の高い0.1%P添加材においてもFe₂P型リン化合物は観察されない。

(2) 793 K 照射

この温度では、679 K 照射に比べボイドの成長が著しく、P添加材では最大のボイド・スエリング量を示した。また、〈100〉方向に成長した析出物も観察され、これらの析出物

Fig. 2 Same as Fig. 1 except in a void image condition.

Fig. 4 Void swelling and density as a function of phosphorus concentration.

はその成長方向から Fe_2P 型のリン化物であることが明らかになった⁽³⁾⁻⁽⁵⁾⁽⁷⁾。特に、0.024%P 添加材では、大きく成長したボイドの他に、この析出物とマトリックスとの界面上に微小なボイド(またはバブル)が多数観察された。したがって、ボイドのサイズ分布はボイド・スエリングに寄与する大きく成長したボイドと析出物とマトリックス界面上の微小ボイド(バブル)にわけられ、bi-modal なサイズ分布となる。

(3) 873 K 照射

この温度では、P の添加によりボイド・スエリングが極めて強く抑制され、793 K 照射で観察されたような大きく成長したボイドは、粒界近傍をのぞきマトリックス中には発生しない。しかし、リン化物の密度は 793 K に比べ増加しその成長も顕著で、粒界上には塊状のものも観察された。一方、793 K 照射でも観察された析出物とマトリックスとの界面上の微小ボイド(バブル)は、793 K 照射に比べ高密度である。したがって、ボイドの数密度もこの温度では 793 K 照射に比べ増加する (Fig. 3)。Fig. 5 にリン化物およびその近傍に発生したボイド(バブル)の様子を示す。一方、マトリックス中では Fig. 1 中で矢印で示すように転位ループも多数観察された。この転位ループの形成については考察で詳しく述べる。

2. EDS による組成分析

Fig. 6 にこの薄膜試料のバックグラウンドの EDS スペクトルを示す。大部分のバックグラウンドは図中で Mn と示しているもので、これは ^{55}Fe の K 電子捕獲に伴って発生した ^{55}Mn の特性 X 線 (5.9 keV[†], 6.5 keV) に対応するものである。本研究では、得られたスペクトルから Fig. 6 に対応するバックグラウンドをひくことにより、試料自体からの特性 X 線のみを分離し、成分元素の定量分析を行った。

[†] 1 eV = 1.6022×10^{-19} J.

Fig. 5 Phosphide precipitates and cavities observed in an Fe-16Cr-17Ni-0.1P (873 K).

Fig. 6 The radiation background spectrum extracted from Fe-16Cr-17Ni-0.1P (873 K).

Fig. 7(a) に Fe-16Cr-17Ni-0.1P を 873 K 照射した試料で観察された粒界上の析出物から得られた EDS スペクトル、Fig. 7(b) に実験方法ですでに述べたように、Fig. 7(a) からバックグラウンド (Fig. 6) をさしひいた正味の EDS スペクトルを示す。このような補正を行うことにより、Fig. 7(a) では、 ^{55}Mn からの特性 X 線と重なり異常に大きな値を示した $\text{Cr}(K_\beta)$ 値、およびバックグラウンドの影響ではっきりしなかった $\text{P}(K_\alpha)$ 値が、Fig. 7(b) では鮮明にあらわれた。これより、この粒界上の析出物は、Cr および P が濃化した析出物であることが明らかにされた。Fig. 8 はこの析出物近傍の Ni, Cr, P 濃度を分析した結果を示す。この図から、析出物とマトリックスで界面への Ni の移動および界面付近での Cr 量の減少が確認された。Fig. 9 に Fig. 7 と同じ試料の粒界近傍で観察されたボイド近傍の分析結果を示す。これより、ボイド界面では Ni

が40%以上に濃化しているが、逆にCrは8%程度まで減少していることがわかる。しかしながら、P添加材で報告例のあるボイド界面⁽³⁾および粒界⁽⁸⁾⁽⁹⁾へのPの偏析は確

認されなかった。Fig. 10にマトリックス中のNi量の照射温度依存性を示す。図にはHVEM照射実験⁽⁴⁾⁽⁵⁾により得られている、2 dpa 照射試料の分析結果も併せて示している。これより、中性子照射では、Fe-16Cr-17Niにおい

Fig. 7 X-ray spectrum extracted from a brockly precipitate formed at a grain boundary, (a) without background correction and (b) after background correction.

