

ODS 鋼の電子線による照射特性評価(III)

動燃－北海道大学共同研究 平成9年度成果報告書

1998年3月

北海道大学エネルギー先端工学研究センター
動力炉・核燃料開発事業団

複製又はこの資料の入手については、下記にお問い合わせ下さい。

〒311-13 茨城県東茨城郡大洗町成田町4002

動力炉・核燃料開発事業団

大洗工学センター

システム開発推進部・技術管理室

Inquiries about copyright and reproduction should be addressed to: Technology Management Section, System Engineering Division, O-arai Engineering Center, Power Reactor and Nuclear Fuel Development Corporation 4002 Narita-machi, O-arai-machi, Higashi-Ibaraki-gun, Ibaraki-Ken, 311-13, Japan

© 動力炉・核燃料開発事業団 (Power Reactor and Nuclear Fuel Development Corporation) 1998

ODS鋼の電子線による照射特性評価 (Ⅲ)

動燃-北海道大学共同研究 平成9年度成果報告書

高橋平七郎¹, 坂口紀史¹, 渡辺精一², 木下博嗣¹
赤坂尚昭³, 鷗飼重治³

要 旨

酸化物分散強化フェライト鋼 (ODSフェライト鋼) の照射特性に関する検討の一環として、微細分散した酸化物界面のシンク効果を考慮したモデル計算から、Crの照射誘起粒界偏析に及ぼす微細分散粒子の効果を検討した。結晶粒内に分散粒子が高密度に存在する場合、粒界近傍におけるCrの照射誘起偏析を抑制することが確認された。微細分散粒子の照射誘起偏析に及ぼす効果は、結晶粒内における点欠陥濃度の低下に伴う誘起偏析の抑制、及び結晶粒界の点欠陥捕獲半径の減少に伴う偏析領域の縮小であることがモデル計算により示唆された。

また、照射誘起偏析に対する計算コードの高度化、及び高精度化について、オーステナイト系ステンレス鋼 (Fe-Cr-Ni) を対象に検討した。Fe-Cr-Ni合金中でのNi原子の移動機構はドラッグ型格子間原子の移動であることがモデル計算、ならびに電子線照射実験の両面から明らかにされた。また、上記モデルにより、照射途中での温度変動は、照射誘起偏析を促進することが示唆された。さらに、実用鋼における誘起偏析挙動を予測するため、照射誘起偏析モデルに関して、いくつかの拡張を行い、電子線照射実験と比較より、モデルの妥当性を検討した。

本報告書は、北海道大学が動力炉・核燃料開発事業団との共同研究により実施した研究の成果である。

契約番号：094F049

事業団担当部課および担当：大洗工学センター 燃料材料開発部 照射材料試験室 (赤坂尚昭)

¹ 北海道大学 エネルギー先端工学研究センター 物質工学専攻 極限材料工学部門

² 北海道大学大学院工学研究科 物質工学専攻材料物性工学講座 機能物性工学分野

³ 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

Evaluation of Electron Irradiation Behavior in ODS Steels

H. Takahashi¹, N. Sakaguchi¹, S. Watanabe², H. Kinoshita¹
N. Akasaka³, S. Ukai³

Abstract

For investigation of irradiation performance of ODS ferritic steel, effect of oxide particles on radiation-induced segregation on grain boundary of Cr was examined from segregation modeling which was included effect of particle/matrix interface. It is confirmed that fine oxide particle reduced radiation-induced segregation of Cr nearby grain boundary. The segregation model suggested that the effects of oxide particles on radiation-induced segregation were suppression of radiation-induced segregation due to decrease of point defects density and reduction of segregation area due to decrease of point defect capture radius on grain boundary.

And improvement of radiation-induced segregation code was investigated on austenitic stainless steel. It became clear by modeling and electron irradiation examination that Ni atom was transferred by interstitial dragging mechanism. For this model, it is suggested that radiation-induced segregation was increased by temperature change during irradiation. Furthermore, radiation-induced segregation model was extended for estimate of segregation behavior of practical steels, and appropriateness of model was investigated from comparison with result of electron irradiation examination.

Work performed by Hokkaido University in collaboration with Power Reactor and Nuclear Fuel Development Corporation

PNC Liaison : MMS, Fuels and Materials Division, O-arai Engineering Center, Naoaki Akasaka

1) Center for Advanced Research of Energy Technology, Hokkaido University

2) Faculty of Engineering, Hokkaido University

3) O-arai Engineering Center, PNC

目次

第1章 緒言	1
第2章 計算方法	2
2-1 偏析モデル	2
2-2 パラメータ	2
第3章 照射誘起粒界偏析挙動の計算結果および考察	5
3-1 ODSフェライト鋼	5
3-2 オーステナイト系Fe-Cr-Ni合金	7
3-2-1 溶質原子の移動モデルの検討	7
3-2-2 照射誘起偏析に及ぼす温度変動照射の効果	8
3-2-3 照射誘起偏析計算コードの高度化に向けての検討	10
i) 照射誘起偏析、転位組織発達を考慮した計算コードによる計算解析及び実験的検討	10
ii) 照射誘起偏析に及ぼす微量添加元素の影響	12
第4章 結言	15
参考文献	17

[図目次]

- Fig.1 損傷速度 $2 \times 10^{-3} \text{dpa s}^{-1}$, 照射温度 673K で 3dpa まで照射した Fe-13wt.%Cr 合金の結晶粒界近傍における Cr 濃度分布
- Fig.2 損傷速度 $2 \times 10^{-3} \text{dpa s}^{-1}$, 照射温度 673K で 3dpa まで照射した Fe-13wt.%Cr 合金の結晶粒界近傍における原子空孔濃度分布
- Fig.3 損傷速度 $2 \times 10^{-3} \text{dpa s}^{-1}$ で 3dpa まで照射した Fe-13wt.%Cr 合金の結晶粒界上における Cr 濃度の照射温度依存性
- Fig.4 損傷速度 $2 \times 10^{-3} \text{dpa s}^{-1}$ で 3dpa まで照射した Fe-13wt.%Cr 合金の結晶粒内における原子空孔及び格子間原子移動度の照射温度依存性
- Fig.5 損傷速度 $2 \times 10^{-3} \text{dpa s}^{-1}$ で 3dpa まで照射した Fe-15wt.%Cr-20wt.%Ni 合金の結晶粒界上における溶質原子濃度の照射温度依存性
- Fig.6 損傷速度 $2 \times 10^{-3} \text{dpa s}^{-1}$, 照射温度 323K で 7.2dpa まで照射した Fe-15wt.%Cr-20wt.%Ni 合金の結晶粒界近傍における溶質原子濃度分布
- Fig.7 損傷速度 $2 \times 10^{-3} \text{dpa s}^{-1}$ で 10dpa まで照射した Fe-15wt.%Cr-20wt.%Ni 合金の結晶粒界上における溶質原子濃度の照射温度依存性
- Fig.8 温度変動照射時の温度履歴
(case-1) 二段階照射、(case-2) 中途温度変動照射
- Fig.9 損傷速度 $2 \times 10^{-3} \text{dpa s}^{-1}$, 初期照射温度 573K, 773K, 873K, 最終照射温度 773K で 10dpa まで照射した Fe-15wt.%Cr-20wt.%Ni 合金の結晶粒界近傍における Ni 濃度分布
- Fig.10 損傷速度 $2 \times 10^{-3} \text{dpa s}^{-1}$, 初期照射温度 573K, 773K, 873K, 最終照射温度 873K で 10dpa まで照射した Fe-15wt.%Cr-20wt.%Ni 合金の結晶粒界近傍における Ni 濃度分布
- Fig.11 損傷速度 $2 \times 10^{-3} \text{dpa s}^{-1}$, 初期照射温度 573K, 773K, 最終照射温度 573K(case-1), 及び初期・最終温度 573K(case-2)で 10dpa まで照射した Fe-15wt.%Cr-20wt.%Ni 合金の結晶粒界近傍における(a)Ni 濃度分布, 及び(b)Cr 濃度分布
- Fig.12 損傷速度 $1 \times 10^{-3} \text{dpa s}^{-1}$, 照射温度 573K で 1dpa まで照射した Fe-15wt.%Cr-20wt.%Ni 合金の結晶粒界近傍における溶質原子濃度分布
- Fig.13 損傷速度 $1 \times 10^{-3} \text{dpa s}^{-1}$ で 1dpa まで照射した Fe-15wt.%Cr-20wt.%Ni 合金の結晶粒界近傍における転位密度分布
- Fig.14 損傷速度 $1 \times 10^{-3} \text{dpa s}^{-1}$, 照射温度 523K で 0.3dpa まで照射した Fe-15wt.%Cr-20wt.%Ni 合金の結晶粒界近傍における転位組織写真
- Fig.15 転位欠乏帯幅 (W_{DLFZ}) と照射誘起偏析幅 (W_{RIS}) の定義
- Fig.16 損傷速度 $1 \times 10^{-3} \text{dpa s}^{-1}$ で 1dpa まで照射した Fe-15wt.%Cr-20wt.%Ni 合金の転位欠乏帯幅と照射誘起偏析幅の関係

- Fig.17 損傷速度 $1 \times 10^{-3} \text{dpa s}^{-1}$ で 1dpa まで照射した Fe-15wt.%Cr-20wt.%Ni 合金の転位欠乏帯幅, 及び照射促進拡散係数のアレニウス・プロット
- Fig.18 損傷速度 $2 \times 10^{-3} \text{dpa s}^{-1}$, 照射温度 673K で 3dpa まで照射した Fe-15wt.%Cr-20wt.%Ni-0.5at.%M 合金の結晶粒界近傍における溶質原子濃度分布
- Fig.19 損傷速度 $2 \times 10^{-3} \text{dpa s}^{-1}$, 照射温度 673K で照射した Fe-15wt.%Cr-20wt.%Ni-0.5at.%M 合金の結晶粒界上における溶質原子濃度の照射量依存性
- Fig.20 損傷速度 $2 \times 10^{-3} \text{dpa s}^{-1}$ で 3dpa まで照射した Fe-15wt.%Cr-20wt.%Ni-0.5at.%M 合金の結晶粒界上における溶質原子濃度の照射温度依存性
- Fig.21 損傷速度 $2 \times 10^{-3} \text{dpa s}^{-1}$ で 3dpa まで照射した Fe-15wt.%Cr-20wt.%Ni-0.5at.%M 合金の結晶粒内における原子空孔, 及び格子間原子移動度の照射温度依存性

第1章 緒言

オーステナイト系ステンレス鋼の高温クリープ強度は高レベルまで向上されているが、高照射量までの耐スウェリング性は、改良型316鋼（PNC316）においても限界があることが指摘されている。一方、フェライト系ステンレス鋼は、オーステナイト鋼に比べて非常に高い耐スウェリング特性を有する。しかし、高温クリープ強度が劣るためその改良が課題となっている。フェライト鋼の高温強度を改善した鋼として、酸化物を分散し、強化を図った分散強化型フェライト鋼の開発が注目されている。酸化物分散強化型フェライト鋼（ODSフェライト鋼）は、酸化物（ Y_2O_3 ）を微細に分散させ強度の増加を図ったもので、 Y_2O_3 が微細に分散していること、転位密度が高いこと、結晶粒が微細であること等の特徴があり、オーステナイト鋼に匹敵する高温強度を得ることができると同時に、フェライト鋼の耐スウェリング性を兼ね備えており、燃料被覆管用材料として注目されている。しかし、ODSフェライト鋼の照射特性の検討は従来より極めて限られており、系統的な研究がほとんどされていない。本研究ではその一環として、分散粒子のスウェリング挙動に対する効果として、微細分散した酸化物界面のシンク効果を考慮したモデル計算から、Crの照射誘起粒界偏析に及ぼす微細分散酸化物の効果を検討した。

また、照射誘起偏析モデルの高度化として、オーステナイト系ステンレス鋼を対象に、改良した計算コードを用いモデル計算を行った。

はじめに、溶質原子（特にNi）の移動機構を詳細に検討し、計算に用いる材料因子について解析を行い、さらに、前述の改良モデルにより、溶質原子の粒界偏析挙動に及ぼす温度変動の照射効果を検討した。併せて、照射誘起偏析コードの高度化に向け、粒界近傍における転位組織発達を考慮したモデル、及び第四元素添加（特にSi、P等の微量添加元素）を考慮したモデル計算の結果について検討した。

第2章 計算方法

2-1 偏析モデル

本計算における偏析モデルは、Lamモデルを改良したもので、各溶質原子・点欠陥に対しそれぞれ独立な拡散方程式を立てて計算を行った。このモデル計算では、照射により導入された点欠陥の移動に誘起される溶質原子のフラックス、及び溶質原子自身の濃度勾配に起因する溶質フラックスを考慮して、溶質原子濃度分布の時間変化を求めた。

ここで、オーステナイト系Fe-Cr-Ni合金中のNiの移動機構として、本計算ではNi原子は照射により導入された格子間原子と混合ダンベルを形成し、ドラッキング機構により移動し、CrおよびFeは主に空孔型拡散機構により移動すると仮定した。

計算シミュレーションでは、各溶質原子・点欠陥に対する連立拡散方程式を一次的に解くことによって、各溶質原子、あるいは点欠陥の濃度分布を求めた。また、結晶粒界は点欠陥に対する完全シンク場所として作用すると仮定し、結晶粒界近傍における溶質原子の偏析挙動を調べた。なお、ボイド、及び転位等の内部シンク強度は考慮したが、内部シンクへの偏析は無視した。

2-2 パラメータ

照射効果を記述するモデル化においては、材料因子、及び照射パラメータの推定値を用いることは避けることはできない。特に、複雑な合金系においては、実測パラメータが不十分であるため、純金属や二元系合金などの単純なモデル合金で得られている測定値を用いた。さらに、温度変動照射においては、各温度におけるシンク強度を評価できるデータが不足しているため、既存のパラメータ、及びデータベースからの推測は慎重に取り扱った。本シミュレーションに用いた基本パラメータをTable.1（フェライト系Fe-Cr合金）、及びTable.2（オーステナイト系Fe-Cr-Ni合金）に示した。

