

原子力材料の機能評価 ー理論的アプローチー

平成24年3月25日

(独)日本原子力研究開発機構
原子力基礎工学研究部門

加治 芳行

1. 軽水炉の構造材料と腐食損傷
2. 計算科学的手法による研究
 - 応力腐食割れに関する研究
 - 照射損傷に関する研究
3. おわりに

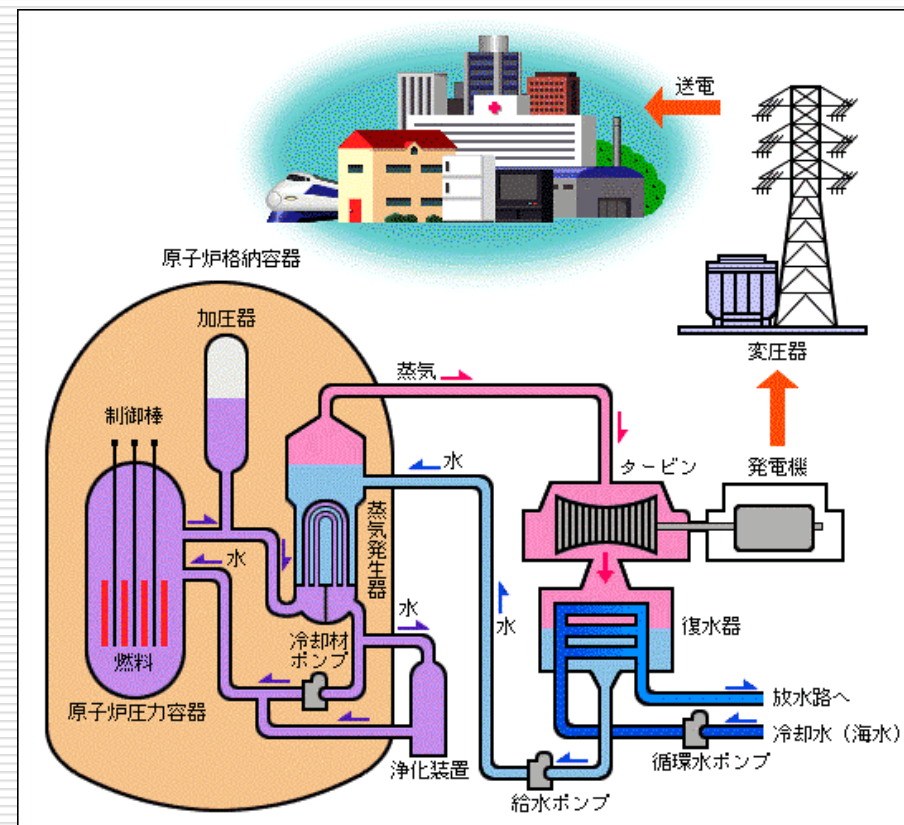
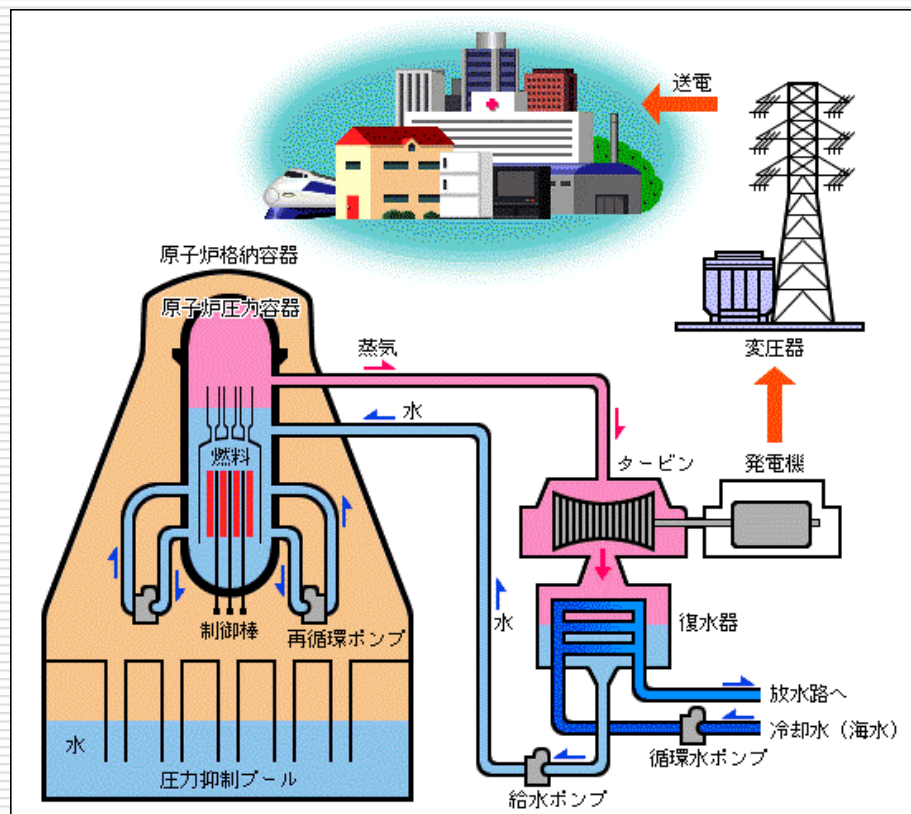
1. 軽水炉の構造材料と腐食損傷

軽水炉*プラントの概要

*軽水炉: 発電用軽水型原子炉

沸騰水型原子炉(BWR)発電所

加圧水型原子炉(PWR)発電所



BWRの特徴

原子炉圧力容器内で水を沸騰させ蒸気をタービン発電機に直接導く。タービンを回した後は復水器で水に戻され循環。

炉内環境

軽水(微量の酸素を含む)
温度: 約288℃
圧力: 約70Kg/cm²
pH: 5.8~8.6
水・蒸気の2相状態

PWRの特徴

一次系(原子炉系)と二次系(蒸気系)に分離されている。原子炉圧力容器内の一次冷却材は沸騰しないよう加圧される。

炉内環境

軽水(Li、B、水素添加)
温度: 約325℃
圧力: 約157Kg/cm²
pH: 4.2~10.5
水の単相状態

主な軽水炉構造材料の特徴

材 料	特 徴	使用部位例	代表材料
ステンレス鋼	・Cr添加で耐食性に優れる ・Mo添加で耐局部腐食性改善 ・オーステナイト系が代表的 ・延性、強度、靱性が高い ・加工性、溶接性が良い	炉内構造物 構造物締結ボルト 1次冷却系配管	SUS304 SUS316 SUS304L SUS316L
ニッケル基合金	・高温強度特性に優れる ・アルカリ性環境でも高い耐食性 ・高温水中耐SCC性が高い ・延性、強度、靱性が高い ・熱膨張係数が中程度である	炉心支持構造物 蒸気発生器伝熱管 圧力容器貫通部	600合金 690合金 X-750合金
炭素鋼 低合金鋼	・耐食性は中程度だが、SCC感受性を示さない ・溶接性に優れる ・照射脆化により靱性が低下 ・経済性が高い	圧力容器 配管	SA533B/508 STS410/480 SGV480

軽水炉における構造材の腐食損傷の歴史



年代	事 象	内 容	要 因	対 策
1960	原子炉圧力容器内面き裂(BWR、JPDR)	ステンレス鋼溶接ライニングのSCC	水化学環境効果、溶接材料中のフェライト量とSCC感受性など	腐食疲労効果の予測、設計指針改良
1970	オーステナイト系ステンレス鋼配管のSCC(BWR)	溶接部近傍の粒界応力腐食割れ(IGSCC)	水中溶存酸素量、溶接熱影響、材料選択(含有炭素量)	水化学管理、材料(低炭素ステンレス鋼)、施工法等の対策技術の開発
1970	蒸気発生器(SG)2次系インコネル600合金伝熱管損傷(PWR)	ニッケル基合金の各種腐食、粒界応力腐食割れ(IGSCC)、炭素鋼支持板腐食による管の変形(Denting)	局部水化学異常、環境効果関連因子の重畳、600合金の過信	水化学管理等対策技術、設計変更、SG交換
1980	ニッケル基合金の一次系水中割れ(PWR)	600合金の粒界SCC、純水+鋭敏化なしで発生(PWSCC)	BWRのSCC経験と異なる支配因子、水素の関与？(メカニズム究明中)	PWR一次系構造材料の割れ予防研究の進展
1990	高照射量炉内構造物の応力腐食割れ(BWR/PWR)	ステンレス鋼炉内構造物の照射誘起応力腐食割れ(IASCC)	照射と腐食の重畳作用、照射損傷、照射誘起偏析(メカニズム究明中)	炉心構造物補修技術、設計変更、部材交換、経年損傷研究の展開
2000	低炭素ステンレス鋼の応力腐食割れ(BWR)	低炭素ステンレス鋼溶接部近傍でのTGSCC/IGSCC	製造時の表面加工により発生、結晶粒界を内部へ進展(メカニズム究明中)	維持基準の策定、産官学によるSCC機構解明研究
2000	2次系配管減肉損傷	炭素鋼配管のいわゆるエロージョン・コロージョンまたは流動加速腐食(FAC)	炭素鋼配管、水質(pH、DO)温度、流速、流動状態	減肉評価指針の再検討

炉内材料の応力腐食割れ事例 (IGSCC)

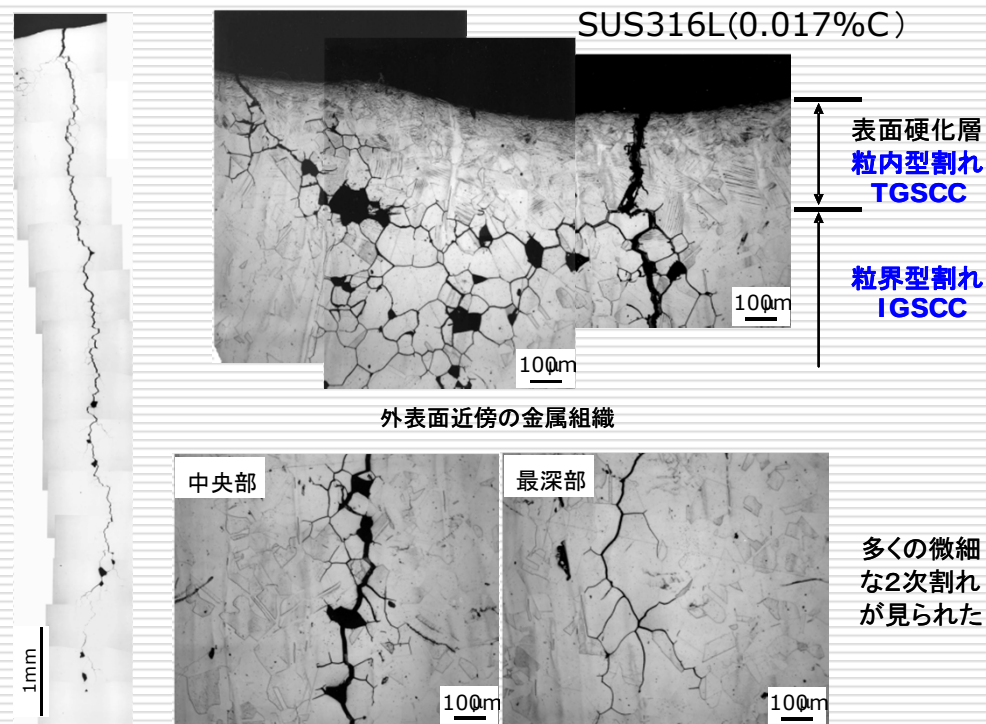
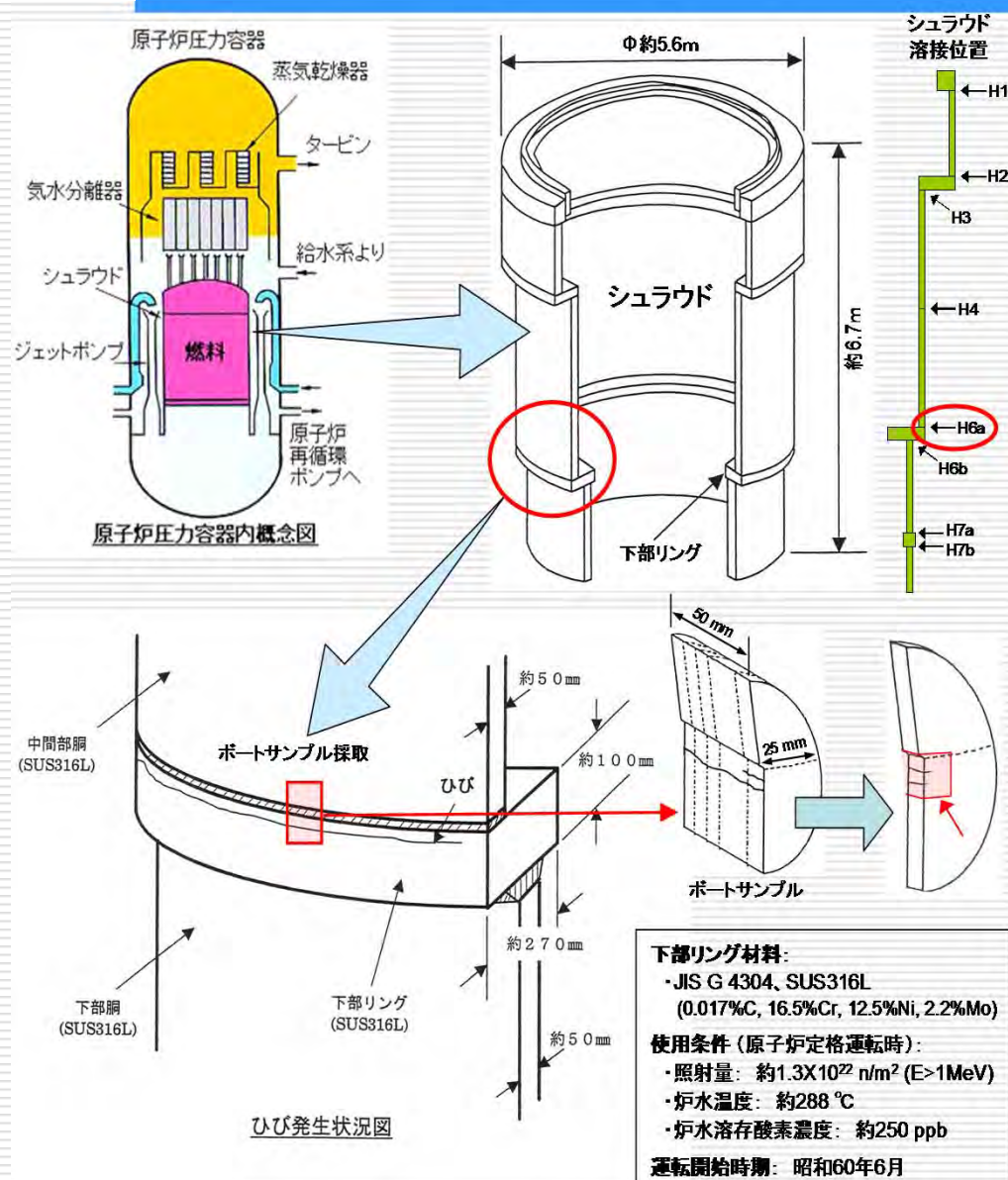


