

照射欠陥の移動と集合に対する 溶質原子の影響

平成24年7月25日(水)

於、九州大学応用力学研究所・研究集会

村上健太¹ 岩井岳夫¹ 阿部弘亨² 片野吉男¹ 岩田忠夫¹ 関村直人¹

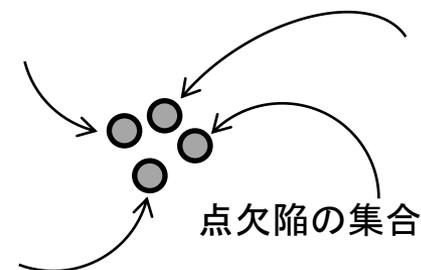
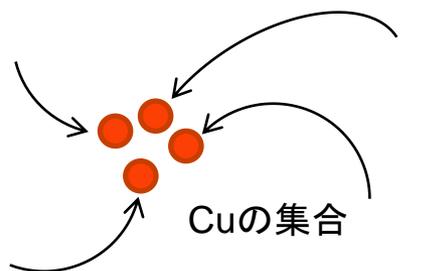
¹東京大学 大学院工学系研究科 ²東北大学 金属材料研究所

※ 本研究の一部は原子力安全・保安院の高経年化対策強化基盤
整備事業(平成18~22年度)で実施されました

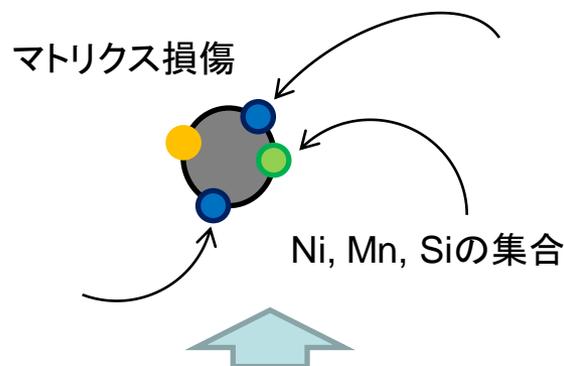
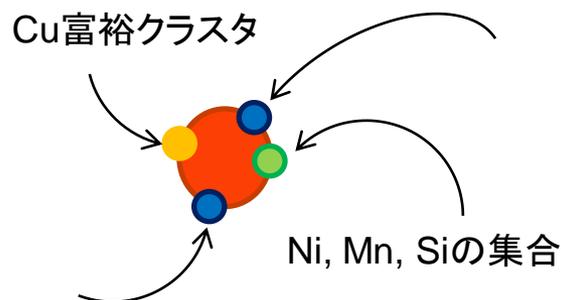
研究の動機