Table.1 Fe-Cr合金に用いた主要なパラメータ

Vacancy Jump Frequency via Fe	$5.0 \times 10^{13} \text{ s}^{-1}$
Vacancy Jump Frequency via Cr	$8.0 \times 10^{13} \text{ s}^{-1}$
Vacancy Migration Energy	1.05eV
Interstitial Jump Frequency	$5.0 \times 10^{12} \text{ s}^{-1}$
Interstitial Migration Energy	0.3eV
Vacancy Formation Energy	1.6eV
Vacancy Formation Entropy	$5.0 k_B$
Lattice Constant	$2.87 \times 10^{-10} \text{ m}$
Damage Rate	$2 \times 10^{-3} \text{ dpa s}^{-1}$
Damage Efficiency	1.0
Recombination Rate Constant	$500 D_I$
Internal Sink Strength	$10^{14} \sim 10^{18} \text{ m}^{-2}$

Table.2 Fe-Cr-Ni合金に用いた主要なパラメータ

Vacancy Jump Frequency via Fe	$2.5 \times 10^{13} \text{ s}^{-1}$
Vacancy Jump Frequency via Cr	$3.5 \times 10^{13} \text{ s}^{-1}$
Vacancy Jump Frequency via Ni	$1.5 \times 10^{13} \text{ s}^{-1}$
Vacancy Migration Energy	1.05eV
Interstitial Jump Frequency	$5.0 \times 10^{12} \text{ s}^{-1}$
Fe-Interstitial Migration Energy	0.3eV
Cr-Interstitial Migration Energy	0.3eV
Ni-Interstitial Migration Energy	0.9eV
Ni-Interstitial Binding Energy	0.75eV
Vacancy Formation Energy	1.6eV
Vacancy Formation Energy	$5.0 k_B$
Lattice Constant	$3.58 \times 10^{-10} \text{ m}$
Damage Rate	$2 \times 10^{-3} \text{ dpa s}^{-1}$
Damage Efficiency	1.0
Recombination Rate Constant	$500 D_i$
Internal Dislocation Density	10^{14} m^{-2}
Bias Factor for Vacancy	1.0
Bias Factor for Interstitial	1.1

第3章 照射誘起粒界偏析挙動の計算結果および考察

3-1 ODSフェライト鋼

ODSフェライト鋼の特徴は、先に述べたように、 Y_2O_3 が微細に分散していること、転位密度が高いこと、結晶粒が微細であること等が挙げられる。本計算では、フェライト系Fe-Cr合金について、粒内に析出した酸化物界面の点欠陥に対するシンク効果を考慮することにより、Crの照射誘起粒界偏析に及ぼす Y_2O_3 分散粒子の効果を検討した。ここで、結晶粒内に微細分散した Y_2O_3 粒子の点欠陥に対するシンク強度 (S) は次式によって表される。

$$S = 4\pi r_p N_p$$

ここで、 r_p は分散粒子の平均半径、 N_p は分散粒子の数密度である。また、計算には、Cr原子に関しては空孔型拡散を伴う逆カーケンドール効果に誘起されるフラックスを偏析機構に採用し、結晶粒界近傍におけるCrの誘起偏析挙動に及ぼす分散粒子の効果を検討した。

Fig.1は、損傷速度 $2 \times 10^{-3} \text{ dpa s}^{-1}$ 、照射温度673Kで3dpaまで照射したFe-13wt.%Cr合金の結晶粒界近傍におけるCr濃度分布の計算結果を示す。ここで、図中の S は分散粒子のシンク強度を示す。結晶粒界においてCrの枯渇が認められた。これはCr原子がFeに比べてオーバーサイズ原子であり、容易に原子空孔と位置交換しながら拡散、移動するためである。また、シンク強度が 10^{15} m^{-2} 以下の場合には、Cr濃度分布に明確な差異は認められなかった。一方、これより大きなシンク強度を有する場合には、シンク強度の増加に伴い、粒界上でのCr偏析量は減少し、誘起偏析が生じる領域は縮小した。ここで、シンク強度 10^{15} m^{-2} の値は、分散粒子の平均半径を10nmと仮定した場合、分散粒子の数密度約 10^{22} m^{-3} に相当する。このことから、これ以上の数密度を有する粒子が分散することにより、Crの粒界偏析が抑制されると推測される。

Fig.2は、上記の照射条件における結晶粒界近傍での原子空孔濃度分布を示す。分散粒子のシンク強度が増加すると、結晶粒内での原子空孔濃度は減少し、さらに、結晶粒界の原子空孔捕獲半径も同様に減少することが分かる。Crの偏析挙動と比較することにより、粒界上でのCr偏析量は、粒界に流入する原子空孔濃度、すなわち粒内における有効空孔濃度に依存し、また偏析領域は結晶粒界の原子空孔捕獲半径に依存すると考えられる。

Fig.3は、損傷速度 $2 \times 10^{-3} \text{dpa s}^{-1}$ で3dpaまで照射したFe-13wt.%Cr合金の結晶粒界上でのCr濃度の照射温度依存性を示す。このことから、分散粒子による誘起偏析の抑制効果は高温側でより顕著であることが分かる。また、分散粒子の点欠陥に対するシンク効果が非常に強い場合には、中間温度領域でCrの粒界偏析量はほぼ一定値となることが示唆された。

Fig.4に、上記の照射条件での結晶粒内の原子空孔、及び格子間原子の移動度 ($D_V C_V$, $D_I C_I$) の照射温度依存性を示す。特に、低温領域においては、照射による点欠陥濃度が増加するに伴い顕著な照射促進拡散が見られる。しかし、分散粒子シンク強度が増加するに伴い、高温側での促進拡散効果が減少する傾向にある。これは、前述の粒界上での誘起偏析挙動の照射温度依存性と一致する。また、シンク強度が非常に大きい場合には、中間温度領域において促進拡散係数は温度依存性を示さない。従って、この温度領域の誘起偏析挙動は同様に温度依存性を持たず、粒界のCr偏析量は一定の値を示すと考えられる。

以上より微小分散 Y_2O_3 粒子の照射誘起粒界偏析に及ぼす効果として、

- 1) 結晶粒内における原子空孔濃度の低下に伴う誘起偏析の抑制
- 2) 結晶粒界の点欠陥捕獲半径の減少に伴う偏析領域の縮小

が主な効果である。

3-2 オーステナイト系Fe-Cr-Ni合金

ここでは照射誘起偏析に関する計算コードの一層の高度化と高精度化を目的とした、オーステナイト系Fe-Cr-Ni合金に対する計算モデルの改良、及び改良モデルによる計算結果について検討した。

3-2-1 溶質原子の移動モデルの検討

照射誘起偏析のモデル計算を行う際に特に重要なことは、溶質原子の移動機構をどのように推定して、モデル化するかである。従来の照射誘起偏析モデルでは、空孔機構による各原子の拡散係数の差異に基づく偏析機構（空孔型逆カーケンドール機構）のみを考慮して行われている。しかし、オーステナイト系Fe-Cr-Ni合金では、NiはFe、Crと比較して原子径の小さいアンダーサイズ原子であり、照射により導入された格子間原子と強く相互作用し、混合ダンベルを形成して移動すると考えられる。溶質原子の移動機構を詳細に検討するため、空孔型逆カーケンドール機構のみを考慮した場合と、さらに、格子間原子ドラッグ機構による溶質原子（特にNi）の偏析機構を考慮した場合との差異を明らかにするため、超高压電子顕微鏡を用いた電子線照射実験と比較することにより照射下での溶質原子の移動機構を検討した。

Fig.5は、損傷速度 $2 \times 10^3 \text{ dpa s}^{-1}$ で3dpaまで照射したFe-15wt.%Cr-20wt.%Ni合金における粒界での溶質原子濃度の照射温度依存性を示す。ここで、^{三反}白丸は電子線照射による実験結果を示す。空孔、及び格子間原子による両偏析機構を考慮した場合、空孔機構のみを考慮した場合と比較して、粒界上の偏析量は増加し、実験結果との定量的な一致が確認された。しかし、空孔機構において各合金構成元素のジャンプ頻度をそれぞれ、 $v_{\text{Fe}}=5 \times 10^{13} \text{ s}^{-1}$ 、 $v_{\text{Cr}}=8 \times 10^{13} \text{ s}^{-1}$ 、及び $v_{\text{Ni}}=1.5 \times 10^{13} \text{ s}^{-1}$ と仮定することにより（case-2の場合）、実験結果が再現可能である。照射誘起偏析が生じるこのような温度領域では、原子空孔、格子間原子ともに容易に移動可能であり、各移動機構による差異を抽出することは困難である。しかし、格子間原子は容易に移動可能であるが、それと比較して原子空孔の移

動が困難な低温度での照射の場合、格子間原子機構による誘起偏析のみが抽出可能であると推測される。この、格子間原子機構による誘起偏析挙動を検討するため低温照射実験を行った。

Fig.6は、損傷速度 $2 \times 10^3 \text{ dpa s}^{-1}$ 、323Kで7.2dpaまで照射したFe-15wt.%Cr-20wt.%Ni合金の粒界近傍における溶質原子濃度分布を示す。このような低温照射の場合、誘起偏析による濃度変化は粒界近傍の数原子面内でのみ生じていると考えられる。このような微小領域における誘起偏析を調べるため、電子線照射実験後の濃度分布測定を、通常のTEMより小さなビーム径を有するFEG-TEMを用いてEDS分析した。この結果から、低温照射においても粒界近傍で溶質原子が偏析することが実験的に確認された。一方、計算結果によれば、空孔、格子間原子による両偏析機構を考慮することにより、実験結果と定量的に一致することが確認された。しかし、空孔機構のみを考慮した場合、高温領域では実験結果が再現性されるが、低温領域では偏析量は過小評価される傾向にあった。

以上より、照射下における溶質原子（特にNi）の偏析機構をモデル化する際には、空孔機構のみならず格子間原子機構による移動を取り扱う必要があることが示唆された。

3-2-2 照射誘起偏析に及ぼす温度変動照射の効果

稼働中の原子炉内では、炉の運転開始時・終了時には大きな温度変動、また、稼働中は比較的小さな温度変動が絶えず起こっている。このような温度履歴が、材料に特異組織を生じさせることが最近報告されている。照射損傷組織の発達は、異なった複数の熱活性化過程が相互に関りあいながら進行するため、僅かな温度の違いでも現象に大きな違いを生み出す。本研究では、モデル計算により照射誘起偏析に及ぼす温度変動照射の効果を検討した。

Fig.7は、損傷量 $2 \times 10^3 \text{ dpa s}^{-1}$ で10dpaまで照射したFe-15wt.%Cr-20wt.%Ni合金の粒界における溶質原子濃度の照射温度依存性を示す。照射誘起偏析は明確な温度依存性を示し、この照射条件においては、溶質原子の偏析は約773Kで最大であることが分かる。以上の結果を踏まえて、Fig.8(case-1)、(case-2)に示した温度履歴による照射誘起偏析挙動を検

討する。

Fig.9は、初期温度573K, 773K, 及び873K, 最終温度773K (case-1の場合) で10dpaまで照射した後の粒界近傍におけるNi濃度分布を示す。この場合、粒界におけるNi偏析量、及び粒界近傍におけるNi濃度分布に差異はほとんど認められなかった。これはCrについても同様であった。Fig.7に示した結果との比較から、誘起偏析の促進に対して温度変動照射効果はほとんど無いと考えられる。

Fig.10は、初期温度573K, 773K, 及び873K, 最終温度873K (case-1の場合) で10 dpaまで照射した後の粒界近傍におけるNi濃度分布を示す。この場合も、Ni濃度分布に違いは認められなかった。よって、低温側から高温側への温度変動照射効果はほとんど無いものと考えられる。

上記の条件において、温度変動照射の影響は認められなかった。一方、高温側から低温側、さらに、誘起偏析量が減少するような温度変動照射では溶質原子濃度分布に大きな差異を生じることが示された。Fig.11(a), (b)に、初期温度573K, 及び773K, 最終温度573K (case-1の場合), 同様に、初期温度, 及び最終温度573K, 中間温度773K (case-2の場合) で10dpaまで照射した後の粒界近傍におけるNi, 及びCr濃度分布を示す。573Kの一定温度で照射した結果と比較して、初期に高温で照射した場合、粒界の偏析量はNi, Crともに増加し、また、粒界近傍における偏析領域も拡大した。また、一時的な照射温度が高温側へ変動した場合についても同様の傾向が確認された。特に、Cr偏析量の増加、及び偏析領域が拡大していることは、粒界近傍におけるCr欠乏層形成の促進と関係するため、IASCCによる炉材料の耐食性劣化も促進される可能性が示唆される。また、このような一時的な温度変動が繰り返されることにより、偏析量の増加ならびに偏析領域の拡大はより顕著に現れる。従って、実際の原子炉稼働時における温度履歴による誘起偏析挙動の予測は重要な研究課題である。

3-2-3 照射誘起偏析計算コードの高度化に向けての検討

本節では、照射誘起偏析計算コードの更なる高度化・高精度化を目指して、いくつかの拡張を施した改良型計算コードによる計算解析結果について検討した。

i) 照射誘起偏析・転位組織発達を考慮したモデルによる計算解析および実験的検討

前節までの誘起偏析挙動のモデル計算で、照射により形成されるポイドや転位ループ等の二次欠陥組織形成については、そのシンク強度のみを外挿パラメータとして考慮した。しかし、これら二次欠陥の形成や組織発達は照射条件に大きく依存し、さらに、結晶粒界や表面等の点欠陥シンク近傍においては、結晶粒内とは異なった挙動を示す。ODS鋼における照射誘起偏析の計算結果から明らかなように、誘起偏析に影響を及ぼす主要因の一つとして、二次欠陥組織のシンク強度が重要であり、偏析モデルの高度化においては、点欠陥のクラスタリングによる二次欠陥の形成から成長までを同時に考慮することが重要である。今回は、照射による転位ループ形成から転位ループの成長、並びに転位同士相互反応による転位網組織の発達までを考慮した、一連の反応速度式に基づき記述した結晶粒界近傍での組織発達の時間的・空間的分布と照射誘起偏析挙動を同時に計算できる計算モデルを作成し、さらに電子線照射による実験結果と比較しつつモデルの妥当性、及び誘起偏析現象と二次欠陥形成の関連について検討した。また、計算では、自由な格子間原子のクラスタリングにより形成される複格子間原子が転位ループの安定核と仮定し、空孔型クラスター、及びポイド形成の効果は無視した。