図 き裂Aの全体(左図)及び中央部、最深部の金属組織(エッチング後)

福島第二3号機の炉心シュラウドひび割れ(2001年) (原研2002年調査)

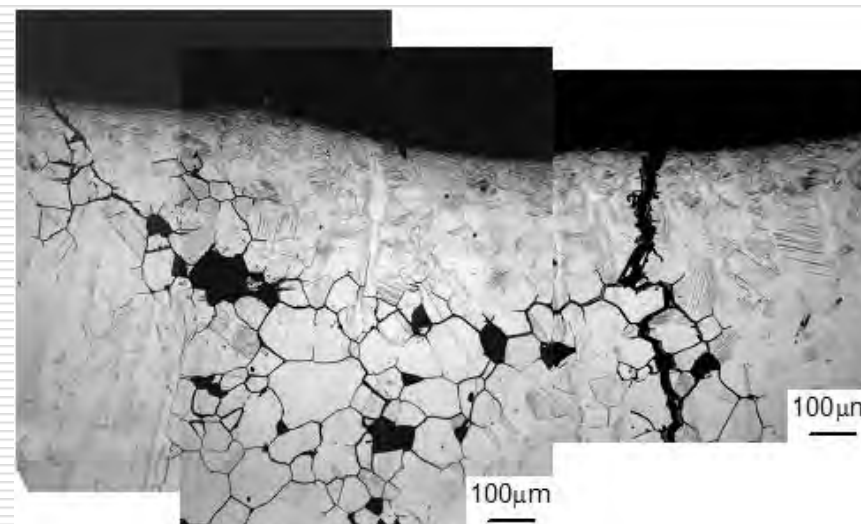
2. 計算科学的手法による研究

➤ 応力腐食割れに関する研究

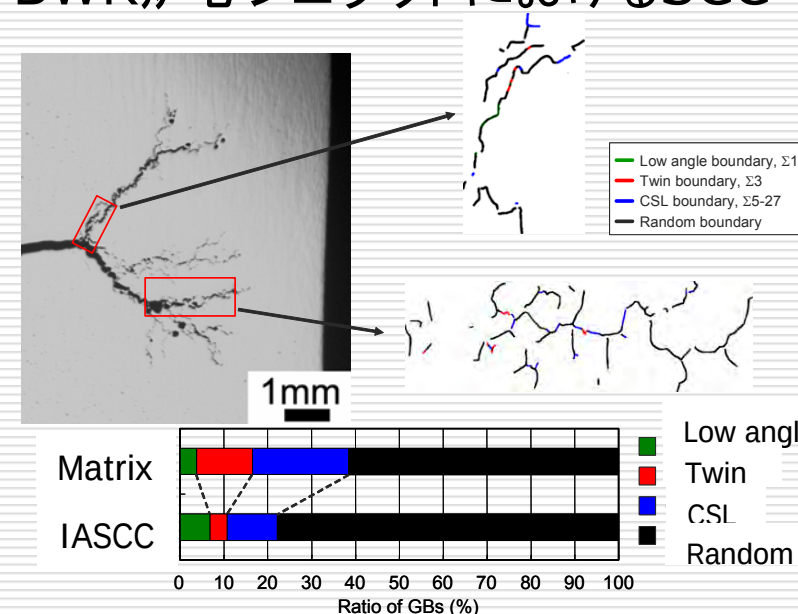
研究の背景 –粒界型応力腐食割れ–

研究の背景

- 応力腐食割れ(SCC)は、軽水炉高経年化の重要課題の1つ。
- 照射誘起応力腐食割れ(IASCC)は、構造材料における中性子照射、応力/ひずみ、高温水が重畳効果により発生する。
- SCCは主にランダム粒界を進展することから、SCCにおける重要な因子として、応力、粒界における偏析(腐食)が考えられる。



BWR炉心シュラウドにおけるSCC



研究の目的

- 新しい粒界型応力腐食割れ(IGSCC) 進展モデルの開発
- IGSCCのメカニズムの解明

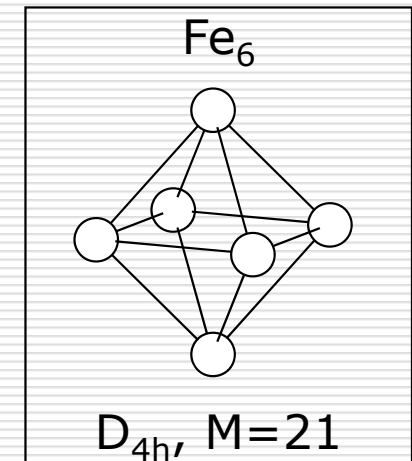
粒界性格マップ(実験)

粒界の結合強度に及ぼす不純物の影響

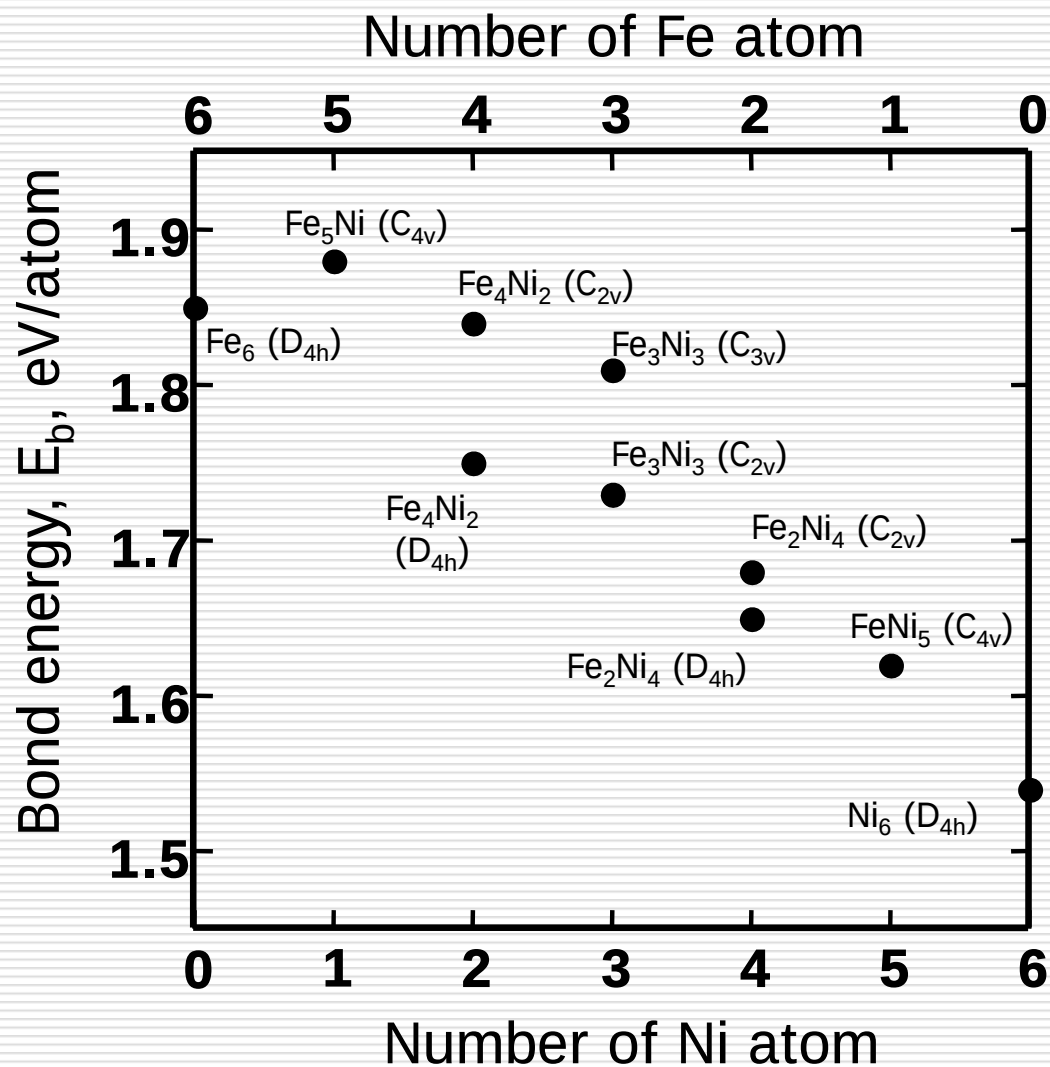
計算手法:

- 理論: Density Functional Theory (DFT)-UB3LYP
- 基底関数: LanL2DZ
- 計算コード: Gaussian03
- クラスター: $\text{Fe}_{6-x}\text{Ni}_x$ ($0 \leq x \leq 6$), 10 geometries
- 結合エネルギー (E_b)

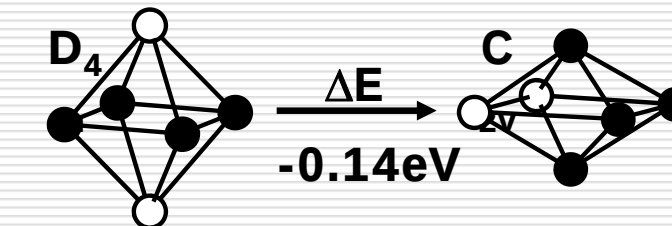
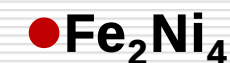
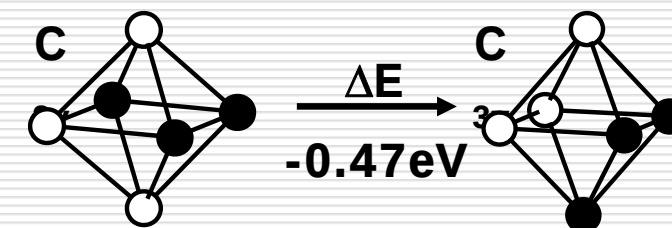
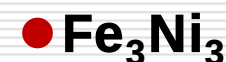
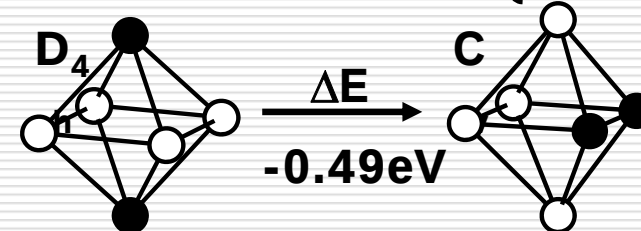
$$E_b = \frac{E_{\text{cluster}} - (n - x)E_{\text{Fe}}^{\text{at}} - xE_{\text{Ni}}^{\text{at}}}{n}$$



Fe_{6-x}Ni_x クラスターの結合エネルギー及び安定性



- 結合エネルギーは、Fe原子のNi原子での連続的な置換によって徐々に減少する。



- Ni原子のクラスタリングにより異性体間における全エネルギーの低下(安定化)が生じる。
- Fe合金等におけるNi原子の偏析はクラスタリングが引き起こしていると考えられる。