Fig. 8 A compositional traverse of the matrix including a precipitate in an Fe-16Cr-17Ni-0.1P (873 K). The diameter of electron beam is about 30 nm.

Fig. 9 A compositional traverse of the matrix including a void in an Fe-16Cr-17Ni-0.1P (873 K).

Fig. 10 Temperature dependence of Ni concentration in matrix. For comparison, previous data utilizing HVEM⁽⁴⁾⁽⁵⁾ are shown.

て 679 K 照射でもマトリックス中の Ni の減少が顕著であるのに対して、P を添加すると高温においても Ni 濃度は殆ど変化していないことがわかる。

IV. 考 察

1. ボイド・スエリングに及ぼすリン化合物の効果

793 K 以上の温度では、マトリックス中に〈100〉方向に成長した針状析出物が確認され、析出物とマトリックスとの界面上に多数のボイド(またはバブル)が観察された。このマトリックス中に見られる析出物は、照射下⁽¹⁰⁾および Ti との複合添加により時効によっても形成されること⁽¹¹⁾⁽¹²⁾が報告されており、照射促進による Fe_2P 型のリン化合物と考えられる。本研究でリン化合物が形成される照射条件は、Lee ら⁽⁷⁾⁽¹³⁾による EBR-II 照射($1\sim 2\times 10^{26}$ n/m², 773~900 K)および伊藤ら⁽¹⁰⁾による実験(1.3×10^{27} n/m², 793 K)と良い一致を示している。一方、析出物とマトリックスとの界面上で観察された微小ボイド(バブル)は、主に He の存在下で観察され、ボイドの核形成および成長を考える上で重要である。すなわち、Lee ら⁽⁷⁾⁽¹³⁾によると、リン化合物とマトリックスとの境界が He バブルの生成の場所を与えこれによって、ボイドの核形成および成長に必要な He をマトリックスにおいて減少させるとの機構が提案されている。本研究では核変換により 30 ppm 程度の He が存在すると見積もられ、リン化合物の界面に発生したバブルは He を含むものと予想される。したがって、793 K 以上での P 添加によるスエリングの抑制はこの Lee らが提案した機構で説明される。

一方、Fe-16Cr-17Ni-0.1P を JMTR を用いて中性子照射した実験⁽¹⁴⁾によると 673 K, 0.92×10^{24} n/m² の照射量においてもリン化合物の形成を示唆する、微小な集合体が多数観察されるが、ボイドの形成は確認されていない。このように、リン化合物はより低温・低照射量領域においても形成されることが予測されるが、本研究の 679 K 照射では、40 dpa 照射後も析出物は観察されていない。これを説明する原因の 1 つに照射強度の違いが挙げられる。JMTR 照射は FFTF 照射に比べ照射強度が 30 倍程度低く、同一照射量で比較した場合、時効による効果を受けやすく、FFTF 照射に比べリン化合物の成長が予測される。また、ステンレス鋼および Ni 合金中で形成された γ' は照射強度が高い場合、再固溶が起こり析出物が形成されないという例が報告⁽¹⁵⁾⁽¹⁶⁾されている。したがって、FFTF による照射では、679 K においても再固溶の効果が大きく析出物が形成されないものと考えられる。照射強度がさらに高い HVEM 実験でリン化合物が観察されないことも、リン化合物の析出および再固溶現象が照射強度に依存することを示唆している⁽⁴⁾⁽⁵⁾。

2. ボイド・スエリングに及ぼす固溶リン原子の効果

679 K 照射では高温照射で観察されたようなよく成長したリン化合物は観察されず、P 濃度が上昇するにつれてボイドの数密度およびスエリングの減少が観察された。このような P 濃度の増加につれてボイドの数密度およびスエリングが減少する結果は、著者らの HVEM による電子線照射実験⁽⁴⁾⁽⁵⁾より得られている。この実験によると、P 添加により空孔型欠陥集合体が 673 K 程度まで転位ループや SFT の形で存在し、非添加材で見られた SFT からボイドへの変換やボイドの成長は観察されなかった。この原因として、固溶状態にある P 原子は空孔型欠陥集合体の熱的な安定性に寄与するか、または陽電子寿命測定法により得られている⁽⁶⁾ように P が空孔と相互作用し空孔の移動度を減少させる効果が提案⁽⁴⁾⁽⁵⁾されている。