Fig.12は、損傷速度 $1 \times 10^{-3} \text{dpa s}^{-1}$ 、573Kで1dpaまで照射したFe-15wt.%Cr-20wt.%Ni合金の粒界近傍における溶質原子濃度分布を示す。図中の黒三角は、同条件で行われた電子線照射実験の結果を示す。粒界近傍において、計算と実験結果は定量的に一致していることが認められる。粒界においてNiの濃化、及びCrの枯渇が観察され、粒界近傍ではNiの粒界への拡散移動に伴う枯渇、並びにCrの粒界からの拡散によって濃化が生じている。この局所的なNiの枯渇、及びCrの濃化が生じる領域は、照射の進行とともに拡大傾向にある。

Fig.13は、照射温度、それぞれ523K, 573K, 及び623Kで、損傷速度 $1 \times 10^3 \text{dpa s}^{-1}$ で1dpaまで照射したFe-15wt.%Cr-20wt.%Ni合金の粒界近傍における一次元的転位密度分布を示す。照射により、結晶粒内の転位密度は増加し、一方、結晶粒界近傍では粒内と比較して、転位組織の増殖がほとんど見られない領域が存在することが分かる。また、この領域は、照射温度が高いほど拡大する傾向を示す。Fig.14は、照射温度523K, 損傷速度 $1 \times 10^3 \text{dpa s}^{-1}$ で0.3dpaまで電子線照射したFe-15wt.%Cr-20wt.%Ni合金の結晶粒界近傍における損傷組織写真を示す。結晶粒内に多数の格子間原子型転位ループの形成が見られるが、結晶粒界の極く近傍において、計算結果と同様に転位ループがほとんど観察されない領域が認められる。この領域は転位組織のdenuded zone, すなわち、転位欠乏帯 (Dislocation free zone; DLFZ) に相当し、粒界を形成する二つの面方位差が大きい場合、すなわち、粒界での点欠陥シンク効果が大きい場合にこのDLFZが観察される。このような二次欠陥欠乏帯の形成は結晶粒界や表面等の点欠陥シンク場所で形成され、照射誘起偏析も同様にこの領域で生じていると思われる。転位欠乏帯形成と照射誘起偏析の相関性を検討するため、Fig.15に示したように、転位欠乏帯幅 (W_{DLFZ}), 及び照射誘起偏析幅 (W_{RIS}) を定義する。

Fig.16に、各温度における1dpa照射後の欠乏帯幅と偏析幅の関係を示す。照射温度の増加に伴い、欠乏帯幅、及び偏析幅ともに拡大する傾向が認められる。さらに、欠乏帯幅と偏析幅の間には直線関係が有ることが認められる。この場合、偏析幅は結晶粒界へのNi原子の拡散、すなわち、点欠陥 (特に格子間原子) の粒界への拡散移動により形成される量に対応する。従って、転位欠乏帯は点欠陥の粒界への移動により形成されたと考えられる。

Fig.17は、1dpa照射後の転位欠乏帯幅、および溶質原子の照射下拡散係数のアレニウス・プロットを示す。ここで、白丸は電子線照射実験により得られた結果である。これより、転位欠乏帯は熱活性化過程により形成され、その形成エネルギーは0.3eVであるが、この値は、点欠陥の照射促進拡散のための活性化エネルギー (0.6eV) に相当する。この結果、転位欠乏帯の形成は粒界への点欠陥の移動過程に関連した現象であることが

推測される。すなわち、点欠陥の粒界シンクへの消滅により濃度が減少し、その結果、点欠陥クラスタリングによる二次欠陥形成が抑制され、その領域で二次欠陥欠乏帯が形成されたためと解釈される。

ii) 照射誘起偏析に及ぼす微量添加元素の影響

原子炉材料に用いられるオーステナイト系ステンレス鋼は、高照射量における耐スウェリング特性を改善するため、様々な合金元素を添加することにより改良されている。例えば、TiやP等の微量添加により耐スウェリング性が著しく改善されることが知られている。これら添加元素によるスウェリング抑制の主要な機構の一つとして、添加元素による点欠陥トラップ効果が挙げられる。この場合、微量添加元素は照射により導入された原子空孔、又は格子間原子と強く相互作用して点欠陥複合体を形成し、自由点欠陥の移動度が低下することによりボイド・スウェリングを抑制する。しかし、これら微量添加元素が照射誘起偏析に与える影響に関する系統的な報告はほとんどなされていない。そこで、添加元素-点欠陥複合体の形成反応を考慮した照射誘起偏析モデルを構築し、溶質原子の粒界偏析に与える微量添加元素の影響を計算機シミュレーションにより検討した。

本計算では、照射下における溶質・溶媒原子 (Fe, Cr, Ni), 添加元素 (M), 及び自由点欠陥である原子空孔 (V) ならびに格子間原子 (I) に対する反応速度論的な拡散方程式を与え、数値計算により粒界近傍における濃度分布を求めた。また、添加元素は格子間原子とのみ相互作用することにより添加元素-格子間原子複合体 (MI) を形成し、完全に解離することなしに移動することができると仮定した。本計算で特に重要となるパラメータは、点欠陥の移動エネルギー、添加元素-格子間原子複合体の結合エネルギー、及び移動エネルギーである。本計算では、原子空孔の移動エネルギーを1.05eV、格子間原子の移動エネルギーを0.9eVと設定した。また、結合エネルギーとして、二種類の結合エネルギー ($E_{MI}^b = 0.5\text{eV}, 1.0\text{eV}$) について計算を行った。さらに、添加元素-格子間原子複合体の移動エネルギーに関しては、格子間原子の移動エネルギーに添加元素-格

子間原子複合体の結合エネルギーの60%を加えた値（今回の場合、 $E_M^m = 1.2\text{eV}, 1.5\text{eV}$ ）と設定した。また、添加元素と原子空孔とのジャンプ頻度は、SiやP等の軽元素に関してはステンレス鋼中では非常に大きな拡散係数を有することを考慮して、また、このSi、Pの拡散係数が他の合金元素の数十倍大きい値であることから、マトリクス中のFeに対するジャンプ頻度の20倍（ $\nu_M^v = 5 \times 10^{14} \text{s}^{-1}$ ）と設定した。

以上のモデルにより、照射誘起偏析に及ぼす微量添加元素の影響を検討した。

Fig.18は、損傷速度 $2 \times 10^{-3} \text{dpa s}^{-1}$ 、照射温度673Kで3dpaまで照射したFe-15at.%Cr-20at.%Ni-0.5at.%M合金の結晶粒界近傍における溶質原子濃度分布を示す。粒界上におけるNi原子、及び添加元素Mの濃化、ならびにCr原子の枯渇が認められた。また、Fe-Cr-Ni三元合金と比較して、粒界上の溶質原子の偏析量は添加元素Mの微量添加により減少し、偏析領域も縮小していることが判明した。この傾向は、添加元素-格子間原子複合体の結合エネルギーが大きいほど顕著であった。また添加元素Mに関して、粒界上の偏析量は添加元素-格子間原子結合エネルギーが小さいほうが大きくなったが、これは複合体移動エネルギーに依存している。

Fig.19は、上記の照射条件における粒界上の溶質原子濃度の照射量依存性を示す。照射誘起偏析は照射初期に速やかに進行し、照射の進行とともに偏析量は飽和傾向を示す。しかし、Fe-Cr-Ni三元合金と比較し、添加元素Mを微量添加すると照射初期の偏析の進行が抑制され、同様に粒界上の偏析量も減少する。

Fig.20に、損傷速度 $2 \times 10^{-3} \text{dpa s}^{-1}$ で3dpaまで照射したFe-15at.%Cr-20at.%Ni-0.5at.%M合金の結晶粒界上における溶質原子濃度の照射温度依存性を示した。添加元素Mの微量添加により、誘起偏析挙動はFe-Cr-Ni三元合金とは異なった温度依存性を示すことが見いだされた。Fe-Cr-Ni合金の場合、粒界上の偏析量は照射温度の上昇に伴い増加傾向を示し、一定温度（以下、偏析ピーク温度と称する）以上では偏析は減少傾向を示す。この偏析ピーク温度はM元素の微量添加により低温側へと推移する。さらに、その傾向は、添加元素-格子間原子結合エネルギーが大きいほど顕著である。また、偏析ピーク温度以下の温度領域では、誘起偏析挙動は三段階に分類される。低温側では、粒界上での偏析量

はFe-Cr-Ni合金の場合とほとんど同様の挙動を示す (stage-1) . 温度の上昇に伴い, 明確な偏析量の変化が生じない温度領域が確認される (stage-2) . さらに高温になるにつれ, 再び粒界上の偏析量が増加する. しかし, その偏析量はFe-Cr-Ni合金と比較して小さい (stage-3) . また, 添加元素-格子間原子結合エネルギーが大きいほど, stage-2が現れる温度領域は高温側へと拡大する. 一方, 添加元素自身の偏析はstage-3よりも高温領域で生じる. さらに, 添加元素の誘起偏析に対する偏析ピーク温度は大きい結合エネルギーほど, すなわち, 複合体移動エネルギーが大きいほど高温側へ移行した. このような複雑な誘起偏析挙動の温度依存性を検討するため, 照射下における点欠陥移動度に着目して考察した. Fig.21は, 上記照射条件での結晶粒内における原子空孔, 及び格子間原子移動度の照射温度依存性を示す. 一定温度以下では照射による促進拡散が認められるが, この温度はM元素添加により, また, 添加元素-格子間原子結合エネルギーが大きいほど低下する傾向にある. これに起因して偏析ピーク温度が低下したと考えられる. 照射誘起偏析と同様に, M元素添加により点欠陥移動度も複雑な温度依存性を示した. 低温側では, 点欠陥移動度はM元素非添加の場合と同様な挙動を示す. この低温領域では照射により導入される点欠陥濃度は添加元素濃度よりも高い. 従って, 添加元素の効果が見られない. 一方, 点欠陥濃度が添加元素濃度以下となる中温度領域では, 格子間原子は添加元素と相互作用し, 添加元素-格子間原子複合体を形成して減少する. また添加元素-格子間原子複合体は原子空孔に対する再結合場所として作用するため, 原子空孔濃度も同様に減少する. また, 添加元素濃度は温度に依存しないため, この温度領域における点欠陥移動度は同様に温度依存性を示さない. さらに, 高温になるにつれ, 形成された添加元素-格子間原子複合体は熱的な解離を起こすため, 添加元素による格子間原子のトラップ効果は低下し, また, 複合体濃度が減少し, それに伴い原子空孔との再結合割合は低下する. その結果, 温度の上昇に伴い, 点欠陥移動度は再び増加する. 以上の理由により, 格子間原子トラップ型元素を微量添加すると, 溶質原子偏析ピーク温度は低下し, この温度以下の偏析に対し抑制効果があることと考えられる.

第4章 結言

フェライト系ODS鋼の耐照射性に及ぼす微細分散粒子の効果を調べるため、計算機シミュレーションにより結晶粒界近傍におけるCr濃度変化に対する微細分散粒子シンク強度依存性を検討した。結晶粒内に分散粒子が高密度に存在する場合、粒界近傍におけるCrの照射誘起偏析を抑制することが確認された。微細分散粒子の照射誘起偏析に及ぼす効果として、

(1) 結晶粒内における点欠陥濃度の低下に伴う誘起偏析の抑制

(2) 結晶粒界の点欠陥捕獲半径の減少に伴う偏析領域の縮小

がモデル計算により示唆された。また、照射下でのポイド・スウェリング等の点欠陥挙動に起因した諸現象も同様に、微細分散粒子の存在により抑制されると考えられる。

照射誘起偏析に対する計算コードの高度化、及び高精度化について、オーステナイト系ステンレス鋼 (Fe-15Cr-20Ni) を対象に検討した。

Fe-Cr-Ni合金中での溶質原子の移動機構 (特にNi) をモデル計算・電子線照射実験の両面から検討し、低温照射下での溶質原子の偏析挙動の解析から、Ni原子の主要な移動機構はドラッグ型格子間原子の移動であることが明らかにされた。また上記の改良モデルにより、照射誘起偏析に及ぼす温度変動照射の影響を検討した結果、初期の低温照射はその後の照射誘起偏析挙動に対してほとんど影響しないことが確認された。一方、初期高温照射あるいは照射途中での高温側への温度変動により、粒界上の溶質原子の偏析量は増加し、偏析領域は拡大傾向にあることが示された。このことは、原子炉稼働中の温度変動を考慮した誘起偏析挙動を考慮することが必要であると示唆された。

さらに、実用鋼における誘起偏析挙動を予測するため、照射誘起偏析モデルに関して、いくつかの拡張を行った。

第1に、内部シンクの取り扱いを改良し、誘起偏析現象と照射に伴う転位組織変化を同時に計算できる計算コードを開発し、電子線照射実験との比較・検討しモデルの妥当性、ならびに誘起偏析に与える内部組織変化の影響を考察した。本計算により、照射誘起偏析が生じる結晶粒界の極く近傍において、転位ループがほとんど形成されない領域の存在が示された。さらに、電子線照射実験から、粒界近傍における転位欠乏帯の形成が実験的に確認された。転位欠乏帯幅と照射誘起偏析幅の間には相関関係があり、さらに、転位欠乏帯幅のアレニウス・プロットから、転位欠乏帯形成における見掛け上の活性化エネルギーは照射促進拡散の活性化エネルギーと密接に関係することが判明した。即ち、結晶粒界近傍における転位欠乏帯形成と照射誘起偏析は、点欠陥の粒界シンクへの移動により誘起される現象であることが明らかにされた。