拡張半経験分子軌道法の開発

ステンレス鋼ランダム粒界系

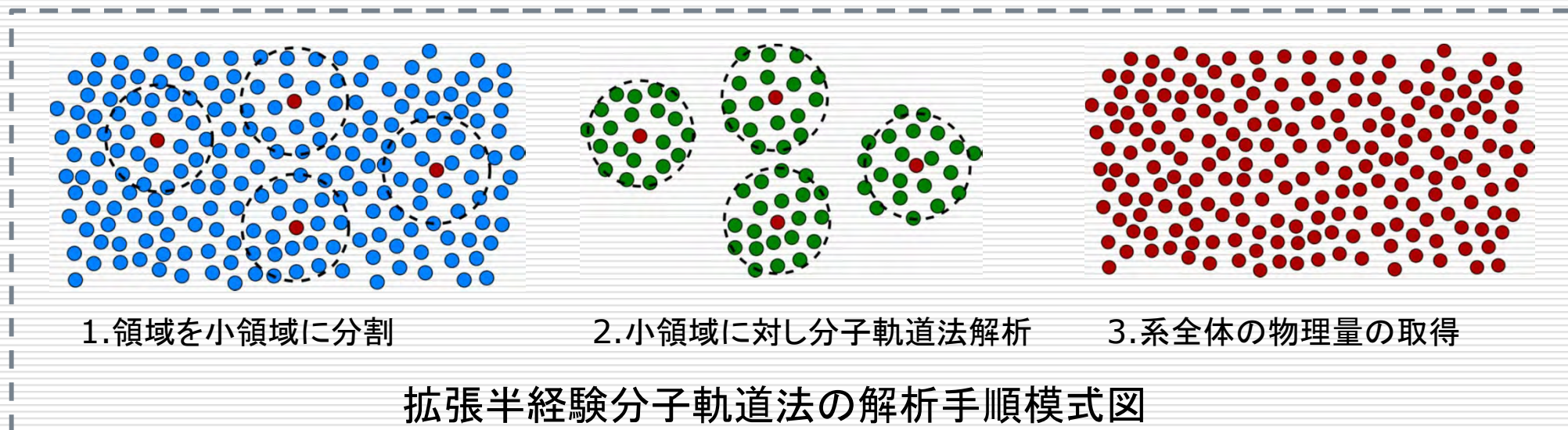
- ... {
- ・多成分
 - ・多原子



扱える原子数に制限のある第一原理計算、扱える原子種に制限のある古典分子動力学法では解析が困難



拡張半経験分子軌道法の開発



● 拡張半経験分子軌道法の特徴

- ... {
- ・1万原子以上の原子数を取り扱える
 - ・全ての典型元素、遷移金属元素に対応する



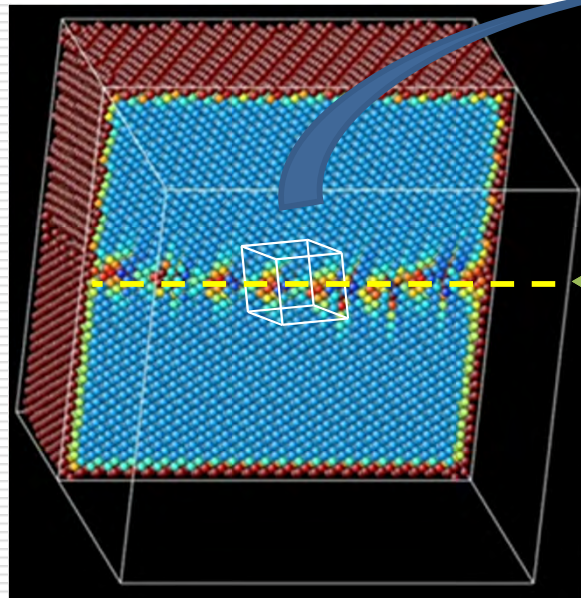
多成分合金・多原子数で構成されるステンレス鋼のランダム粒界系の解析が可能

BCC鉄系のランダム粒界の結合エネルギー解析

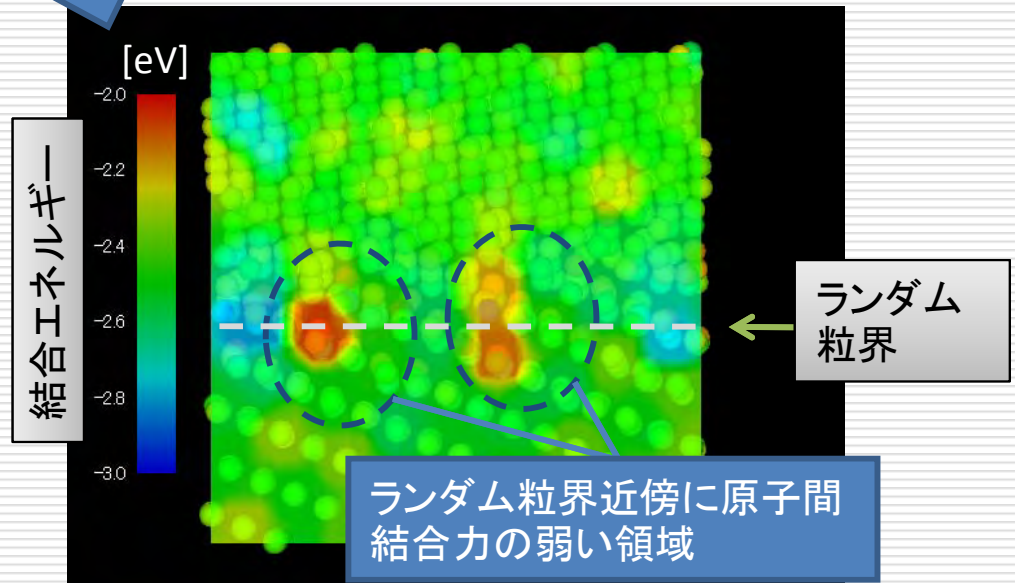
例. bcc鉄ランダム粒界のエネルギー解析結果

約8万原子のランダム粒界系の中心部
(原子数:5346)を抽出

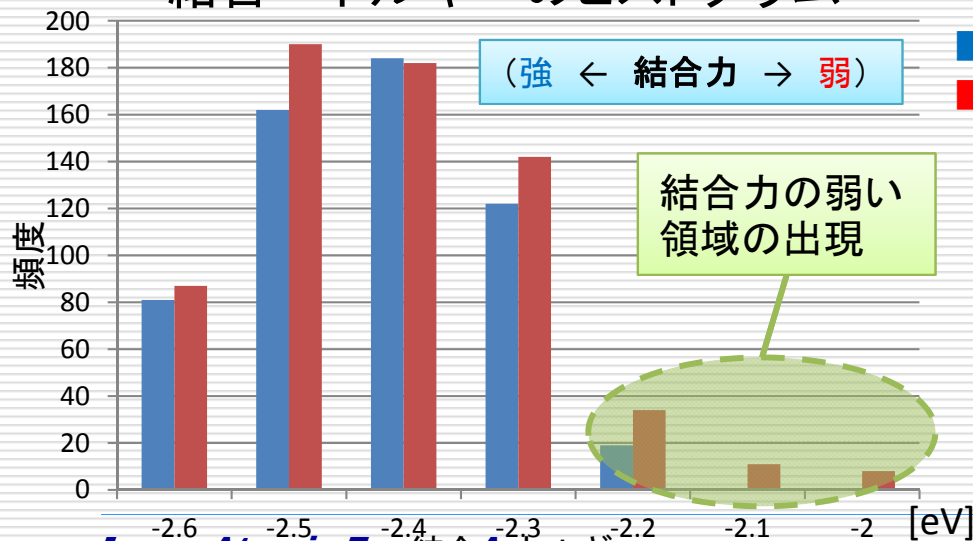
T. Tsuru, Private Communication(2008).



ランダム
粒界



結合エネルギーのヒストグラム



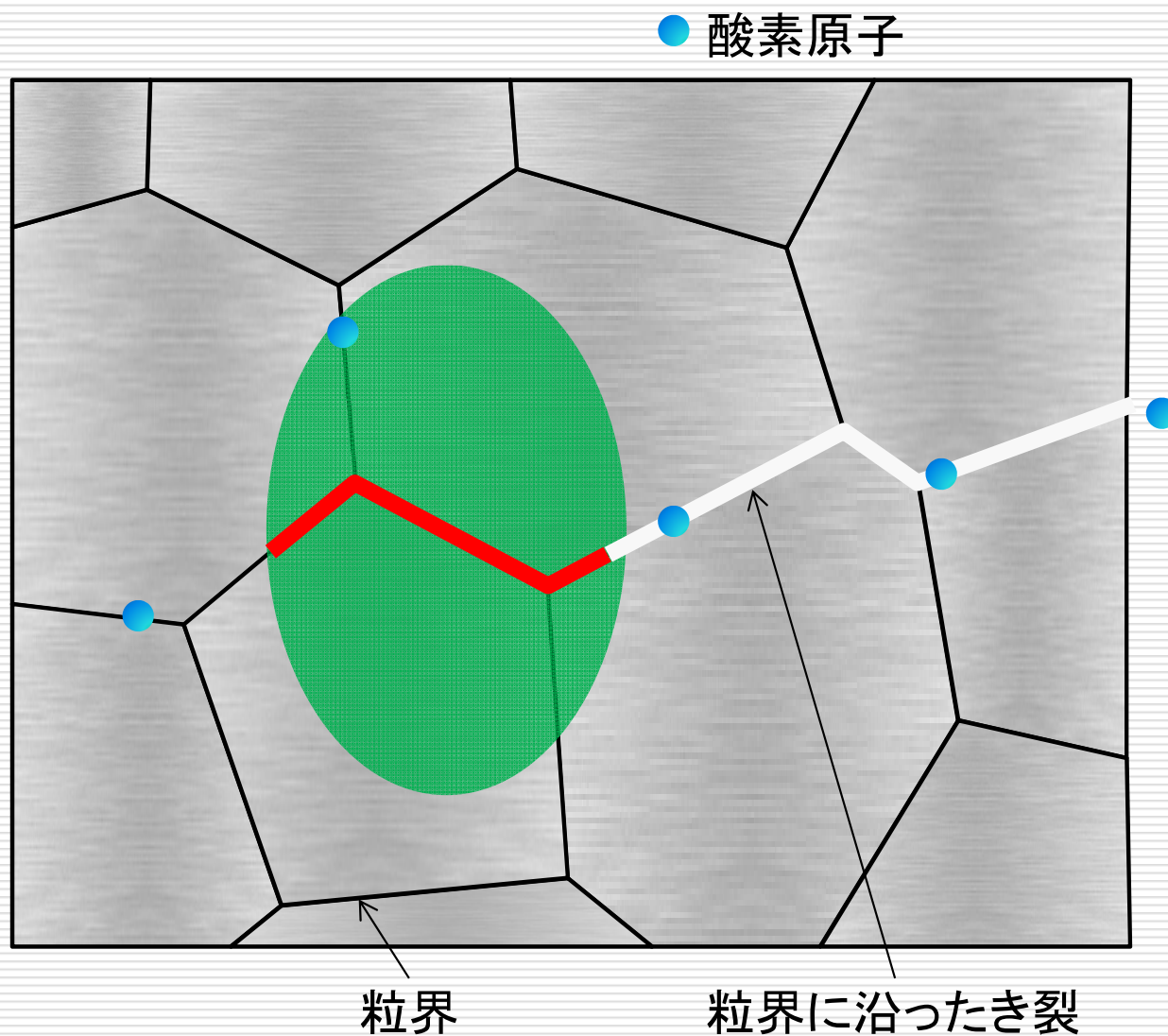
結合エネルギーの等高線図

■ : $\Sigma 3$
■ : ランダム

ランダム粒界近傍で、対応粒界よりも結合
力が弱い領域が出現する。

粒界面において、局所的に結合力が弱く
なる領域があることを確認。

応力腐食割れモデル



酸化皮膜損傷モデル

き裂先端の応力集中
すべり変形に起因する
酸化皮膜の損傷

酸素反応-拡散方程式

粒界中の酸素拡散

応力集中部への酸素凝集

腐食反応による粒界劣化

き裂進展クライテリオン

き裂発生・進展

酸素の粒界拡散を考慮した結晶塑性モデル



結晶塑性モデル

結晶塑性構成式

$$\overset{\nabla}{T} = C^e : D - C^e : \sum_a P_s^{(\alpha)} \dot{\gamma}^{(\alpha)}$$

速度依存型硬化則

$$\dot{\gamma}^{(\alpha)} = \dot{\gamma}_0^{(\alpha)} \operatorname{sgn}(\tau^{(\alpha)}) \left| \frac{\tau^{(\alpha)}}{g^{(\alpha)}} \right|^{1/m}$$

流れ応力の発展式

$$\dot{g}^{(\alpha)} = \sum_{\beta} h^{(\alpha\beta)} |\dot{\gamma}^{(\beta)}|$$

硬化係数

$$h^{(\alpha\beta)} = h_0 \operatorname{sech}^2 \left(\frac{h_0}{\tau_s - \tau_0} \gamma \right)$$

応力

すべり

応力・ひずみ

き裂進展条件

酸素反応-拡散方程式

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \nabla^2 C - D \frac{\Omega}{kT} \nabla \cdot (C \nabla \sigma) - KC^2$$

境界条件

材料表面近傍の酸素濃度

$$C_s = \sum_{\alpha} \gamma^{(\alpha)} s^{(\alpha)} \cdot n C_e$$

酸素濃度

酸化表面エネルギー密度

$$E_C = 2e_r A \left(1 - e + e \frac{M}{M_0} \right)$$

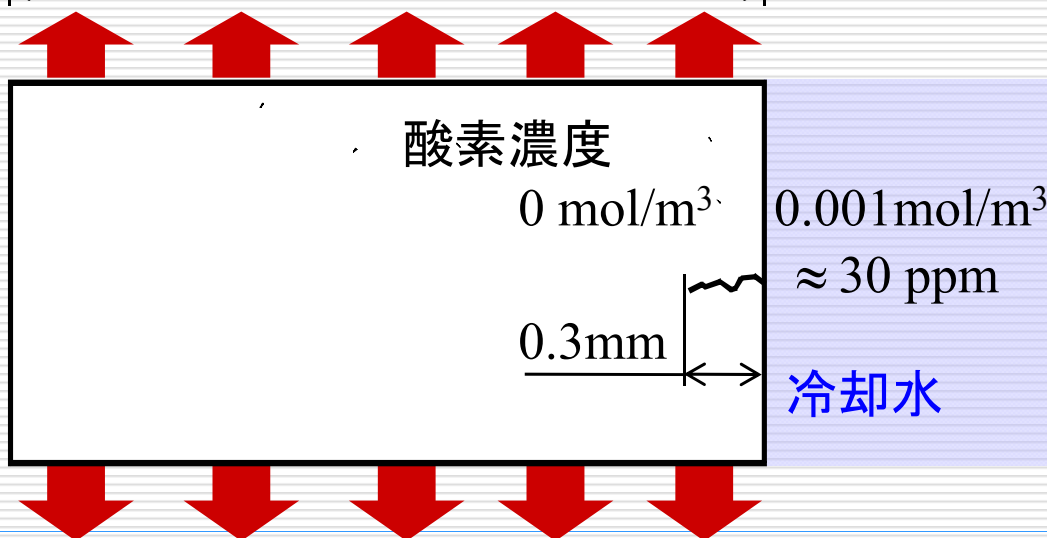
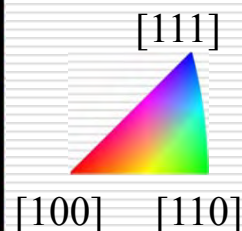
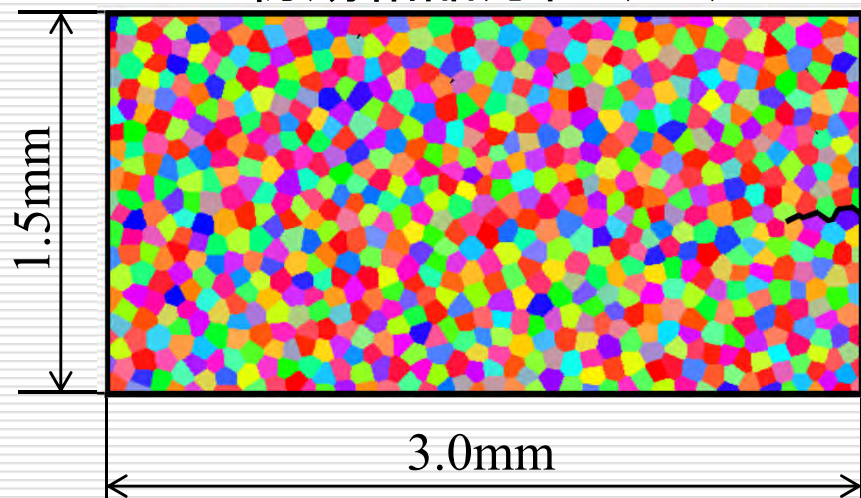
局所弾性エネルギー密度

$$E_e = \int T \cdot D^e dt$$

酸素の粒界拡散を考慮した結晶塑性解析

- 解析モデル
 - ・多結晶ステンレス鋼
 - ・擬似3次元モデル

初期結晶方位 (ND)



$$M_0 = 140.6 \text{ kmol/m}^3$$

$$K = 1000 \text{ m}^3 / (\text{mol} \cdot \text{s})$$

$$D \frac{\Omega}{kT} = 11.1 \text{ nm}^2 / (\text{s} \cdot \text{MPa})$$

酸素拡散FDM解析

$$\dot{\gamma}_0^{(\alpha)} = 0.001 \text{ s}^{-1}$$

$$m = 0.005$$

結晶塑性FEM解析

- 材料定数

$$2e_r A = 8 \text{ MPa}$$

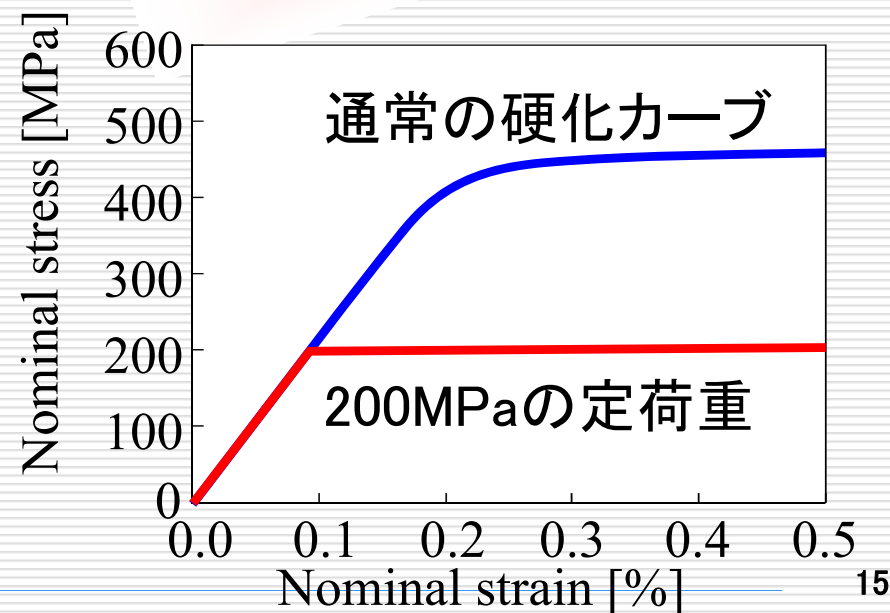
$$D = 0.017 \text{ } \mu\text{m}^2 / \text{s}$$