前節でボイド・スエリングの低減に及ぼすリン化合物の役割について述べたが、本研究でリン化合物の形成されない低温領域(679 K)においても、固溶 P 原子がスエリングの抑制に効果があることが明らかになり、その機構としては HVEM 実験から得られた空孔との相互作用の可能性が考えられる。

3. 照射誘起偏析とボイド・スエリング

照射下では、Ni や P 等のサブサイズ原子⁽¹⁷⁾は格子間原子との結びつきやすく、格子間原子のシンクへの移動に伴って溶質原子の移動(照射誘起偏析)が起こる。本研究において観察された、 Fe_2P 型リン化合物の形成およびボイドや析出物界面での Ni の濃化はこの機構で説明される。一方、ボイドの核形成および成長はマトリックス中の Ni 量⁽¹⁸⁾⁻⁽²⁰⁾および P 量⁽²⁾と密接な関係を示すことが報告されているが、このような Ni や P の欠陥シンクへの偏析はマトリックス中での濃度低下の原因となり、ボイド・スエリングの挙動に影響を与える。

著者らによる HVEM による実験⁽⁴⁾⁽⁵⁾では、Fe-Cr-Ni 三元系およびこれに P を添加した合金系において、マトリックス中での Ni 量の減少が顕著となる温度領域は、最大のスエリング量が観察される温度領域と良い一致を示している。一方、P と Ti とを複合添加⁽²¹⁾すると、リン化合物が容易に形成され、マトリックス中に P を固着させることにより Ni の偏析が抑制されることを明らかにしている。Fig. 10 に示したように、本研究においてもリン化合物の形成により Ni の偏析が抑制されることが示されており、マトリックス中での Ni 量の減少はスエリングの挙動を知る上での指標となる。

一方、室賀ら⁽³⁾による EBR-II (672~922 K, ~14 dpa)を用いての最近の研究で、P のボイド・スエリングに及ぼす効果には複数の機構があり、これらは低温領域では固溶 P 原子の効果、高温領域ではリン化合物の形成が主な原因であることが示されている。本実験結果より、これらの効果

はさらに高照射領域まで持続していること、および広い温度領域で P の添加はマトリックス中の Ni 量の減少を抑える効果があることが明らかにされた。

4. 温度制御の重要性

873 K 照射では、Fig. 1 に示したように、 $\langle 100 \rangle$ 方向に成長するリン化合物の他に微小な転位ループが多数観察された。これらの転位ループは比較的大きく成長する格子間原子型の転位ループの他に、成長の遅い空孔型欠陥集合体（ループまたは SFT）が同時に存在するような内部組織を示している。著者らによる、HVEM を用いた実験⁽⁴⁾⁽⁵⁾では、このような内部組織は、空孔の移動がある程度活発になる温度領域（Fe-Cr-Ni 系の場合、573~673 K）で観察されている。HVEM による照射と原子炉照射では照射強度が 10^3 程度異なるため、両者を単純に比較することは難しいが、本研究において、873 K 照射より低い温度での照射が付加的に行われている可能性がある。このような転位ループの発生は、関村ら⁽²²⁾による FFTF/MOTA を用いた照射においても、同様に 873 K 照射で観察されている。関村らの実験と本研究は同じ照射条件（サイクル 10）でなされたものであり、観察された転位ループは主に、原子炉の停止の際にループの核発生が起こり、これが成長したものと考えられる。

また、これらの転位ループの発生は、原子炉を所定の出力に上げる際にも、同様に起こることが考えられる。高温での照射組織が、それ以前の低温照射によって大きく影響を受けること⁽²³⁾⁽²⁴⁾はよく知られており、原子炉を用いた照射実験では、原子炉運転中のみならず出力上昇時および停止時においてもより精密な温度制御が必要である。

V. 結 言

高純度 Fe-16Cr-17Ni 合金およびこれに 0.024, 0.1 mass% の P を添加した合金を作製した。これに 679~873 K の温度範囲で FFTF/MOTA を用いて 40 dpa の中性子照射を行い、Fe-Cr-Ni 合金のボイド・スエリングに及ぼす P の効果を調べた結果、以下に示すことが明らかになった。