第2に、溶質原子の照射誘起偏析に及ぼす微量添加元素の影響を検討した。本モデルでは、特に、格子間原子トラップ型の添加元素の影響について考慮した。このような元素の微量添加により、溶質原子誘起偏析は抑制されることが示された。また、抑制効果は添加元素-格子間原子の間の結合エネルギーが大きいほど強く、さらに、粒界上の誘起偏析量の照射温度依存性は複雑であった。この挙動は、添加元素による格子間原子のトラップ効果、及び原子空孔が添加元素-格子間原子複合体と再結合することによる消滅、ならびに添加元素-格子間原子複合体の熱的解離に起因することが示唆された。

参考文献

1. E.A. Little and D.A. Stow: *J. Nucl. Mater.* 87(1979)25.
2. 高橋平七郎ら：照射材料の透過電子顕微鏡観察 -電子線照射による分散強化鋼の相安定性ならびに照射誘起偏析モデル検証試験- PNC ZJ9600 95-001
3. H. Widersich, P.R. Okamoto and N.Q. Lam: *J. Nucl. Mater.* 83(1979)98.
4. A.M. Yacout, N.Q. Lam and J.F. Stubbins: *Nucl. Inst. Meth. Phys. Res. B* 42(1989)49.
5. N. Yoshida, Q. Xu, H. Watanabe, Y. Miyamoto and T. Muroga: *J. Nucl. Mater.* 212-215 (1994)471.
6. S. Watanabe, N. Sakaguchi, N. Hashimoto, H. Takahashi and N.Q. Lam: *J. Nucl. Mater.* 232(1996)113.
7. S. Watanabe, N. Sakaguchi and H. Takahashi: *J. Nucl. Mater.* 240(1997)251.
8. R.E. Stoller: *J. Nucl. Mater.* 174(1990)289.
9. B.B. Glasgow and W.G. Wolfer, *Effects on Radiation on Microstructure* (edited by F.A. Garner, N.H. Packan and J.S. Perrin) ASTM STP-870 (1985)453.
10. M. Suzuki, A. Fujimura, A. Sato, J. Nagakawa, N. Yamamoto and H. Shiraishi: *Phil. Mag.* A 64(1991)395.
11. S. Watanabe, N. Sakaguchi, S. Mochizuki and H. Takahashi: *Phil. Mag. Let.* 74(1996)351.
12. S. Watanabe, H. Tsuchida, Y. Hidaka, N. Sakaguchi, S. Ohnuki and H. Takahashi: *J. Nucl. Mater.* 233-237(1996)176.

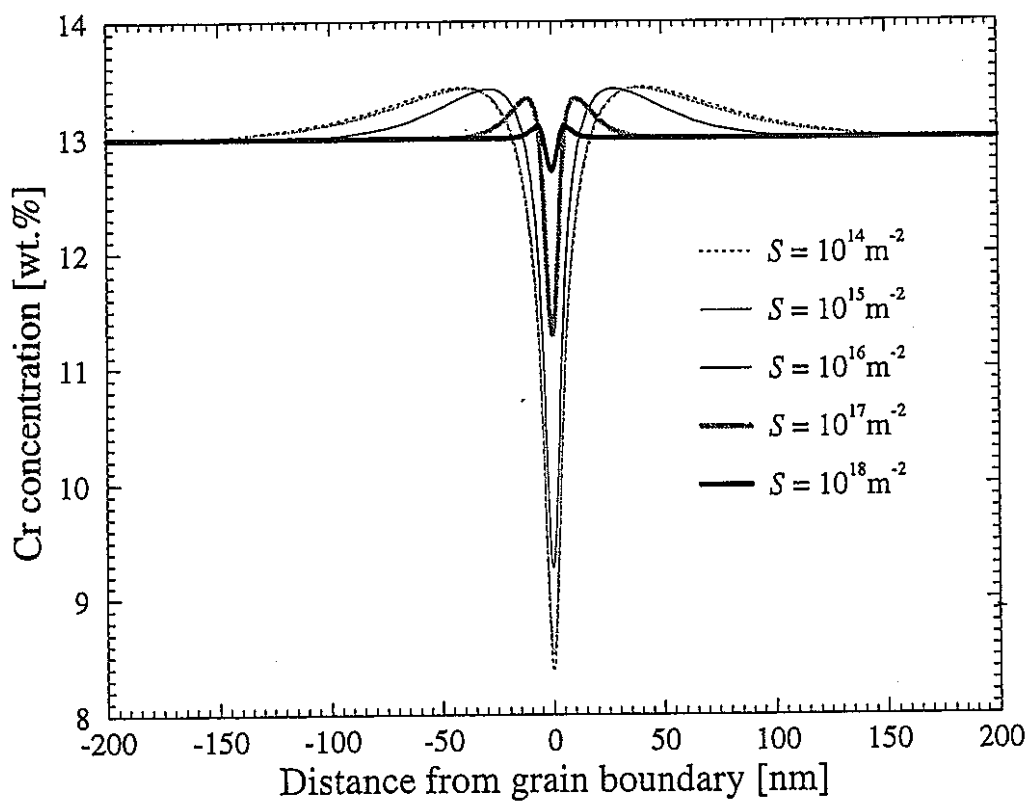


Fig.1 損傷速度 $2 \times 10^{-3} \text{ dpa s}^{-1}$, 照射温度673Kで3dpaまで照射したFe-13wt.%Cr合金の結晶粒界近傍におけるCr濃度分布.

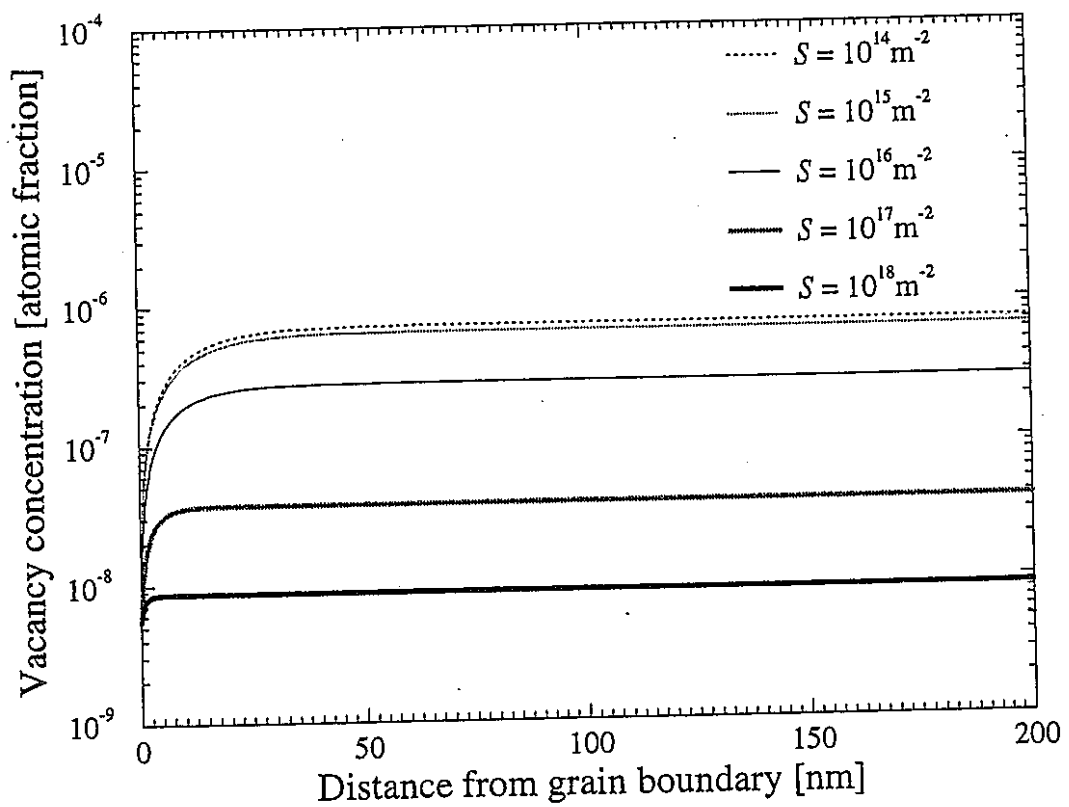


Fig.2 損傷速度 $2 \times 10^{-3} \text{ dpa s}^{-1}$, 照射温度673Kで3dpaまで照射したFe-13wt.%Cr合金の結晶粒界近傍における原子空孔濃度分布.

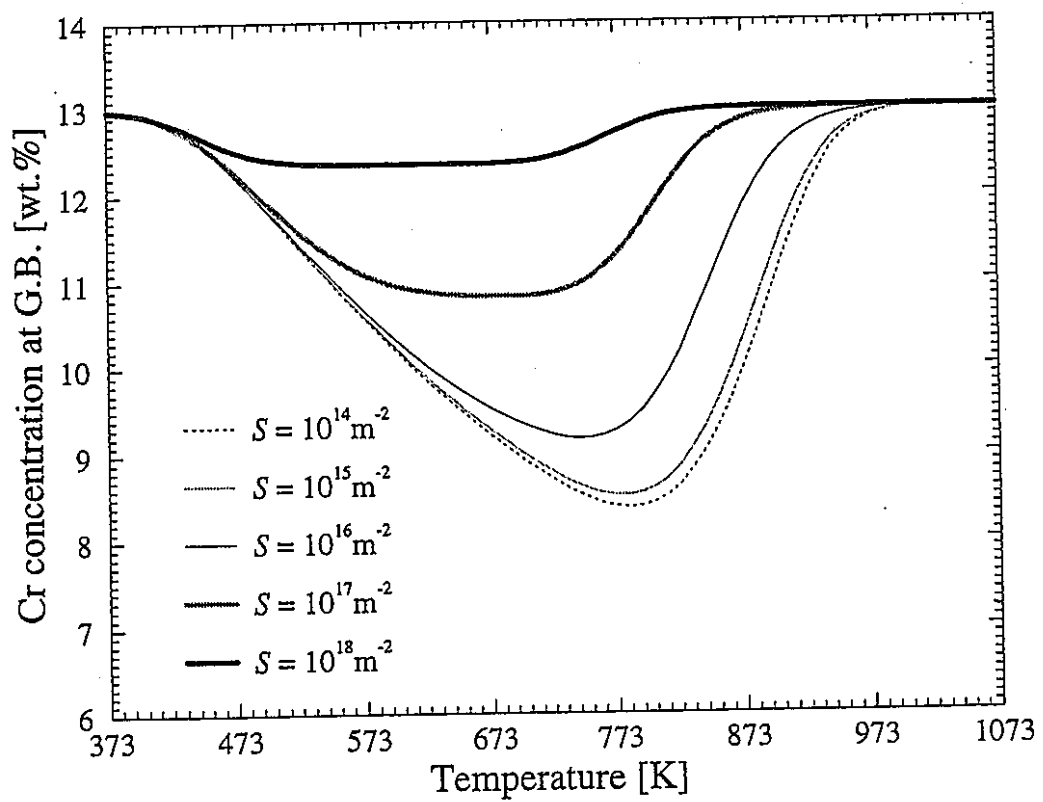


Fig.3 損傷速度 $2 \times 10^{-3} \text{ dpa s}^{-1}$ で3dpaまで照射したFe-13wt.%Cr合金の結晶粒界上におけるCr濃度の照射温度依存性.

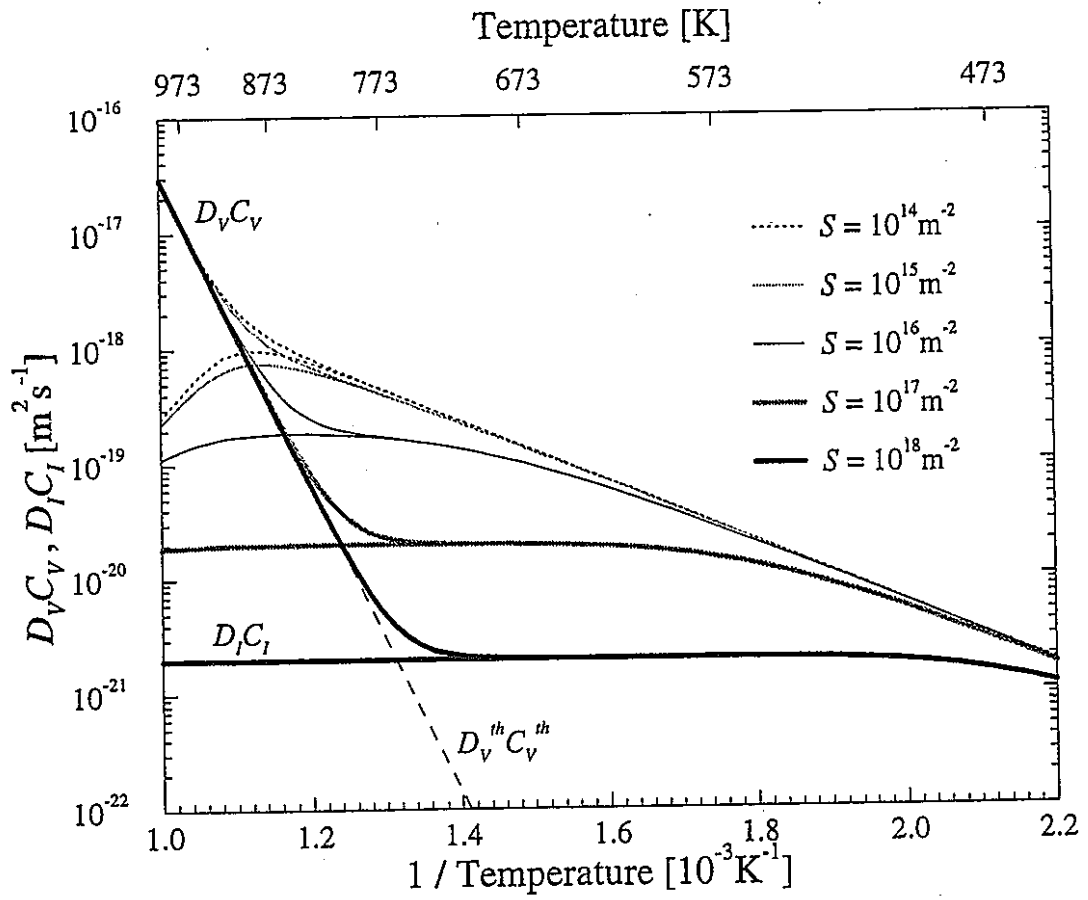


Fig.4 損傷速度 $2 \times 10^{-3} \text{ dpa s}^{-1}$ で3dpaまで照射したFe-13wt.%Cr合金の結晶粒内における原子空孔及び格子間原子移動度の照射温度依存性.