$$e = 140600$$

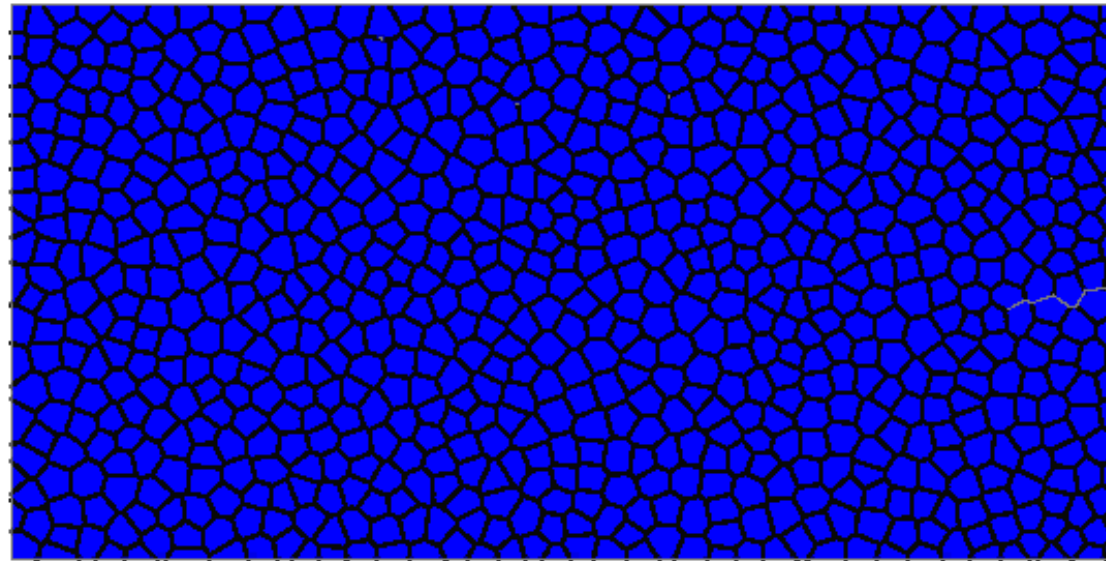
$$\tau_0 = 200 \text{ MPa}$$

$$\tau_s = 260 \text{ MPa}$$

$$h_0 = 180 \text{ MPa}$$

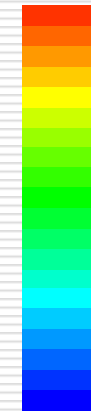


酸素の粒界拡散を考慮した結晶塑性解析結果



相当応力

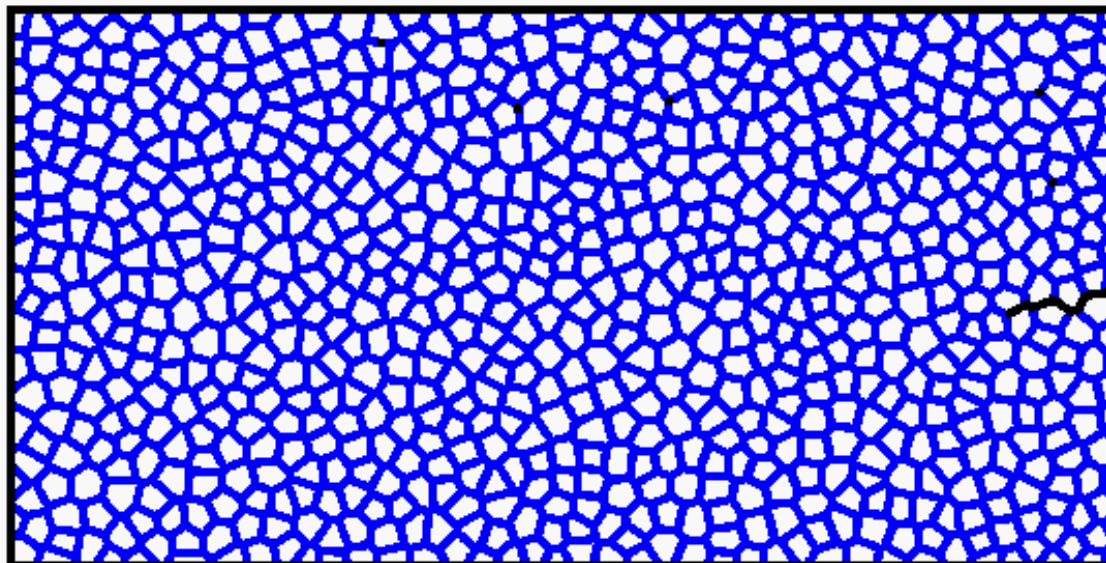
500MPa



0MPa

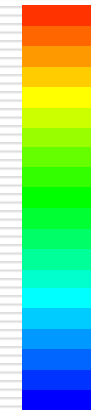
力学条件によるき裂進展

き裂進展の停止



酸素濃度

0.0 $\mu\text{mol}/\text{m}^3$



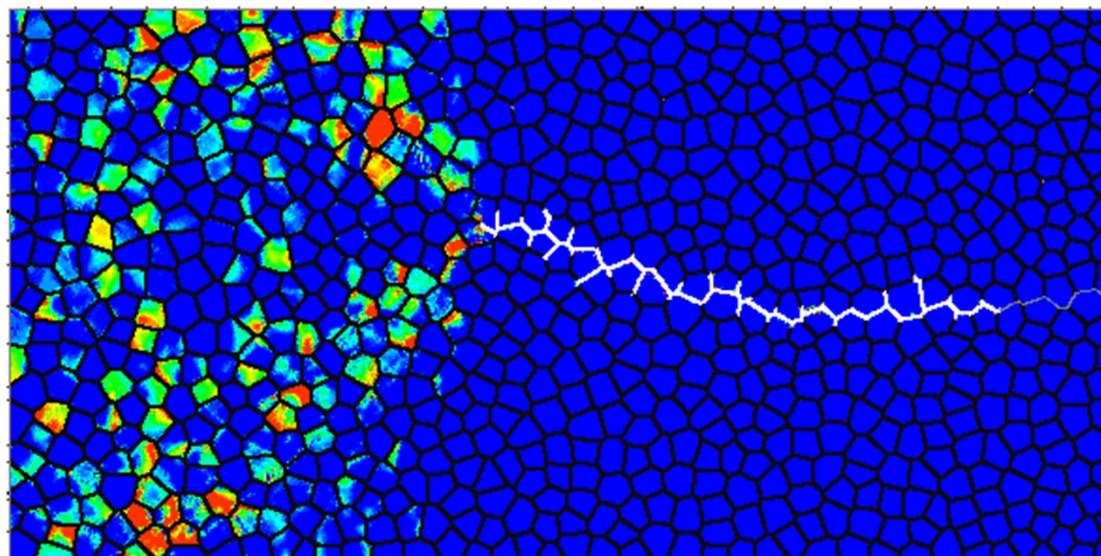
0.1 $\mu\text{mol}/\text{m}^3$

き裂進展再開

き裂進展の停止

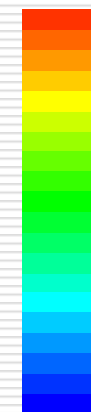
き裂進展再開

酸素の粒界拡散を考慮した結晶塑性解析結果



相当応力

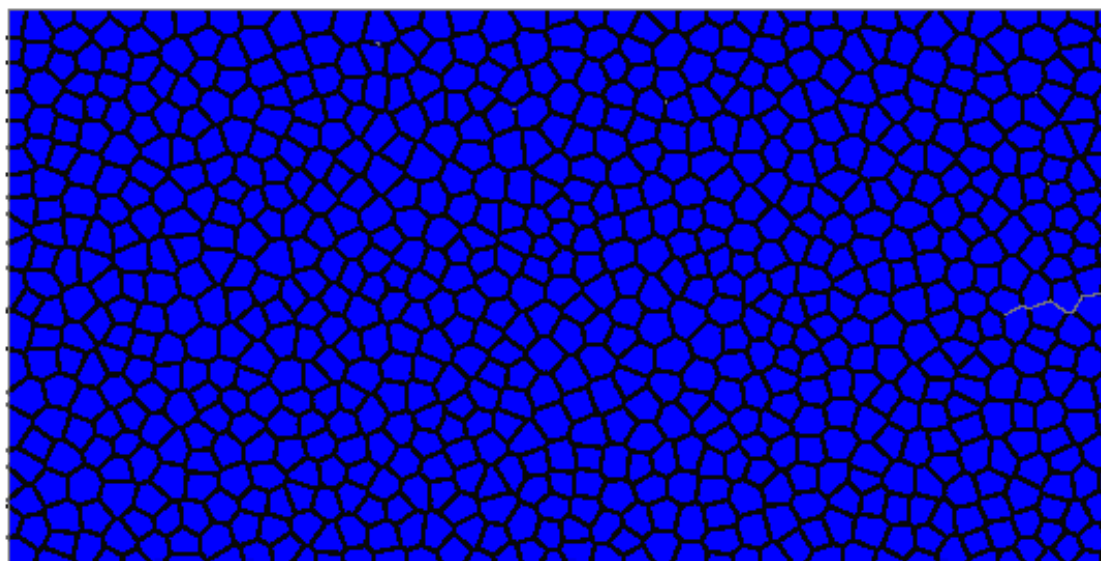
500MPa



400MPa

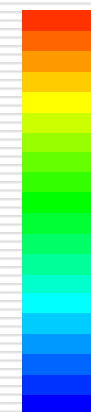
き裂先端における
応力集中

き裂周辺における
塑性変形



相当塑性ひずみ

0.01



0.00

き裂の分岐

塑性変形領域
の拡大

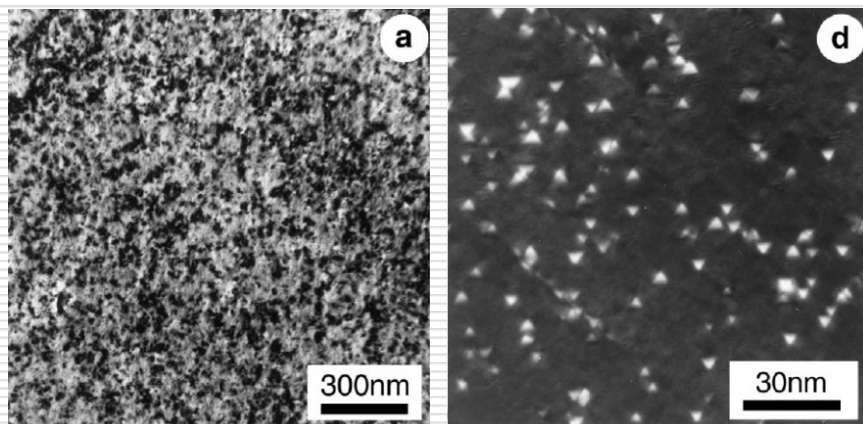
2. 計算科学的手法による研究

➤ 照射損傷に関する研究

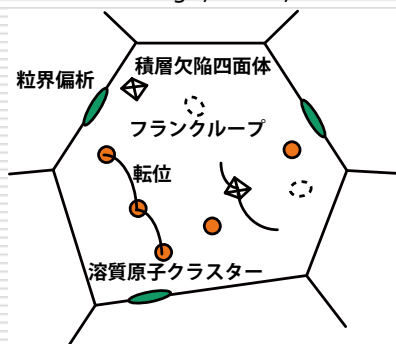
研究の背景 –照射欠陥–

照射欠陥

SIAループ(Iループ) 積層欠陥四面体(SFT)

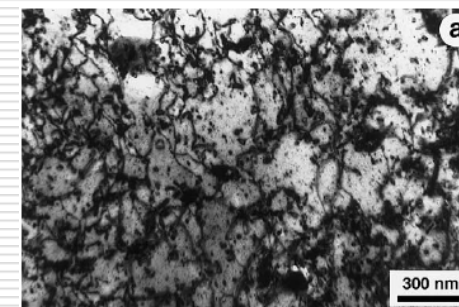
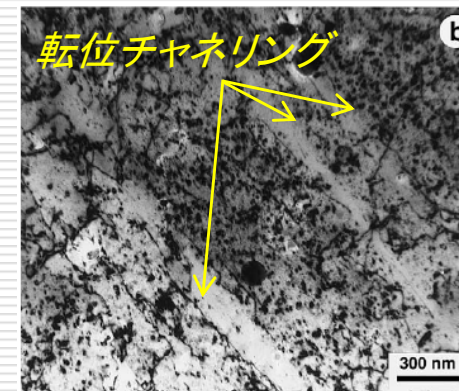
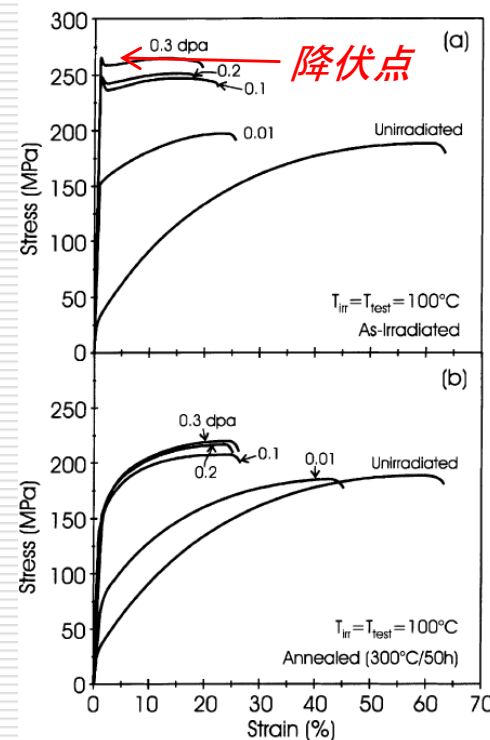