(1) ボイド・スエリングは非添加材（Fe-16Cr-17Ni）では照射温度の上昇につれて一様に増加するが、P 添加材では強い照射温度依存性を示し、全温度範囲にわたるすぐれた耐スエリング性が確認された。

(2) P のボイド・スエリング抑制に及ぼす効果は、低温（679 K）と高温（873 K）とでは異なる。すなわち、リン化合物の形成が顕著な高温領域では、微小なボイド（バブル）がリン化合物とマトリックスとの界面および粒界近傍に形成されるのみでボイドの成長は抑制される。

(3) 低温照射（679 K）ではリン化合物の形成は確認されず、P 添加によるスエリングの抑制は HVEM 実験によりすでに明らかにされている固溶 P 原子と空孔が相互作用し、空孔の見かけの移動度が減少することにより説明された。

本研究は、日米協力事業（FFTF/MOTA プロジェクト）の一環として行われたものであることを記し感謝します。また、照射後の電顕観察は東北大学金属材料研究所（大洗施設）にて行われ、実験に御協力いただいた栗下裕明助教授および施設職員の方々に感謝いたします。

文 献

- (1) F. A. Garner and H. R. Brager: J. Nucl. Mater., **155-157**(1988), 833.
- (2) F. A. Garner and A. S. Kumar: ASTM-STP 955(1987), 289.
- (3) T. Muroga, F. A. Garner and J. M. McCarthy: J. Nucl. Mater., **168**(1989), 109.
- (4) 渡辺英雄, 青木彰伸, 村上英邦, 室賀健夫, 吉田直亮: 日本金属学会誌, **52**(1988), 536.
- (5) H. Watanabe, A. Aoki, H. Murakami, T. Muroga and N. Yoshida: J. Nucl. Mater., **155-157**(1988), 815.
- (6) H. Watanabe, E. Kuramoto and N. Yoshida: Trans. JIM, **29**(1988), 767.
- (7) E. H. Lee, P. J. Maziasz and A. F. Rowcliffe: *Phase Stability During Irradiation*, TMS-AIME, (1990), 359.
- (8) K. Fukuya, S. Nakahigashi and M. Terasawa: Scripta Met., **19**(1985), 959.
- (9) K. Nakata and I. Masaoka: J. Nucl. Mater., **150**(1987), 186.
- (10) 伊藤正彦, 小野瀬庄二: 日本金属学会誌, **49**(1985), 389.
- (11) 渡辺英雄, 青木彰伸, 室賀健夫, 吉田直亮: 日本金属学会誌, **53**(1989), 981.
- (12) H. Watanabe, A. Aoki, T. Muroga and N. Yoshida: J. Nucl. Mater., **179-181**(1991), 529.
- (13) E. H. Lee, L. K. Mansur and A. F. Rowcliffe: J. Nucl. Mater., **122 & 123**(1984), 299.
- (14) N. Yoshida, Q. Xu, H. Watanabe, T. Muroga and M. Kiritani: to be published in J. Nucl. Mater.
- (15) G. Martin: Phil. Mag. **32**(1975), 615.
- (16) H. Watanabe, T. Muroga, N. Yoshida and K. Kitajima: N. Nucl. Mater., **158**(1988), 179.
- (17) J. L. Straalsund and J. F. Bates: Metall. Trans., **5**(1974), 493.
- (18) W. G. Johnston, J. H. Rosolowski, A. M. Turkalo and T. Lauritzen: J. Nucl. Mater., **54**(1974), 24.
- (19) J. F. Stubbs: J. Nucl. Mater., **141-143**(1986), 748.
- (20) T. Muroga, F. A. Garner and S. Ohnuki: J. Nucl. Mater., **179-181**(1991), 546.
- (21) H. Watanabe, T. Muroga and N. Yoshida: Proc. of the XIIth Int. Congress for Electron Microscopy, San Francisco Press, Inc., (1990), 932.
- (22) N. Sekimura and S. Ishino: J. Nucl. Mater., **179-181**(1991), 542.
- (23) M. Kiritani: J. Nucl. Mater., **160**(1988), 135.
- (24) M. Matsuda, N. Yoshida, T. Muroga and M. Kiritani: J. Nucl. Mater., **179-181**(1991), 962.