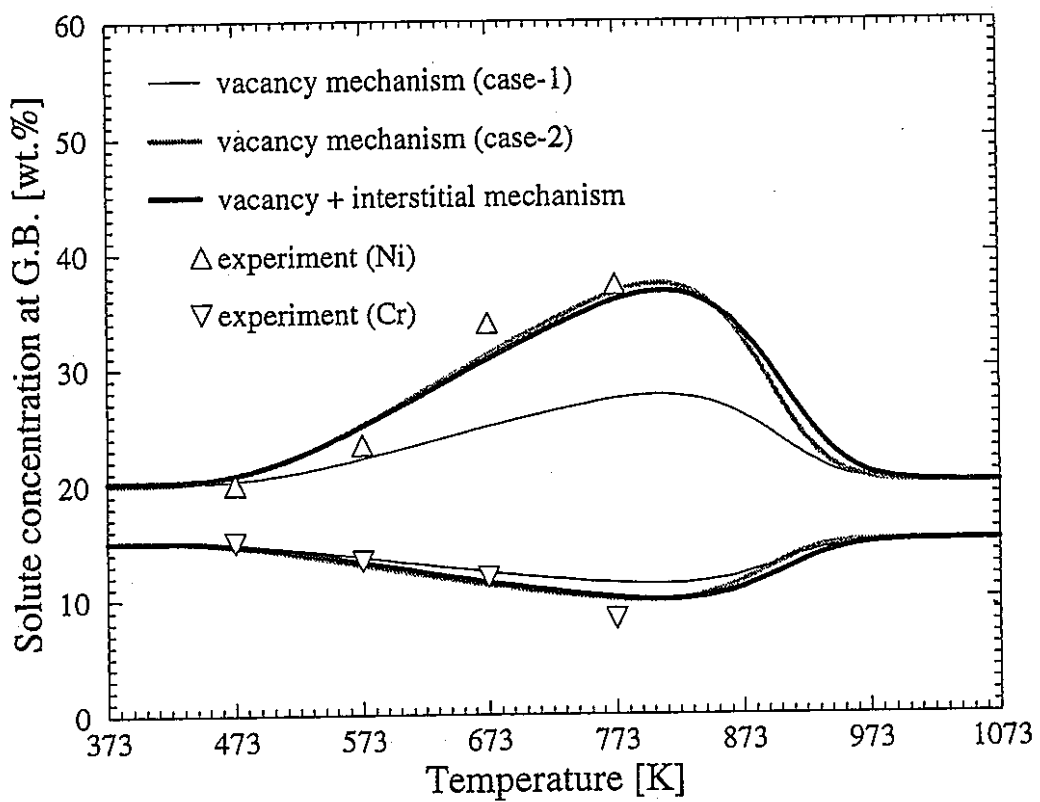


Fig.5 損傷速度 $2 \times 10^{-3} \text{ dpa s}^{-1}$ で3dpaまで照射したFe-15wt.%Cr-20wt.%Ni合金の結晶粒界上における溶質原子濃度の照射温度依存性.

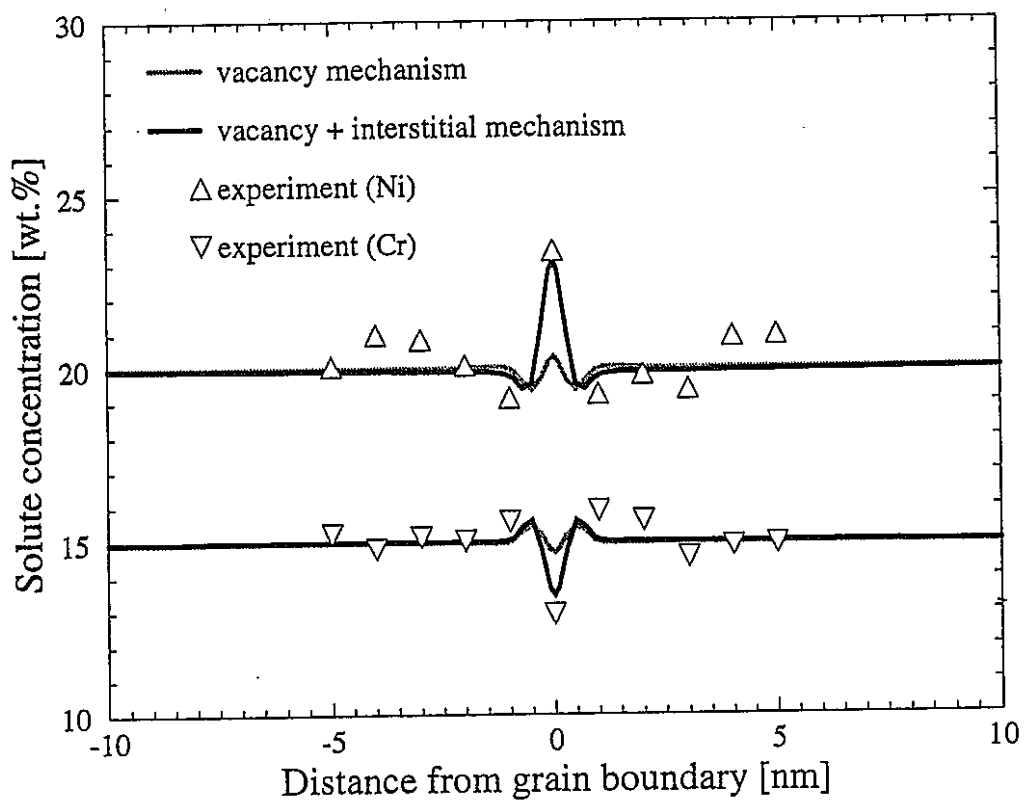


Fig.6 損傷速度 $2 \times 10^{-3} \text{ dpa s}^{-1}$, 照射温度 323 K で 7.2 dpa まで照射したFe-15wt.%Cr-20wt.%Ni合金の結晶粒界近傍における溶質原子濃度分布.

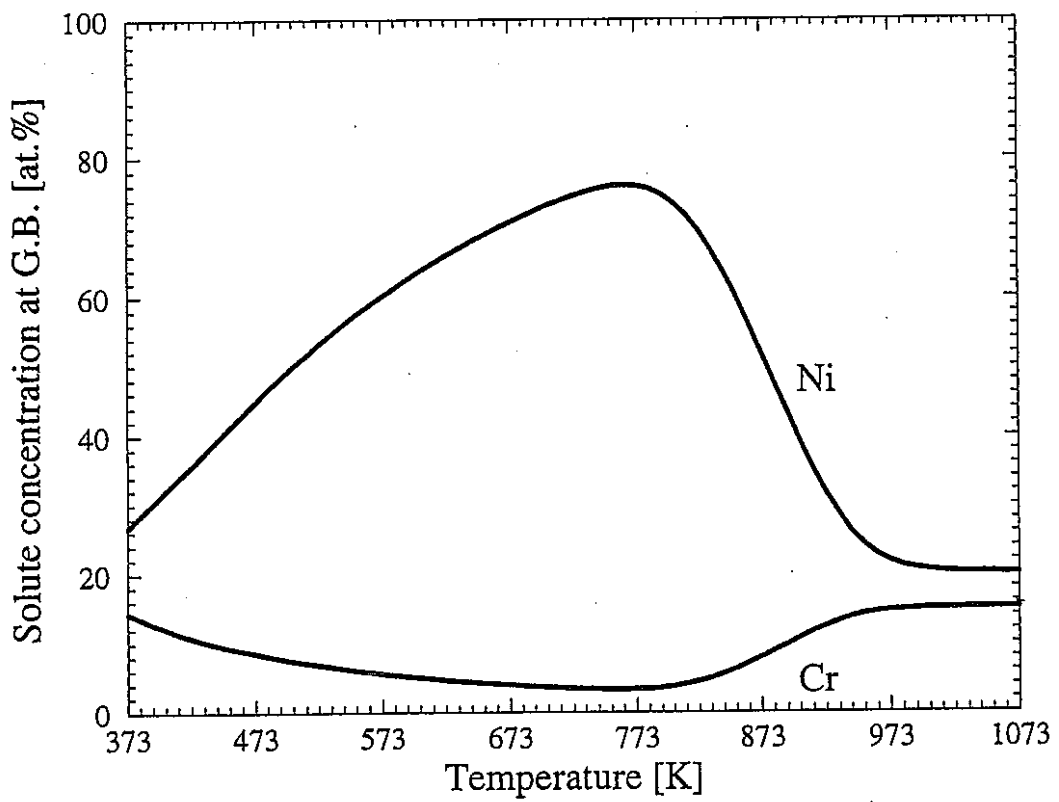
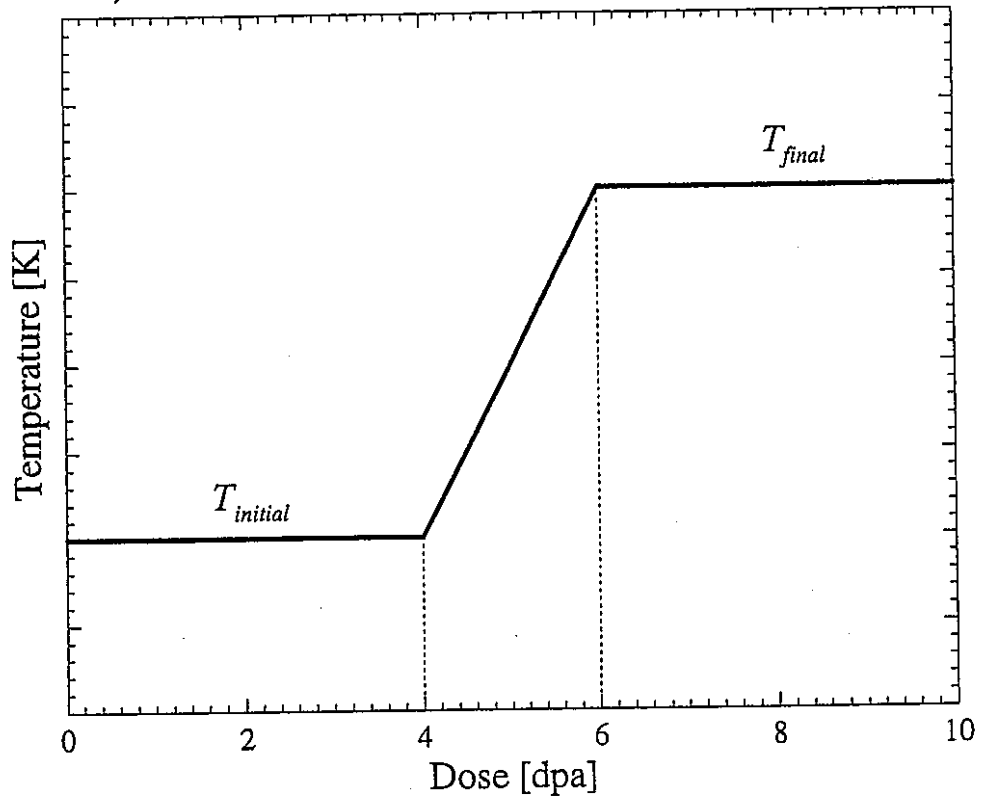


Fig.7 損傷速度 $2 \times 10^{-3} \text{dpa s}^{-1}$ で10paまで照射したFe-15wt.%Cr-20wt.%Ni合金の結晶粒界上における溶質原子濃度の照射温度依存性.

(case-1)



(case-2)

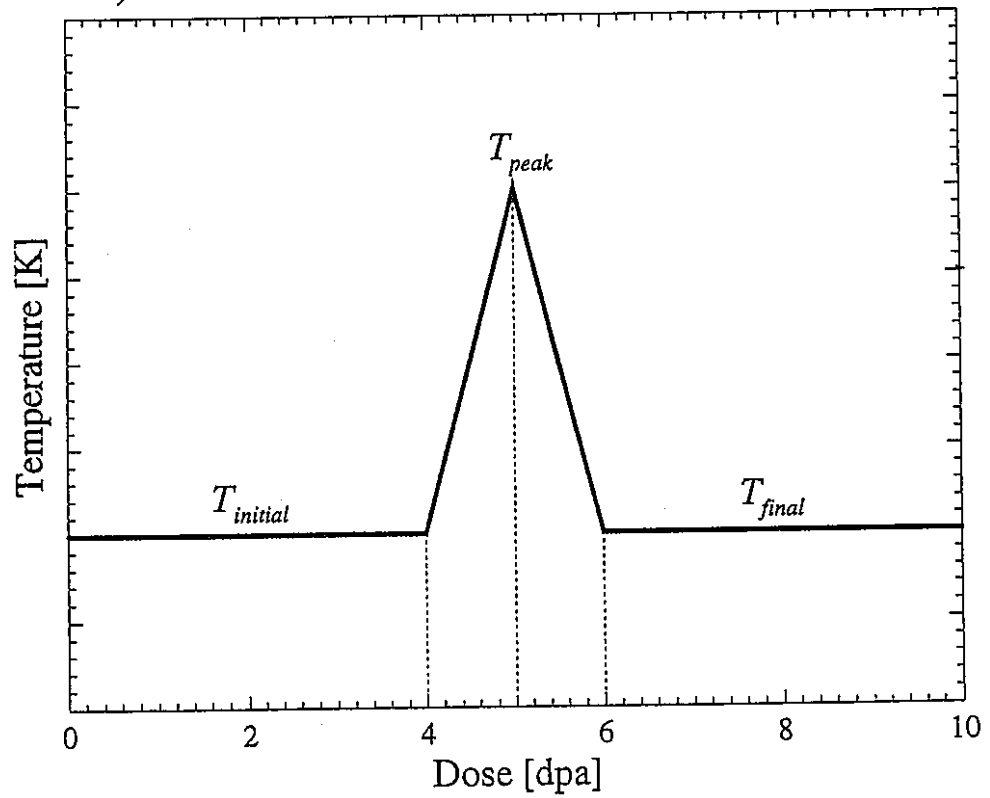


Fig.8 温度変動照射時の温度履歴.