B. N. Singh, et al., J. Nucl. Mater., 299 (2001), 205-218.



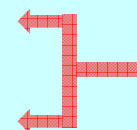
変形

照射材の変形特性



降伏後の軟化
照射欠陥の消失

照射材の変形機構: 転位や粒界等の欠陥
照射によって導入される欠陥

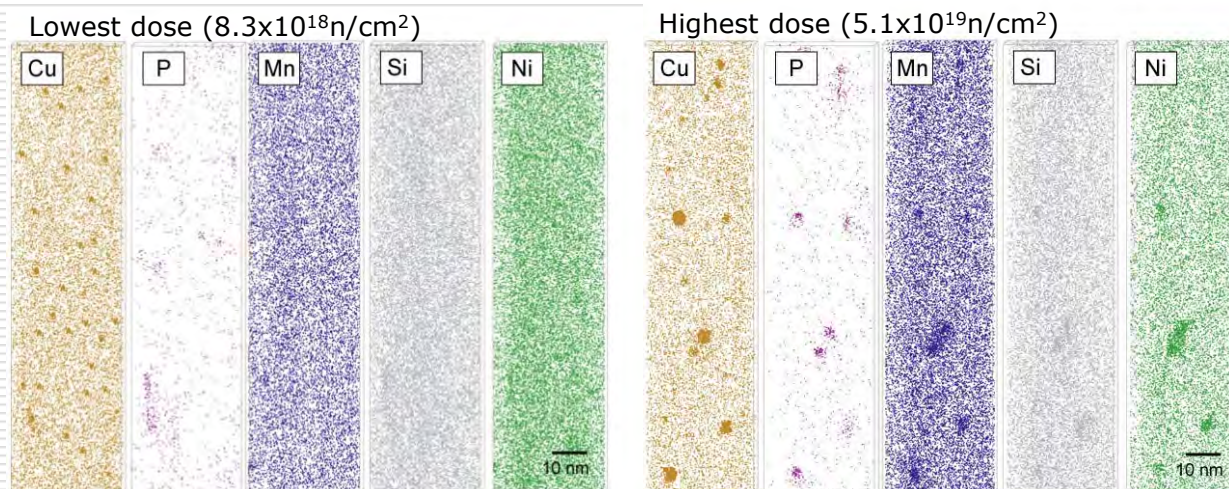


各々の運動と相互作用

研究の目的: 照射欠陥を含むミクロ組織の動的挙動が変形特性に与える影響の理解

Fe中の不純物の析出傾向の理論的検討

3DAPによる照射下の不純物元素偏析



T. Toyama, et al, *Acta Mater.*, 55 (2007), 6852.

Cuが顕著な析出傾向を示し、Ni, Mnも析出しやすい



実験での予測は困難



計算科学的手法による析出傾向の予測

第一原理計算による正則溶体モデル

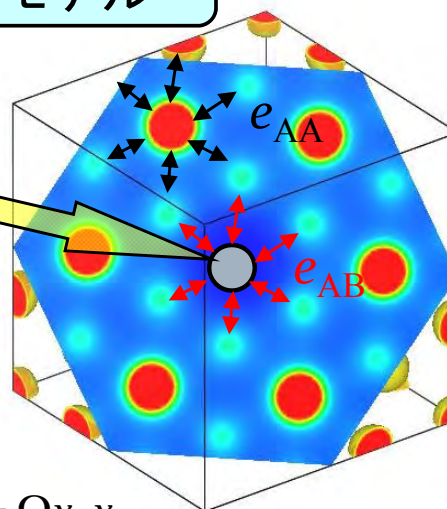
$\alpha\text{-Fe}$ ($a_0 = 2.8335 \text{ \AA}$)

不純物

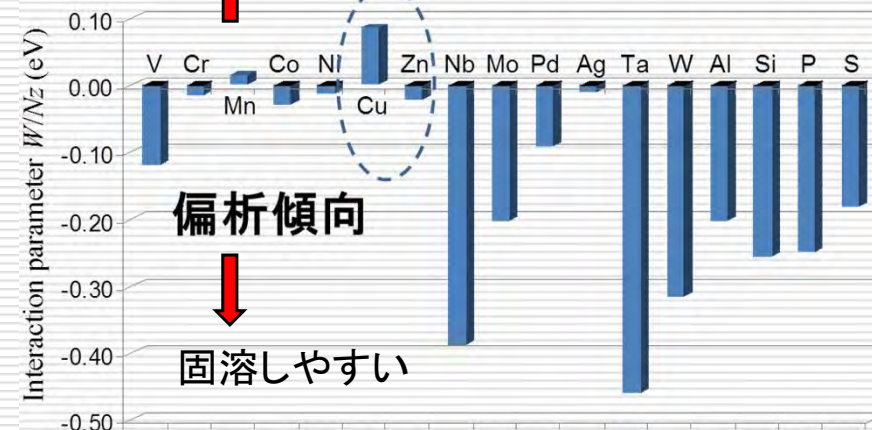
Al, Cu, Ni, Cr, Mo, Mn...

平均場近似による
相互作用パラメータ

$$\Delta H_{\text{mix}} = Nz \left(e_{AB} - \frac{e_{AA} + e_{BB}}{2} \right) x_A x_B = \Omega x_A x_B$$



固溶しにくい

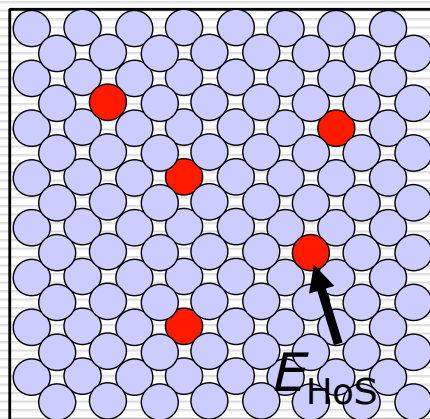


偏析傾向

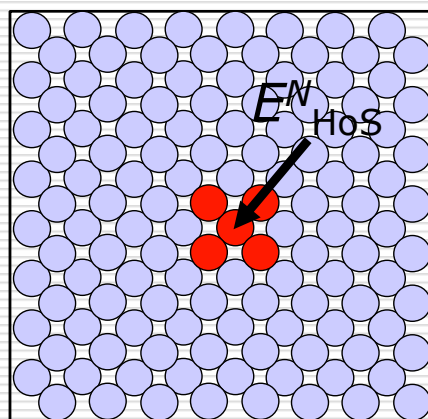
固溶しやすい

クラスタリングの自由エネルギー

クラスタリングによる自由エネルギー



E_{HoS} : 溶解熱



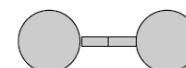
2~6atom
クラスターの場合



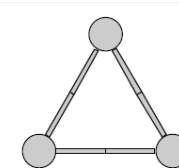
N 原子のクラスタリング
のエンタルピー変化

$$\Delta H_C^N \simeq E_{\text{HoS}}^N - NE_{\text{HoS}}$$

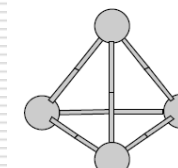
N 原子クラスターの溶解熱
で近似できる



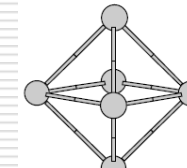
2atom



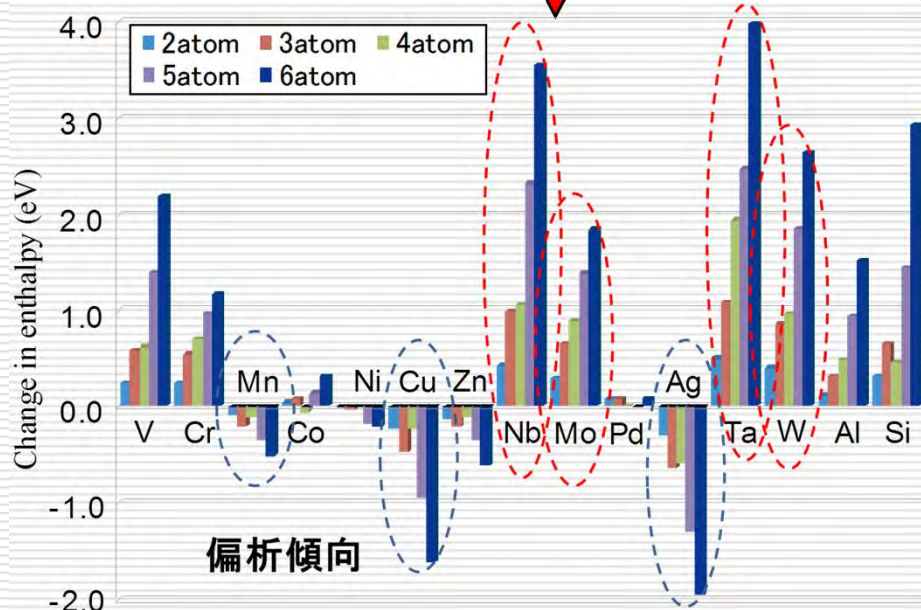
3atom



4atom



6atom



○Cu, Ni, Mnの相互作用パラメータと自由エネルギーは析出しやすい傾向を示す。

○d殻が閉殻に近い構造をとるCu, Zn, Agは顕著な傾向を示す。

○相互作用係数とクラスタリングのエネルギー変化で評価される偏析傾向は3DAPの観察結果ともよく一致する。

拡散・偏析の解析

拡散係数(自己拡散) $D_0 = f_0 a^2 C_v \omega$ f_0 : 相関係数, a : 格子定数
(fcc: 0.7815, bcc: 0.7272)

(I) C_v : 空孔濃度

自己拡散の拡散係数はPrefactorと活性化エンタルピーを用いて単純な形で表される。

n_v の空孔が導入されるとき自由エネルギー変化: $\delta G = (\Delta H_v - T\Delta S_v + RT \ln C_v) \frac{\delta n_v}{N}$

$$C_v = \exp\left(-\frac{G_v}{k_B T}\right) = \exp\left(\frac{-\Delta H_v + T\Delta S_v}{k_B T}\right) \left\{ \begin{array}{l} \Delta H_v = E_v(\text{Fe}(N-1), \text{Vac}(1)) - \frac{N-1}{N} E_0(\text{Fe}(N)) \\ \Delta S_v = k_B \left[\sum_{i=1}^{3(N-1)} \ln\left(\frac{k_B T}{h\nu_i^{\text{vac}}}\right) - \frac{N-1}{N} \sum_{i=1}^{3N} \ln\left(\frac{k_B T}{h\nu_i^{\text{bulk}}}\right) \right] \end{array} \right.$$

(II) ω : ジャンプ頻度 (N.L. Peterson, *J. Nucl. Mater.*, 69-70 (1978), 3-37.)

$$\omega = \nu^* \exp\left(-\frac{\Delta H_m}{k_B T}\right) \left\{ \begin{array}{l} \Delta H_m: \text{移動のエンタルピー} \\ \nu^*: \text{有効振動数 } \nu^* = \prod_{i=1}^{3N-3} \nu_i^{\text{vac}} / \prod_{i=1}^{3N-4} \nu_i^{\text{sol}} \end{array} \right.$$

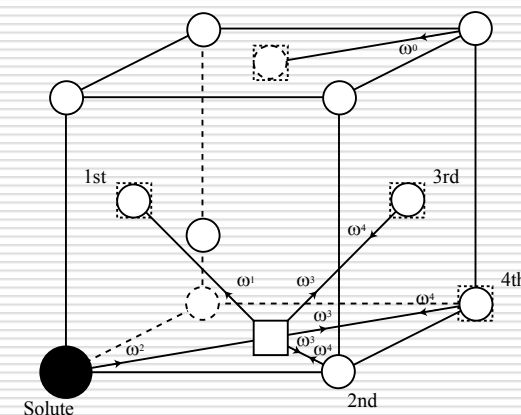
拡散係数(不純物拡散) (A. D. Le Claire, *Philos. Mag.*, 1 (1956), 518.)

$$D_2 = f_2 a^2 \exp\left(-\frac{\Delta G_v}{k_B T}\right) \exp\left(\frac{\Delta G_b}{k_B T}\right) \omega_2 = f_2 a^2 \exp\left(-\frac{\Delta G_v - \Delta G_b}{k_B T}\right) \omega_2$$

$$\Delta G_b: \text{不純物-空孔の結合エネルギー} \left\{ \begin{array}{l} \Delta H_b = E_f^{\text{sol-vac}} - (E_f^{\text{Fe-sol}} + E_f^{\text{Fe-vac}}) \\ \Delta S_b = k_B \left[\sum_{i=1}^{3(N-1)} \ln \frac{\nu_i^{\text{vac}}}{\nu_i^{\text{sol-vac}}} + \sum_{i=1}^{3N} \ln \frac{\nu_i^{\text{sol}}}{\nu_i^{\text{bulk}}} \right] \end{array} \right.$$

f_2 : 不純物拡散の相関係数 (Five frequency model)

$$f_2 = \frac{2\omega_1 + 7F_3\omega_3}{2\omega_2 + 2\omega_1 + 7F_3\omega_3} \quad (\text{J. R. Manning, } \textit{Phys. Rev.}, \textbf{136} (1964), \text{A1758.})$$

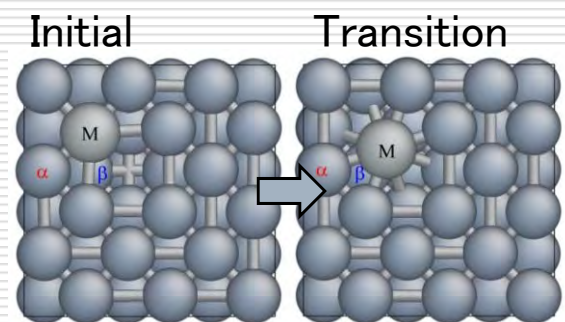


ω_0 : Solvent-Vacancy (without solute)
 ω_2 : Solute-Vacancy
 ω_1 : Rotation (1st NN Solute - Vacancy)
 ω_3 : Dissociation rate of Solute-Vacancy pair
 ω_4 : Association rate of Solute-Vacancy pair

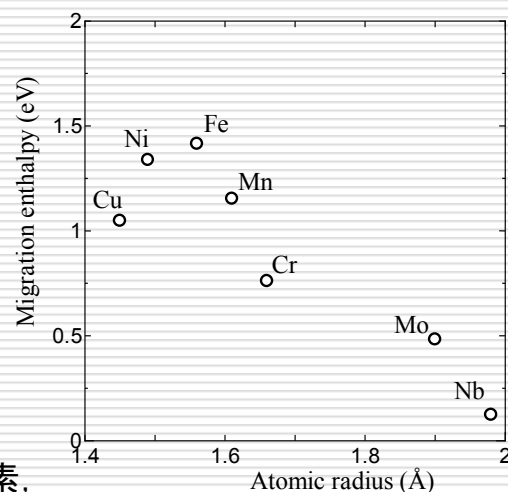
不純物の拡散では不純物と空孔の位置関係による相関を考慮する。

γ 鉄中の不純物拡散・偏析

➤ 遷移状態解析 (NEB法)

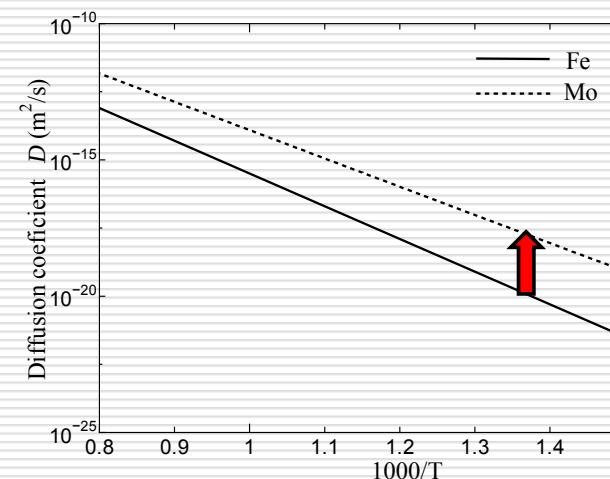


(α , β は不純物から第1, 第2近接のマトリクス元素,
 M は不純物)



移動エンタルピー変化と原子半径の関係

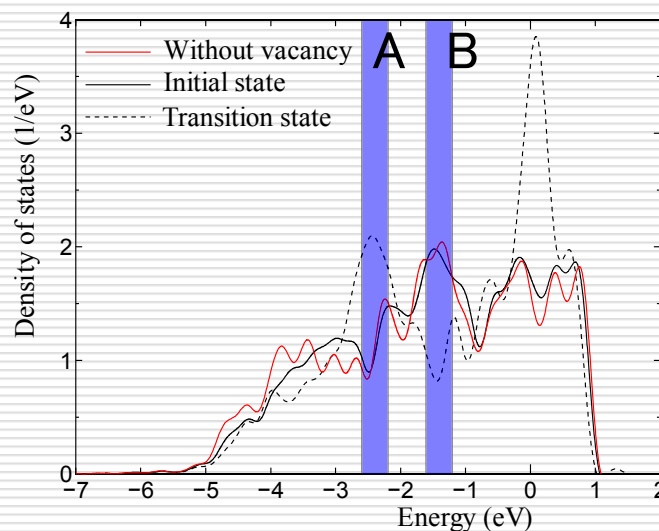
原子半径の大きな不純物は空孔と隣接することで安定化し、移動のエンタルピーは小さくなる。



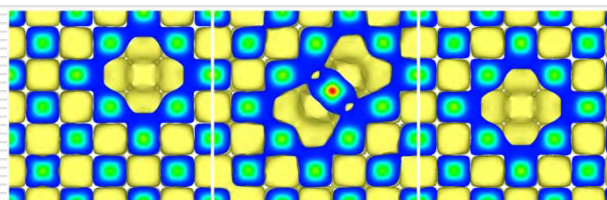
FeとMoの拡散係数

オーバーサイズのモリブデンの拡散係数が鉄の自己拡散より大きい。

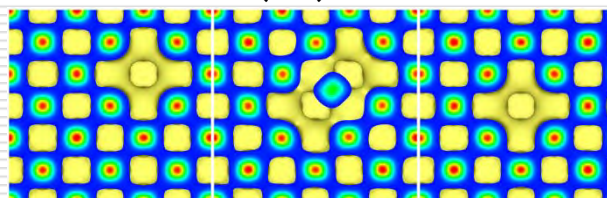
➤ 局所電子密度変化 (Fe自己拡散)



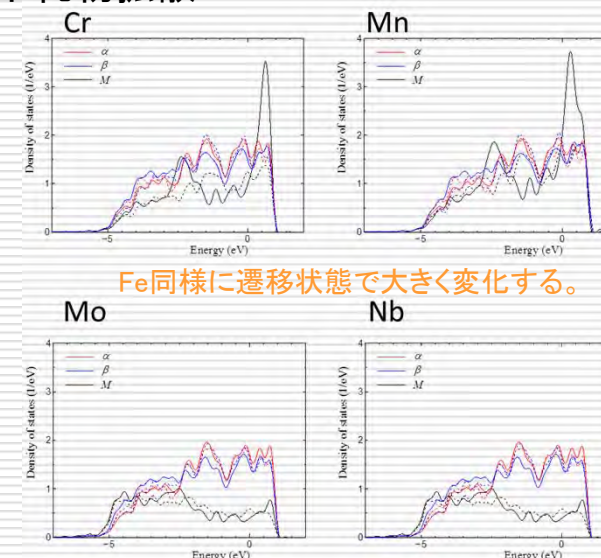
A: $-2.6 < E(\text{eV}) < -2.2$



B: $-1.6 < E(\text{eV}) < -1.2$



不純物拡散

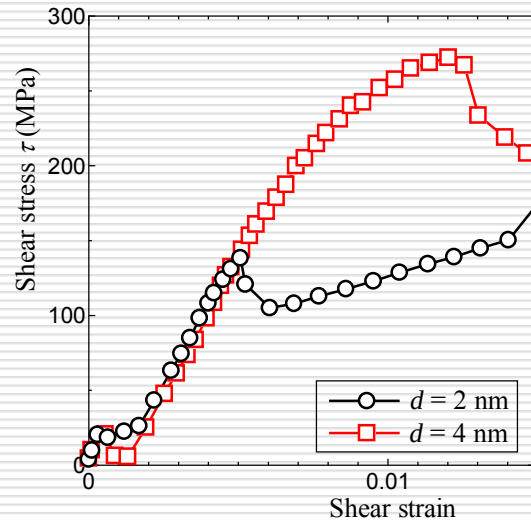


Fe同様に遷移状態で大きく変化する。

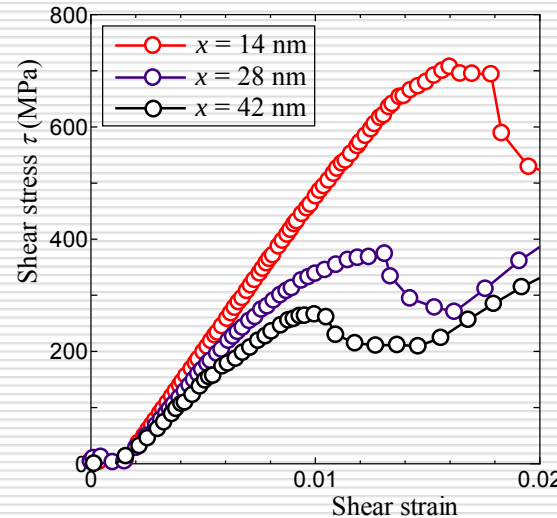
移動の際に電子状態は大きく変化しない。

α -Fe中のCuクラスター生成と降伏応力

析出物径の影響



析出物密度(間隔)の影響



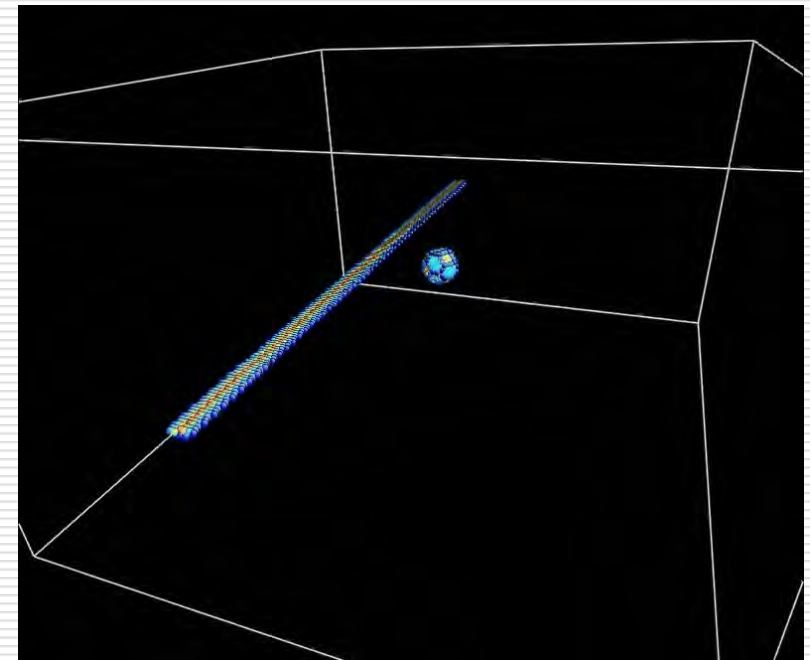
解析モデル: 原子数325万個
($x = 14 \sim 42$ nm, $d = 2.0, 4.0$ nm)

- 析出物径が大きくなるにつれて線形的に降伏応力が増加する。
- 析出物が高密度に近接すると急激に降伏応力が増加する。

転位のBow-out ($x=42$ nm, $d=2.0$ nm)

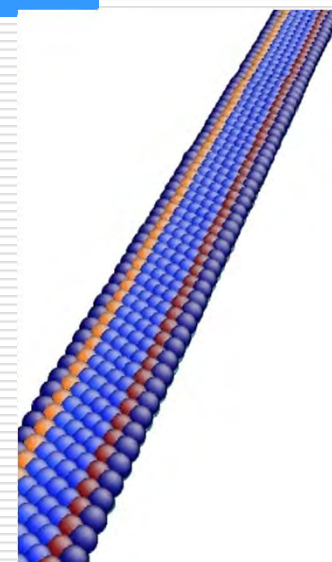
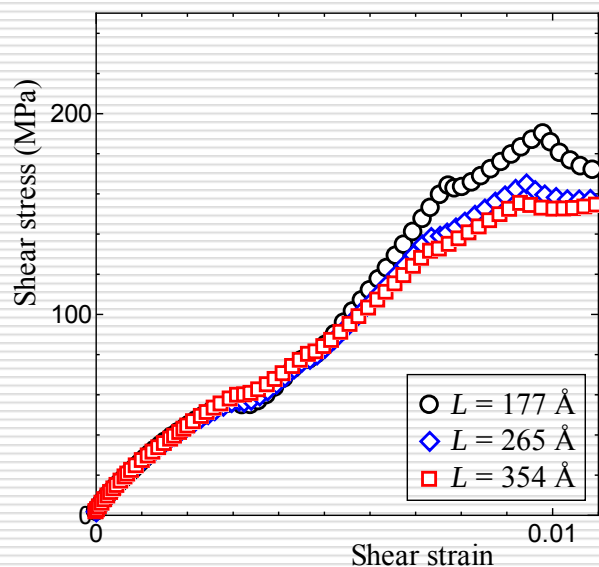
○転位はCu析出物にトラップされ、せん断応力の増加とともに張り出しを生じ、降伏応力の増加を引き起こす。

○析出物は転位の通過によってカットされるが、形状の変化が降伏応力に与える影響は小さい。



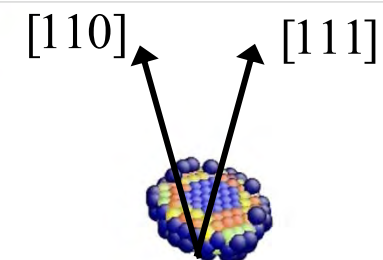
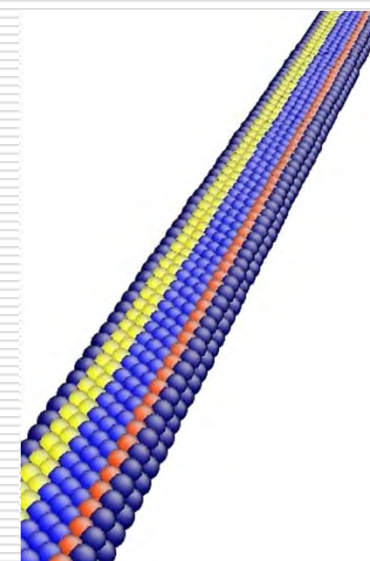
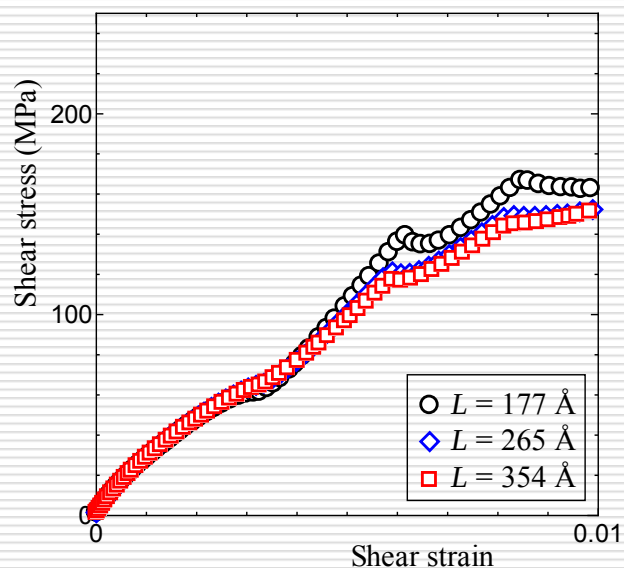
転位と照射欠陥の相互作用

V-loop



Prismatic type

I-loop



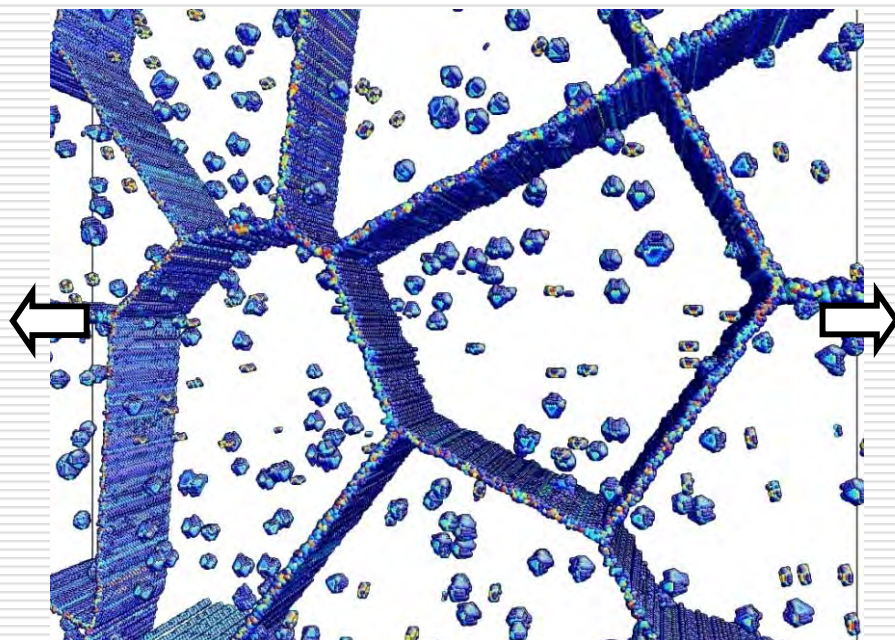
$$\frac{a}{3}[111] + \frac{a}{6}[11\bar{2}] \rightarrow \frac{a}{2}[110] \quad (b_{\text{Frank}}^2 + b_{\text{partial}}^2 > b_{\text{perfect}}^2)$$