(case-1) 二段階照射, (case-2) 中途温度変動照射.

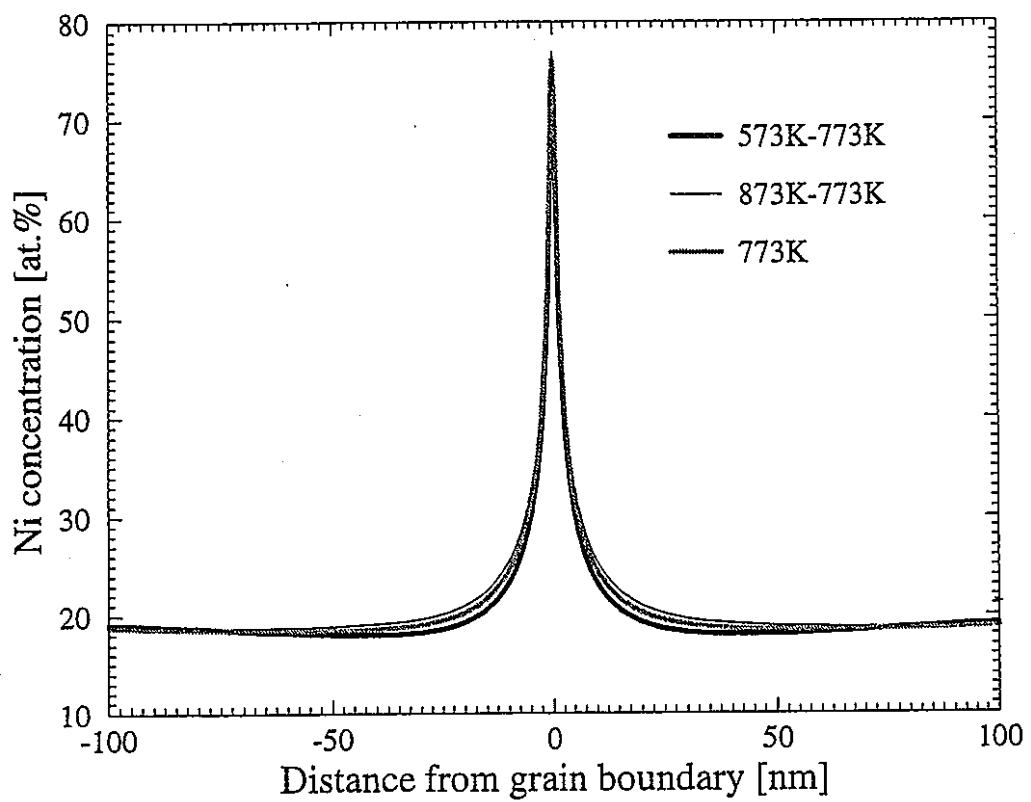


Fig.9 損傷速度 $2 \times 10^{-3} \text{ dpa s}^{-1}$, 初期照射温度573K, 773K, 873K, 最終照射温度773Kで10dpaまで照射したFe-15wt.%Cr-20wt.%Ni合金の結晶粒界近傍におけるNi濃度分布.

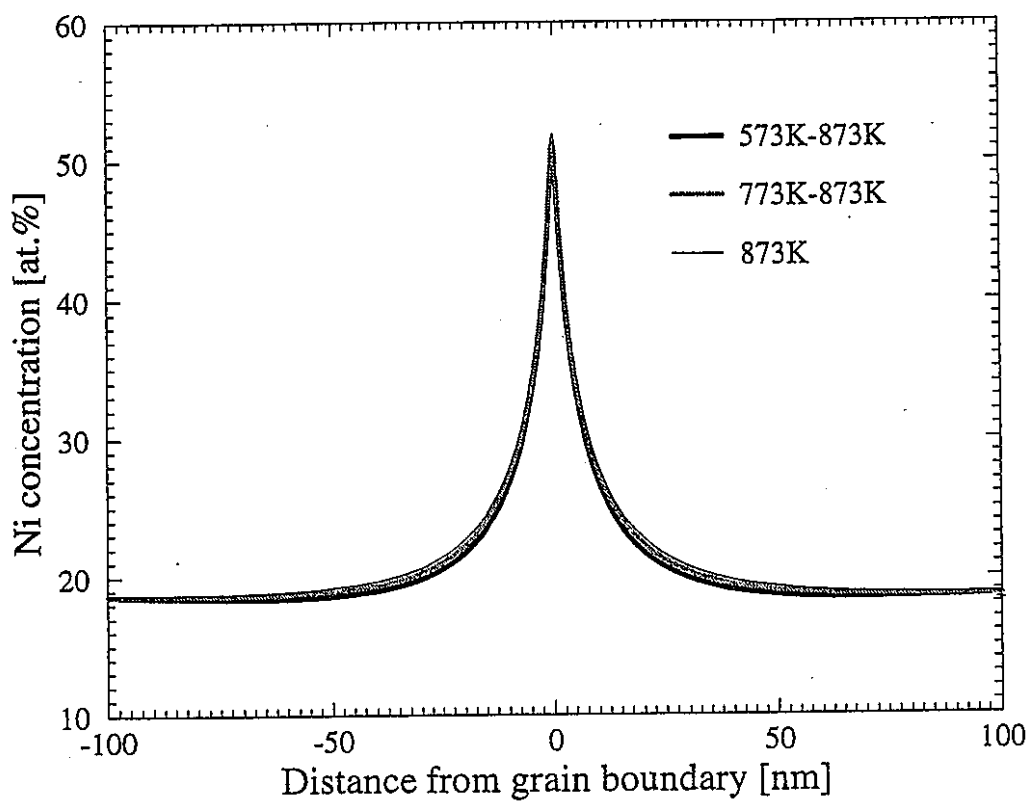


Fig.10 損傷速度 $2 \times 10^{-3} \text{ dpa s}^{-1}$, 初期照射温度573K, 773K, 873K, 最終照射温度873Kで10dpaまで照射したFe-15wt.%Cr-20wt.%Ni合金の結晶粒界近傍におけるNi濃度分布.

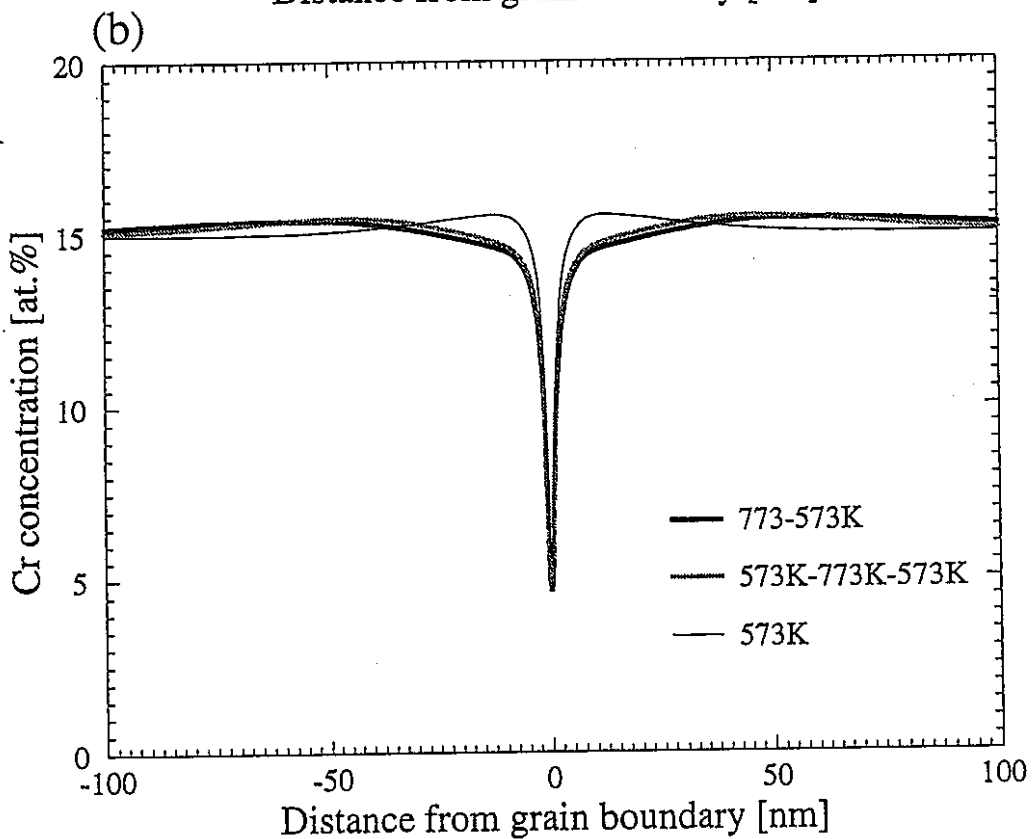
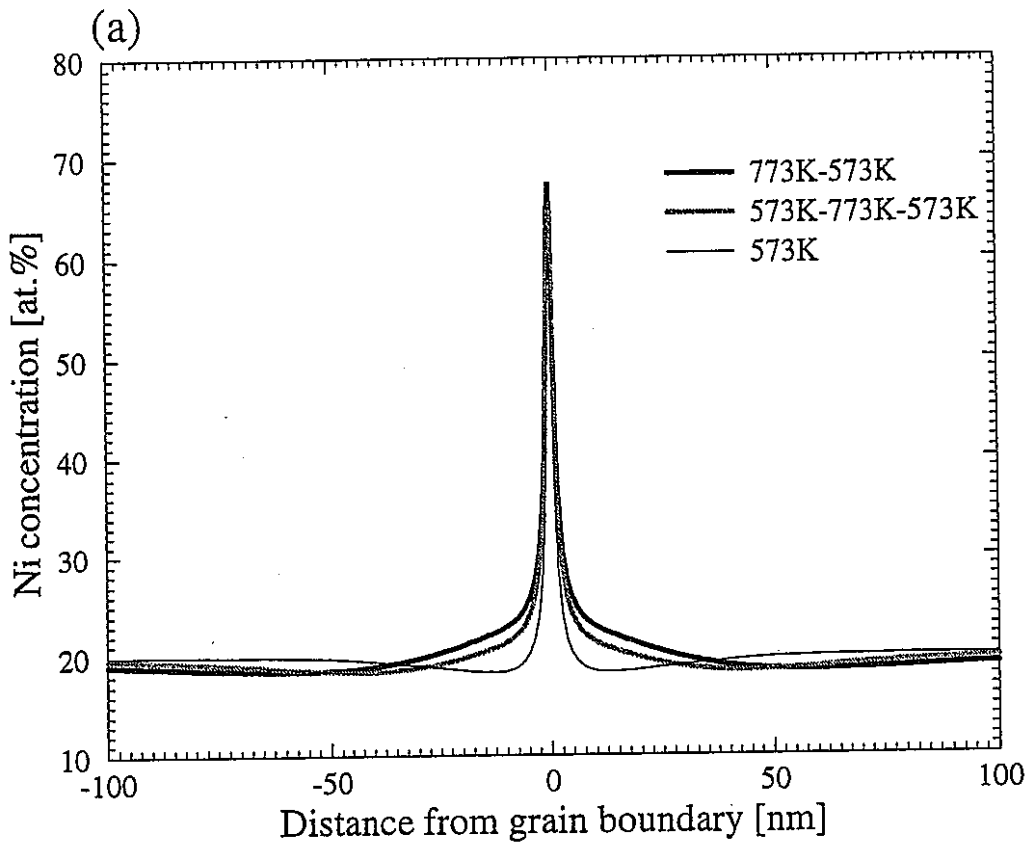


Fig.11 損傷速度 $2 \times 10^{-3} \text{ dpa s}^{-1}$, 初期照射温度573K, 773K, 最終照射温度573K(case-1), 及び初期・最終温度573K, 中途温度773K(case-2)で10dpaまで照射したFe-15wt.%Cr-20wt.%Ni合金の結晶粒界近傍における(a) Ni濃度分布, 及び, (b) Cr濃度分布.

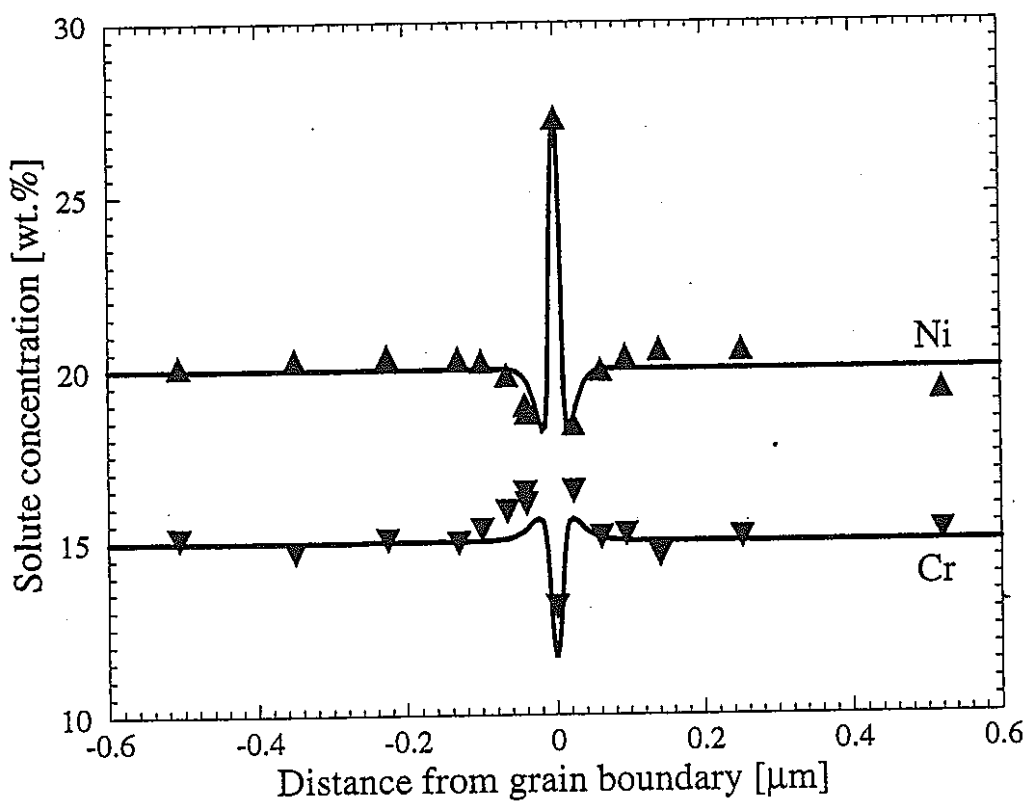


Fig.12 損傷速度 $1 \times 10^{-3} \text{dpa s}^{-1}$, 照射温度573Kで1dpaまで照射したFe-15wt.%Cr-20wt.%Ni合金の結晶粒界近傍における溶質原子濃度分布.