すべり転位との相互作用によって
アンフォルトを生じる

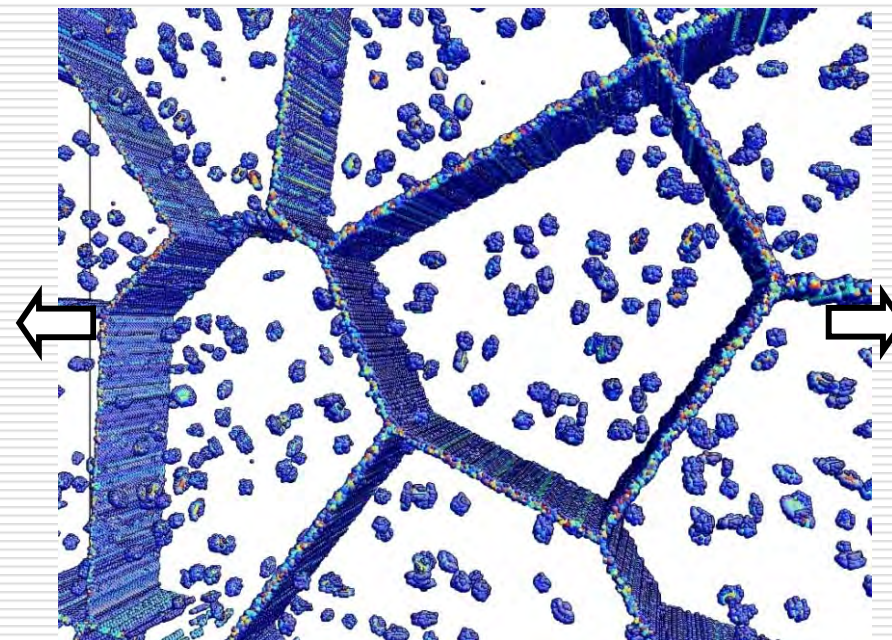
照射欠陥の変形下の挙動

- ◆ 積層欠陥四面体 (SFT) 及び自己格子間原子 (SIA) ループをそれぞれ多結晶モデル内に挿入
- ◆ ループの半径: $10 \sim 20 \text{ \AA}$
- ◆ 多結晶モデル: 形状及び結晶方位は同じ

V-loop (SFT)

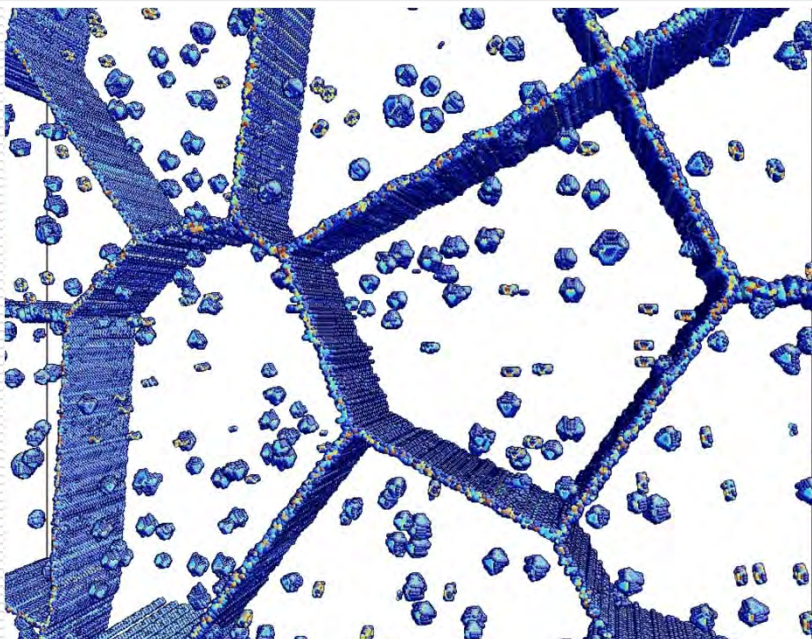


SIA-loop

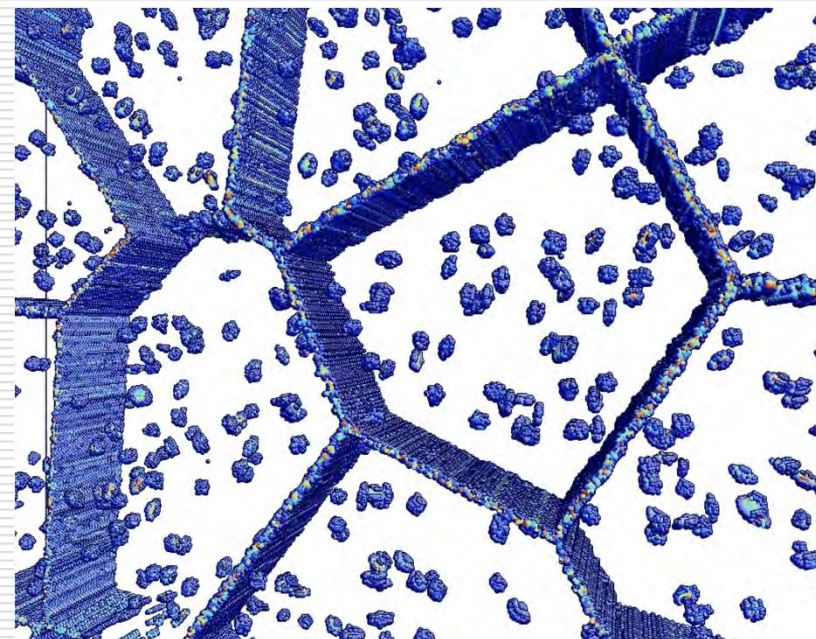


照射欠陥の変形下の挙動

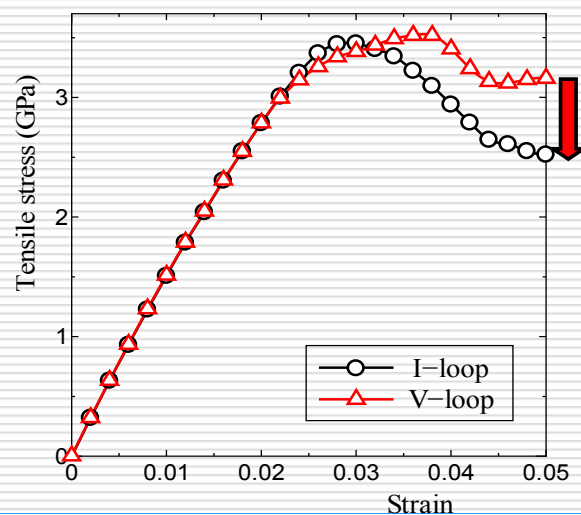
SFT



SIA-loop



照射欠陥の消失



- ◆ 粒界・粒界三重点から生成された転位がアンフォールディングを引き起こす。
- ◆ アンフォールト後の可動転位が粒界に吸収されることで照射欠陥が消失する。
- ◆ 格子間原子ループの消失が軟化を示す要因となる。

照射欠陥を考慮した結晶塑性モデル

結晶塑性構成式

$$\overset{\nabla}{T} = C^e : D - C^e : \sum_a P_S^{(\alpha)} \dot{\gamma}^{(\alpha)}$$

速度依存型硬化則

$$\dot{\gamma}^{(\alpha)} = \dot{\gamma}_0^{(\alpha)} \operatorname{sgn}(\tau^{(\alpha)}) \left| \frac{\tau^{(\alpha)}}{g^{(\alpha)}} \right|^{1/m}$$

流れ応力の発展式

$$\dot{g}^{(\alpha)} = \sum_{\beta} h^{(\alpha\beta)} |\dot{\gamma}^{(\beta)}|$$

従来モデル

硬化係数

$$h^{(\alpha\beta)} = h_0 \operatorname{sech}^2 \left(\frac{h_0}{\tau_s - \tau_0} \gamma \right)$$

転位密度依存型硬化係数

$$h^{(\alpha\beta)} = \frac{1}{2} \frac{a c \mu \Omega^{(\alpha\beta)}}{L^{(\beta)} \sqrt{\rho^{(\beta)}}}$$

流れ応力

$$g^{(\alpha)} = \tau_0^{(\alpha)} + \overset{\text{転位}}{\tau_d^{(\alpha)}} + \overset{\text{照射欠陥}}{\tau_i^{(\alpha)}}$$

流れ応力速度

$$\begin{aligned} \dot{g}^{(\alpha)} &= \dot{\tau}_d^{(\alpha)} + \dot{\tau}_i^{(\alpha)} \\ &= \sum_{\beta} (h_d^{(\alpha\beta)} + h_i^{(\alpha\beta)}) |\dot{\gamma}^{(\beta)}| \end{aligned}$$

本モデル

転位に関する硬化係数

$$h_d^{(\alpha\beta)} = \frac{a \mu r}{2} \Omega^{(\alpha\beta)} \frac{\rho_f}{\sqrt{\rho_d^{(\beta)}}} (1 - k \rho_d^{(\beta)})$$

照射欠陥に関する硬化係数

$$h_i^{(\alpha\beta)} = -\frac{c_L d}{\tilde{b}} \rho_{L0} \exp\left(-\frac{d}{\tilde{b}} \gamma\right)$$

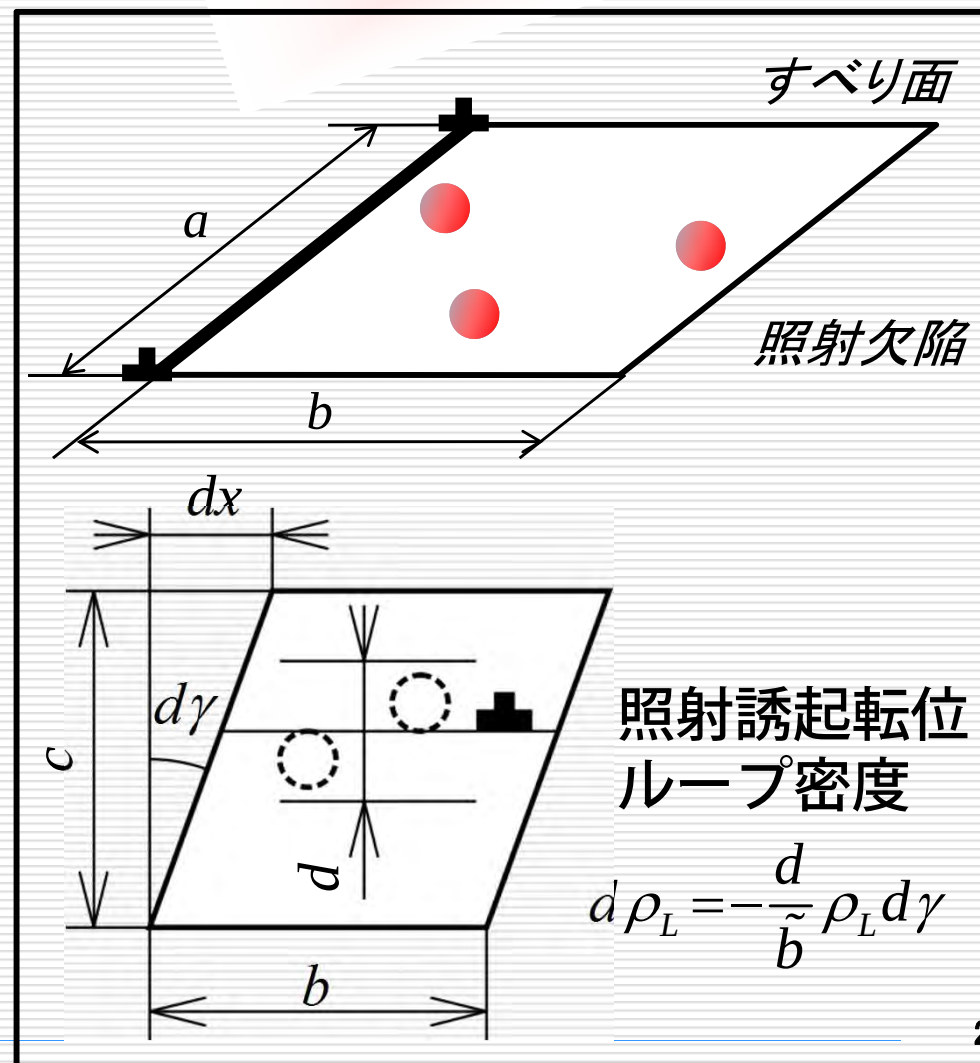
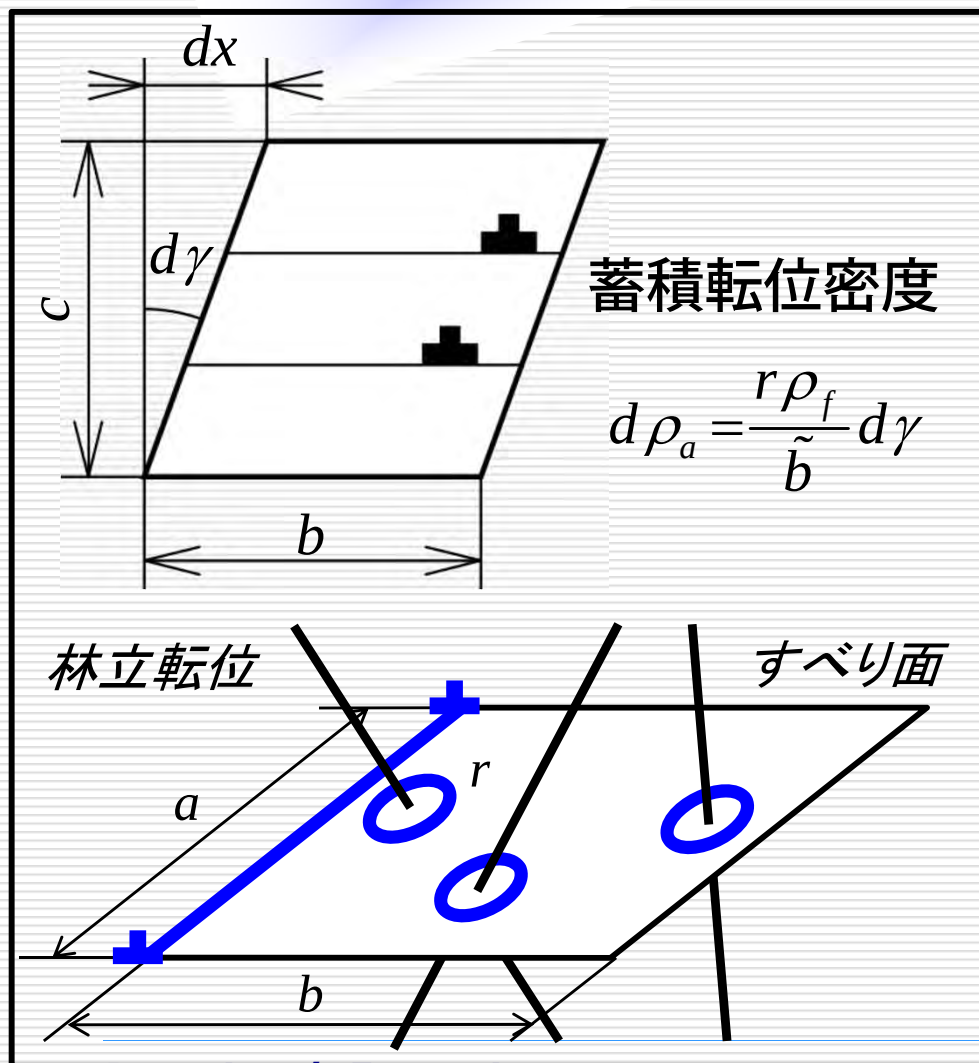
照射欠陥を考慮した結晶塑性モデル