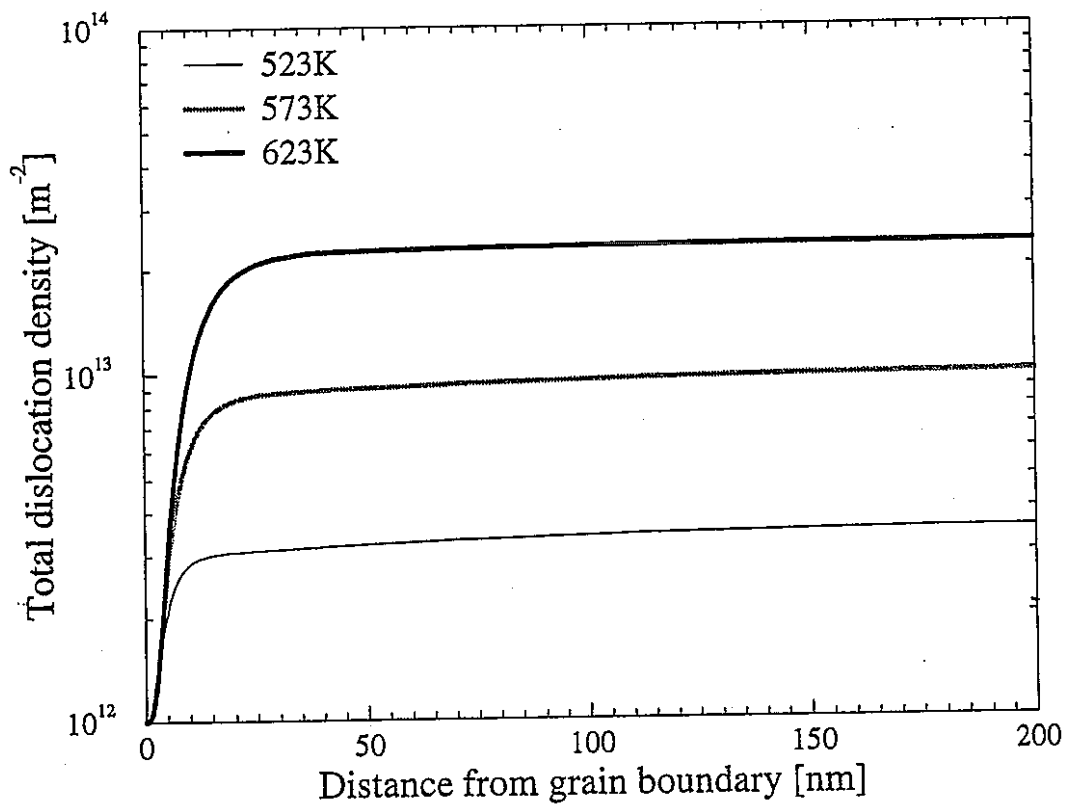


Fig.13 損傷速度 $1 \times 10^{-3} \text{ dpa s}^{-1}$ で1dpaまで照射したFe-15wt.%Cr-20wt.%Ni合金の結晶粒界近傍における転位密度分布.

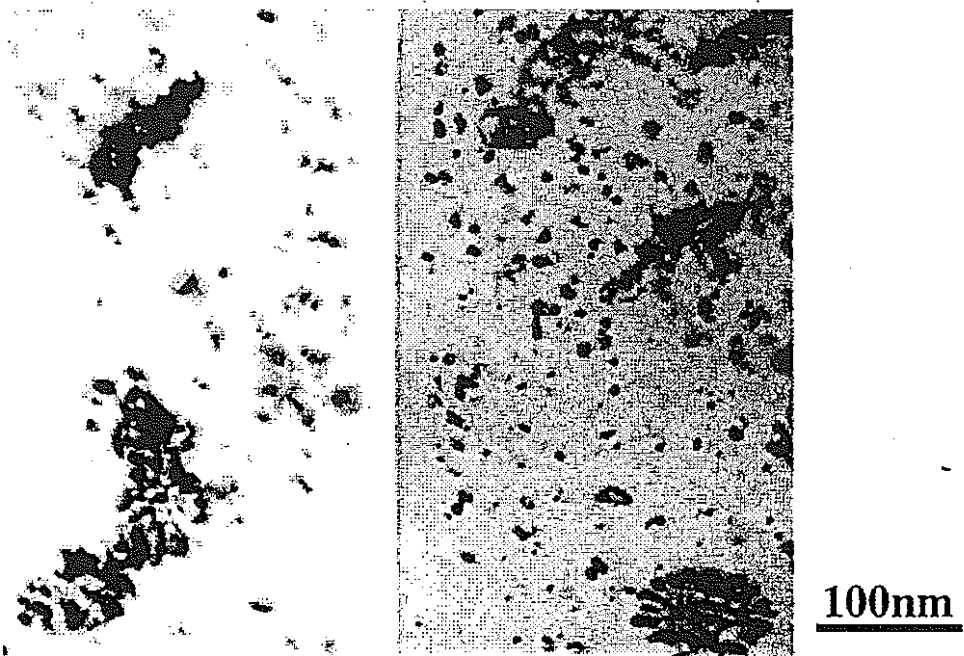


Fig.14 損傷速度 $1 \times 10^{-3} \text{ dpa s}^{-1}$, 照射温度523Kで0.3dpaまで照射したFe-15wt.%Cr-20wt.%Ni合金の結晶粒界近傍における転位組織写真.

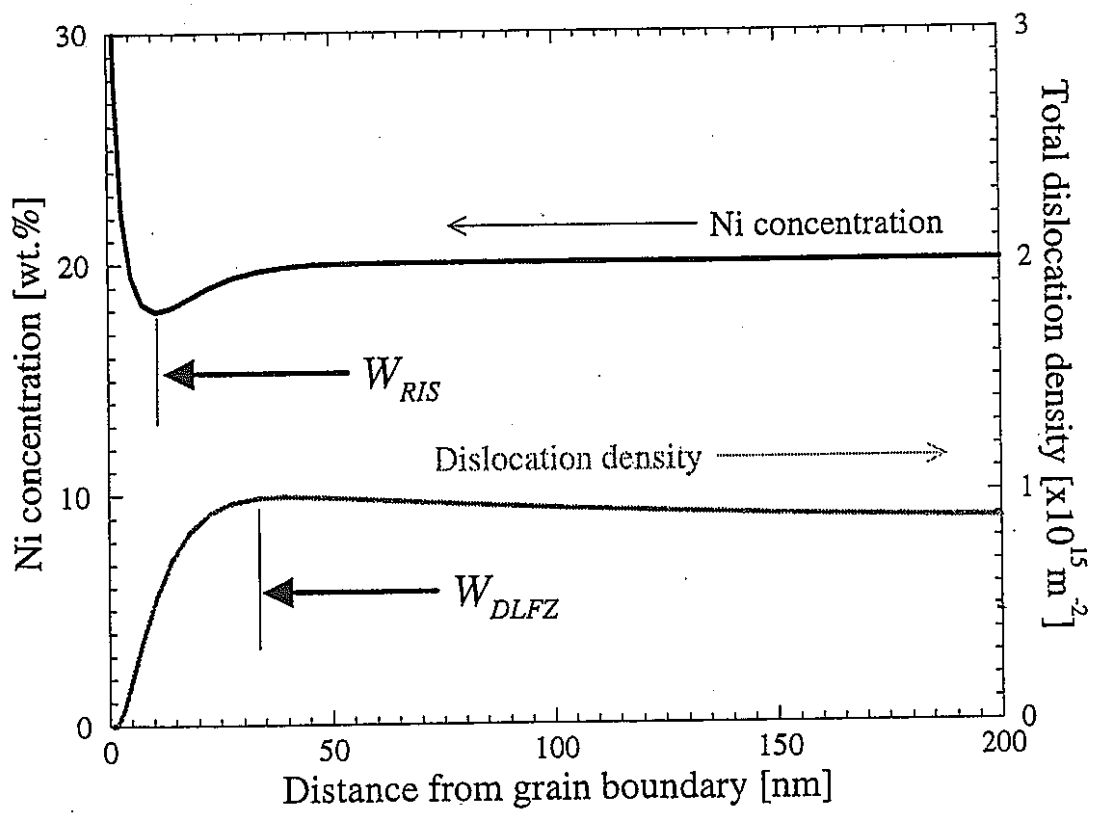


Fig.15 転位欠乏帯幅 (W_{DLFZ}) と照射誘起偏析幅 (W_{RIS}) の定義.

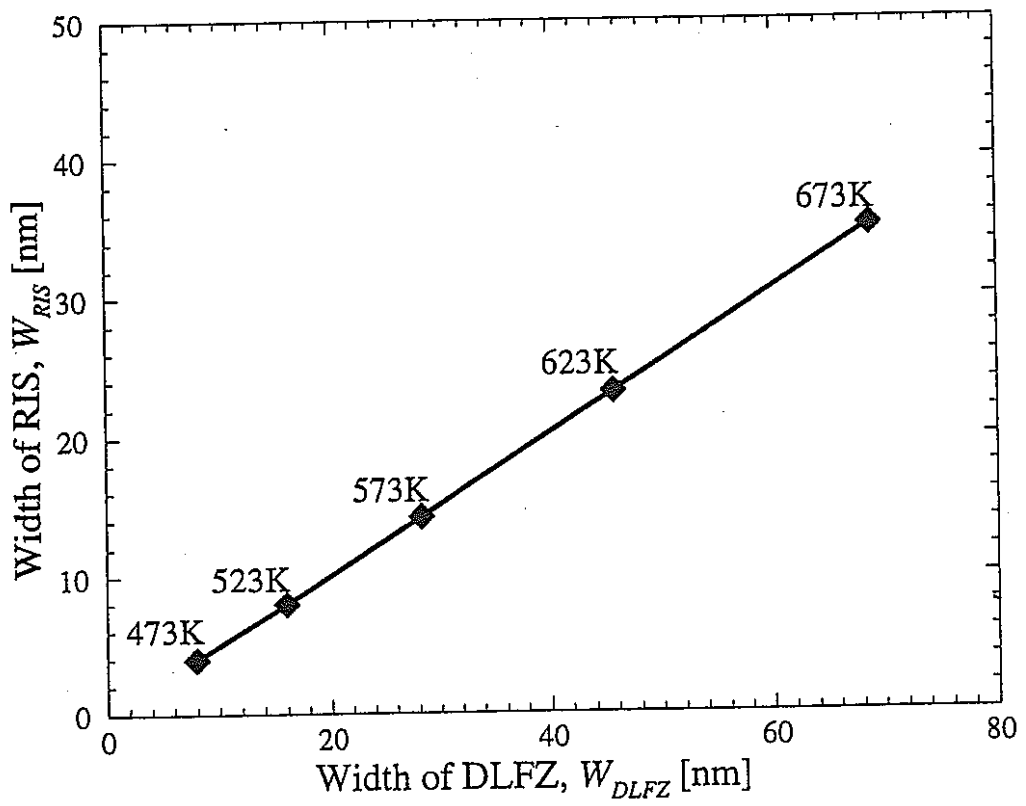


Fig.16 損傷速度 $1 \times 10^{-3} \text{dpa s}^{-1}$ で1dpaまで照射したFe-15wt.%Cr-20wt.%Ni合金の転位欠乏帯幅と照射誘起偏析幅の関係.

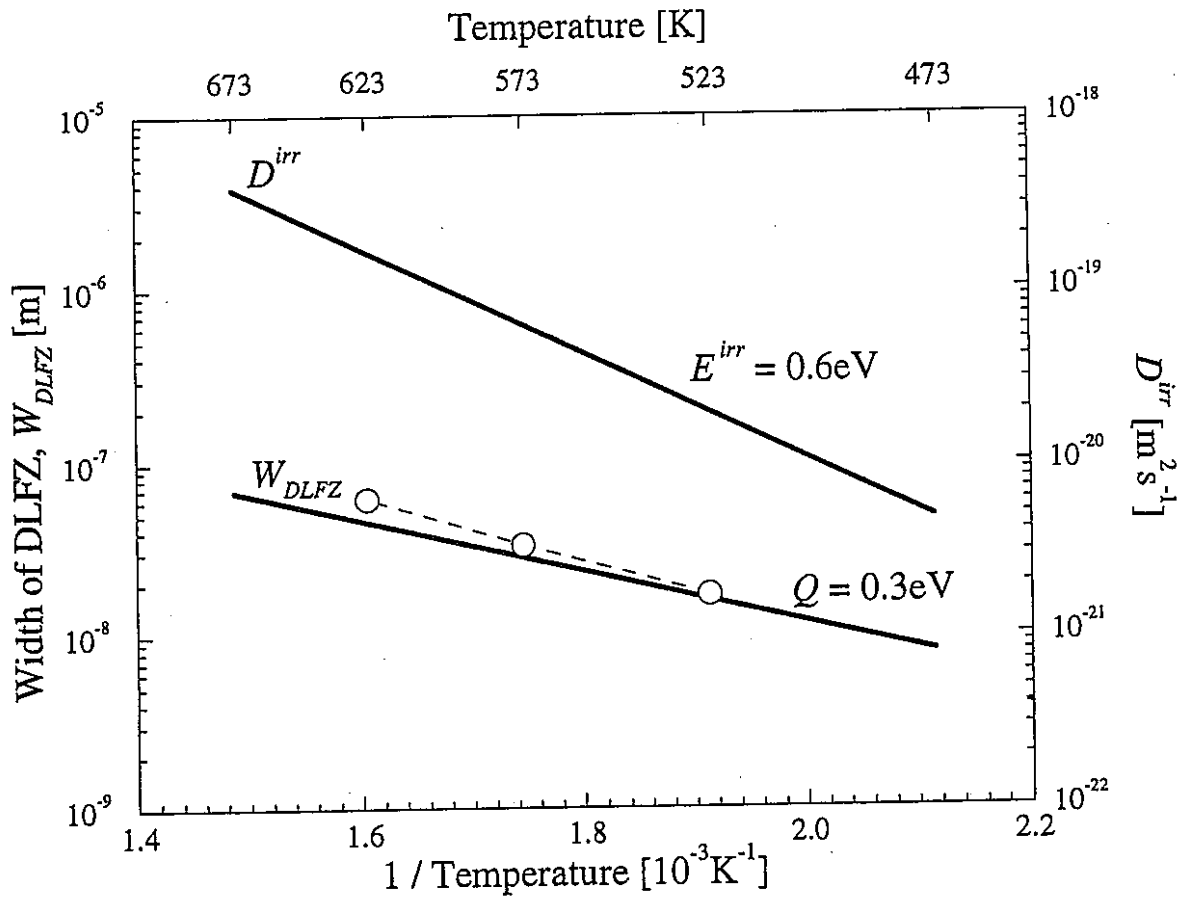


Fig.17 損傷速度 $1 \times 10^{-3} \text{ dpa s}^{-1}$ で1dpaまで照射したFe-15wt.%Cr-20wt.%Ni合金の転位欠乏帯幅, 及び照射促進拡散係数のアレニウス・プロット.