転位に関する硬化係数

$$h_d^{(\alpha\beta)} = \frac{a\mu r}{2} \Omega^{(\alpha\beta)} \frac{\rho_f}{\sqrt{\rho_d^{(\beta)}}} (1 - k\rho_d^{(\beta)})$$

照射欠陥に関する硬化係数

$$h_i^{(\alpha\beta)} = -\frac{c_L d}{\tilde{b}} \rho_{L0} \exp\left(-\frac{d}{\tilde{b}} \gamma\right)$$



照射欠陥を考慮した結晶塑性解析

解析モデル

- 材料: ニッケル単結晶
- 試験片サイズ: 2.5mm × 5.5mm × 0.25mm
- 負荷条件: 単純引張
- 要素数: 42240 四面体要素

材料定数

$$\tau_0 = 1.0 \text{ MPa}$$

$$\rho_{d0} = 1.0 \times 10^{11} \text{ m}^{-2}$$

$$k = 1.0 \times 10^{-14} \text{ m}^2$$

$$r = 3.0 \times 10^{-8} \text{ m}$$

$$a = 0.16$$

$$c_L = 2.0 \times 10^{-22} \text{ MPa} \cdot \text{m}^3$$

$$c_S = 1.0 \times 10^{-22} \text{ MPa} \cdot \text{m}^3$$

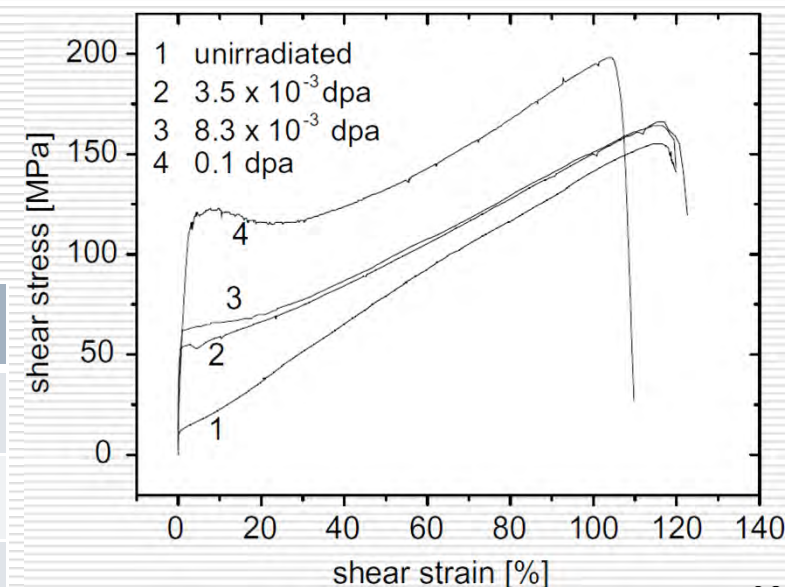
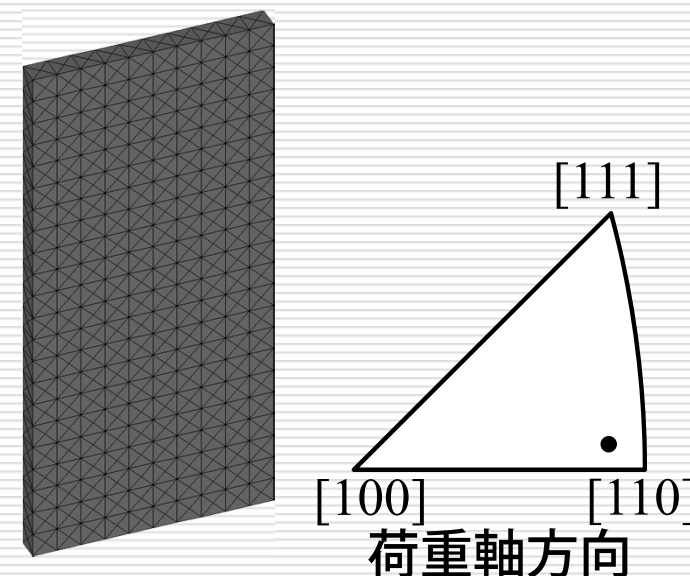
$$d = 7.98 \times 10^{-10} \text{ m}$$

$$\tilde{b} = 2.30 \times 10^{-10} \text{ m}$$

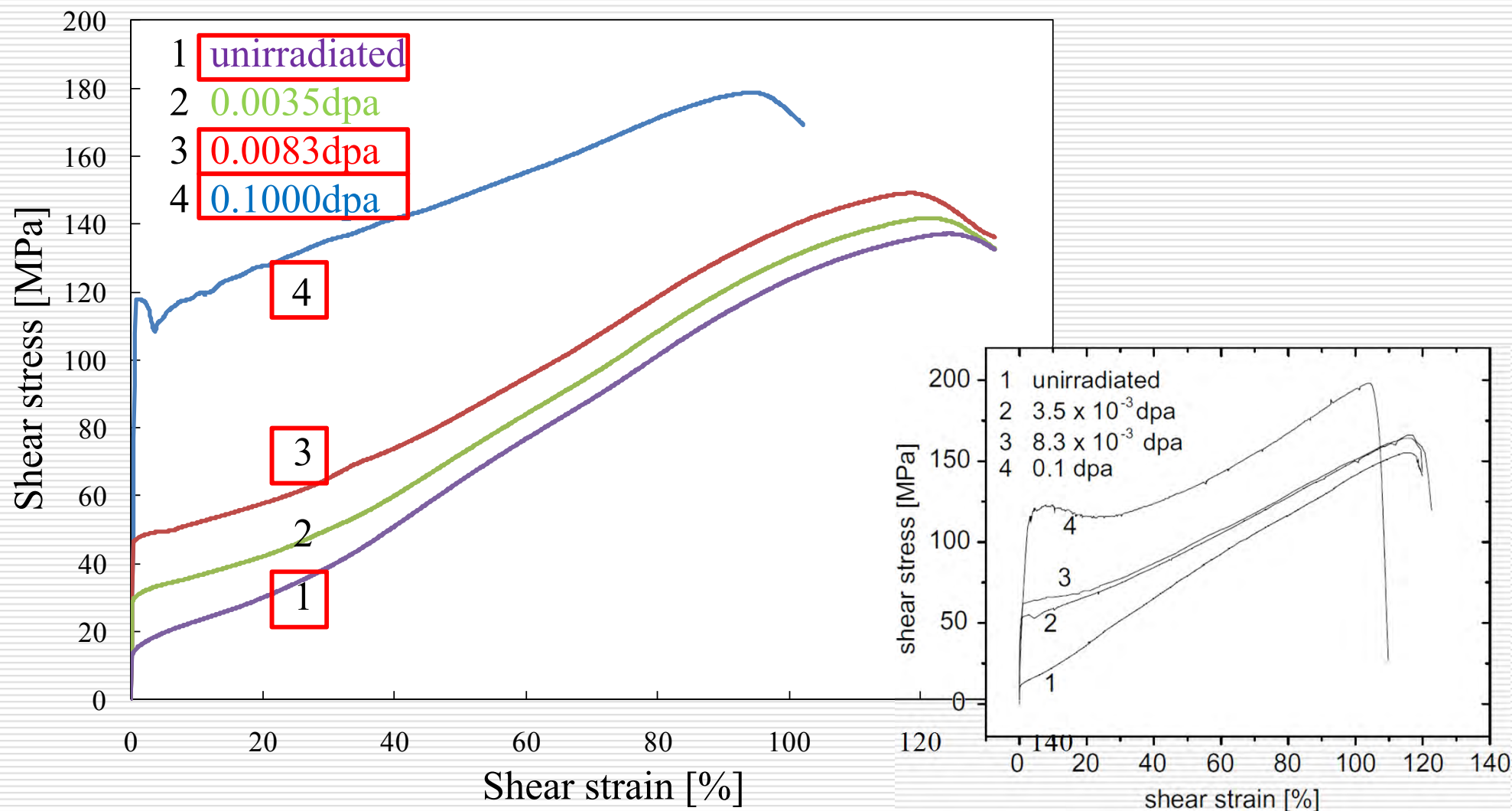
照射欠陥密度

Z. Yao, R. Schäublin, M. Victoria, *Journal of Nuclear Materials*, Vol. 323, (2003), pp. 388–393.

Dose [dpa]	0.0035	0.0083	0.1000
$\rho_{i0} [\text{m}^{-3}]$	1.1×10^{23}	2.4×10^{23}	7.0×10^{23}
$\rho_{L0} [\text{m}^{-3}]$	5.0×10^{22}	9.1×10^{22}	3.5×10^{23}
$\rho_{S0} [\text{m}^{-3}]$	6.0×10^{22}	1.5×10^{23}	3.5×10^{23}



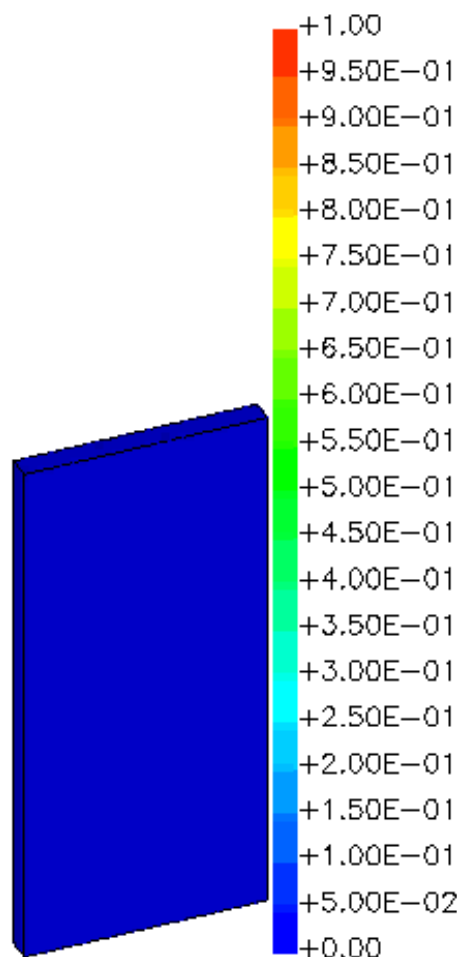
照射欠陥を考慮した結晶塑性解析結果



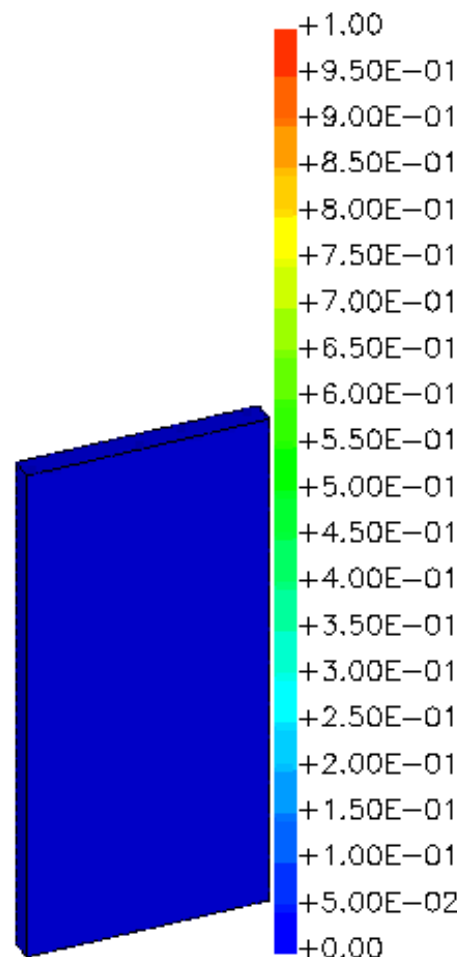
新たに提案した照射材の力学モデルによって、照射量の異なる材料の応力-ひずみ線図を再現

照射欠陥を考慮した結晶塑性解析結果

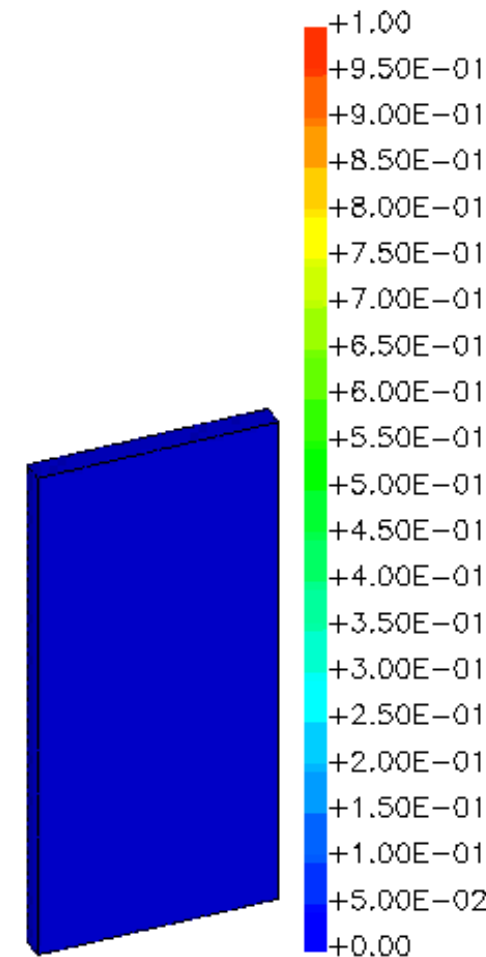
相当塑性ひずみ分布



照射量: 零(0 dpa)



照射量: 低(0.0083 dpa)



照射量: 高(0.1 dpa)

均一変形 → 局所変形

変形の局所化

3. おわりに



SCC事象評価手法高度化の課題

- 近年になり顕在化している応力腐食割れ(SCC)事象(低炭素ステンレス鋼のSCC、IASCCなど)は、軽水炉の初期段階に経験されたIGSCCが熱鋭敏化現象により合理的に説明できたことに比べ原因の説明が難しく、まだ主要因子の探索を続けている状況にある。
- 多くの要因が複合しているSCC事象の原因及び対策の検討では、根本メカニズムの考察を行うことが重要。それにより、未経験の潜在的な劣化現象を予測することができる。
- ミクروسケールとマクروسケールの照射材特性についての知見は増えてきている。特に、局所変形、粒界すべり、粒界の破壊強度、粒界での偏析挙動、き裂先端の腐食挙動などの知見の拡充が必要。
- 新しい分析機器や計算科学的研究の重要性がますます増加している。特に照射材については実験の困難性もあり、また計算モデルのV&Vの観点からも実験と計算による理論的アプローチを相補的に進めることが重要である。
- 経年劣化した材料・機器への地震影響や過酷事故進展への経年劣化の影響も検討されており、福島事故以降も経年劣化に関する検討の重要性は高い。