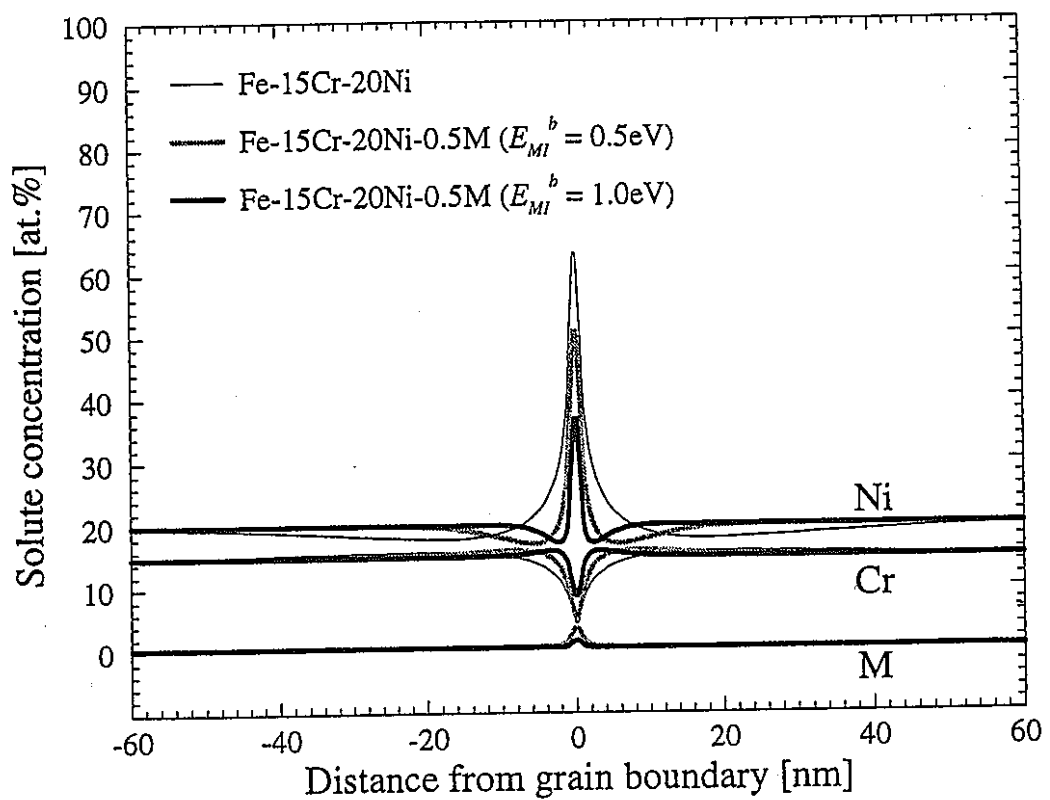


Fig.18 損傷速度 $2 \times 10^{-3} \text{dpa s}^{-1}$, 照射温度673Kで3dpaまで照射したFe-15at.%Cr-20at.%Ni-0.5at.%M合金の結晶粒界近傍における溶質原子濃度分布.

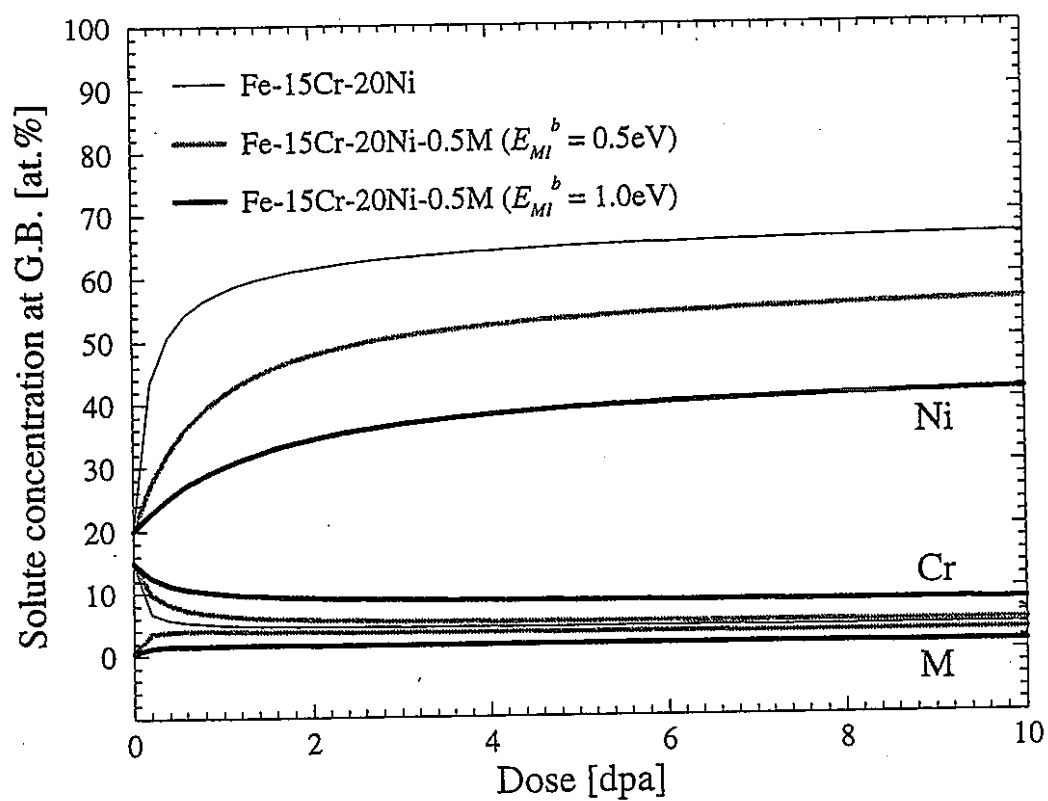


Fig.19 損傷速度 $2 \times 10^{-3} \text{dpa s}^{-1}$, 照射温度673Kで照射したFe-15at.%Cr-20at.%Ni-0.5at.%M合金の結晶粒界上における溶質原子濃度の照射量依存性.

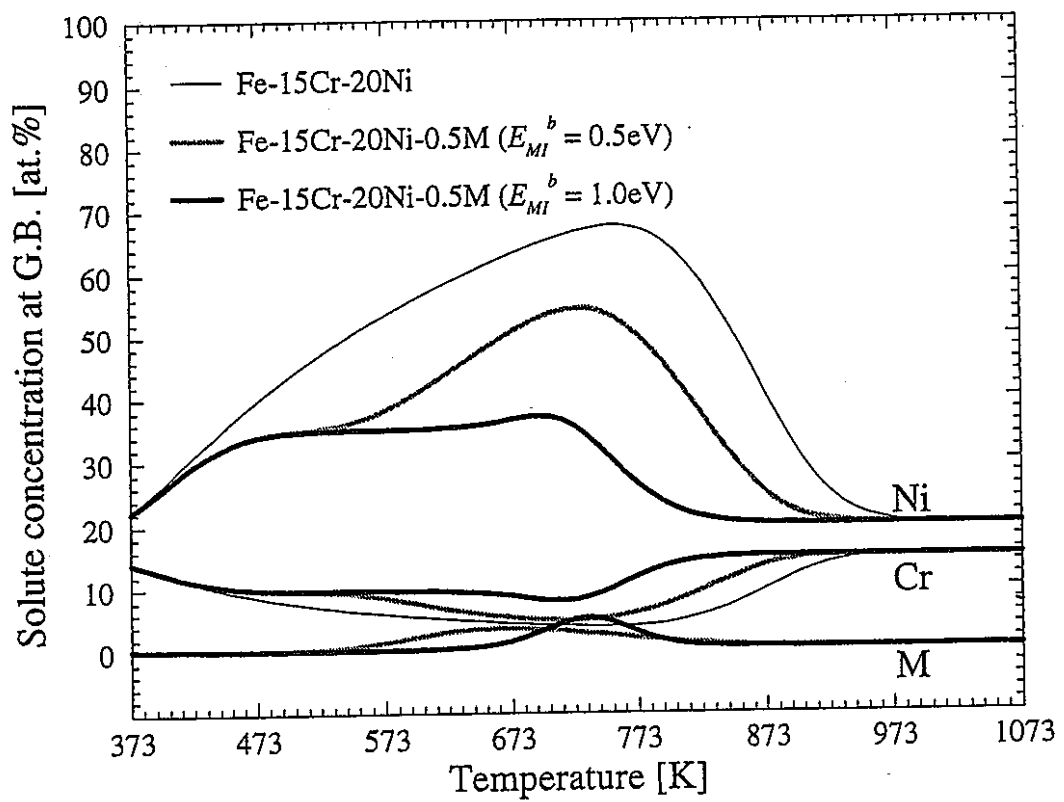


Fig.20 損傷速度 $2 \times 10^{-3} \text{ dpa s}^{-1}$ で3dpaまで照射したFe-15at.%Cr-20at.%Ni-0.5at.%M合金の結晶粒界上における溶質原子濃度の照射温度依存性.

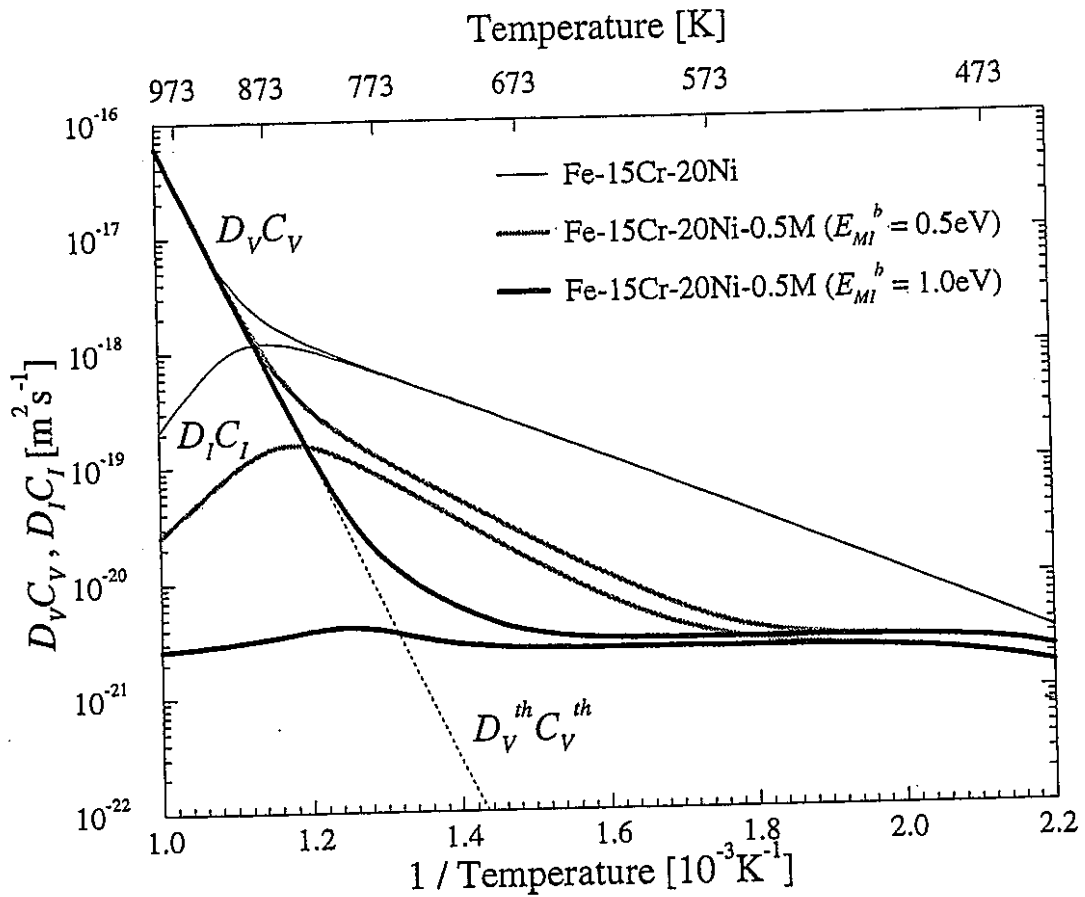


Fig.21 損傷速度 $2 \times 10^{-3} \text{dpa s}^{-1}$ で3dpaまで照射したFe-15at.%Cr-20at.%Ni-0.5at.%M合金の結晶粒内における原子空孔, 及び格子間原子移動度の照射温度依存性.