- 以下の三段階で、溶質原子クラスタの影響をモデル化し、照射がクラスタ形成に与える影響を明らかにする

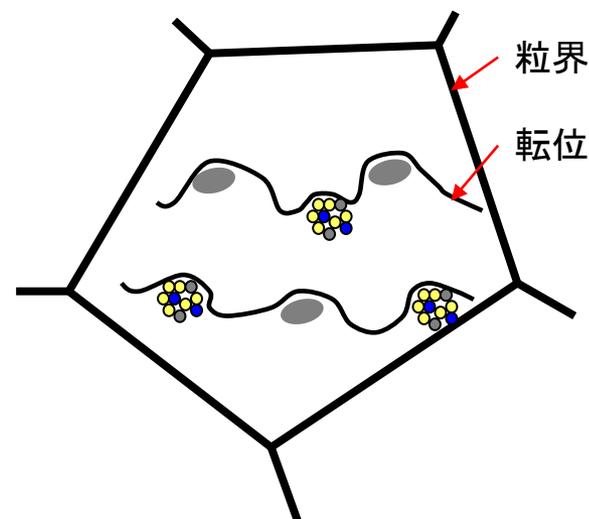
クラスタの核形成



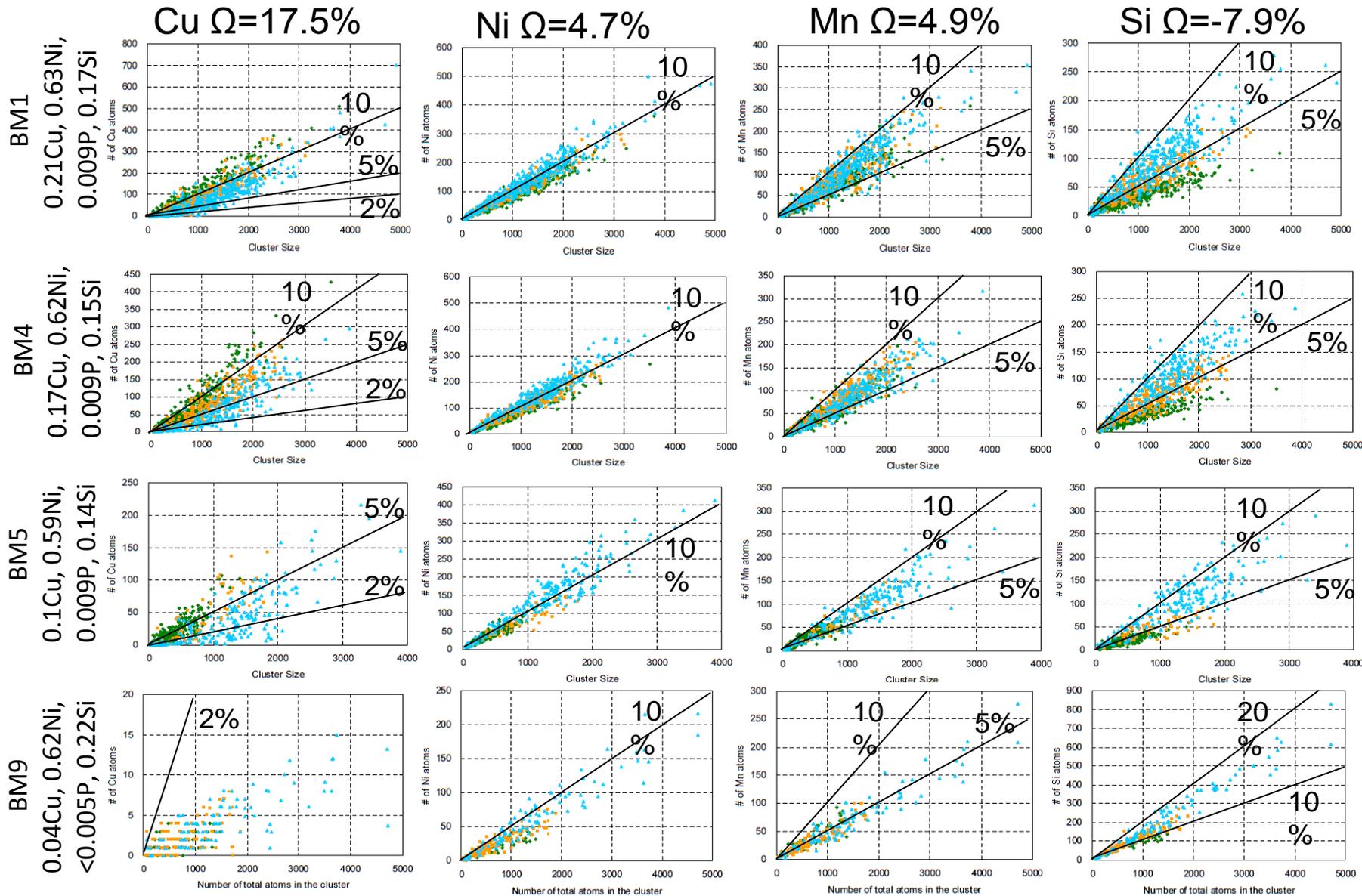
クラスタの成長



クラスタと転位の相互作用



照射量と材料組成による溶質原子クラスタの違い



実験的に明らかにすべき研究課題の設定

- 新予測式では、3DAPの発達によって直接考慮できるようになった、銅を含まずマンガンやニッケルを含む溶質原子クラスタも、脆化の原因としてモデル化した。
 - これらのクラスタは、転位ループへの溶質原子の偏析としてモデル化した。
- クラスタの形成はカスケード損傷過程に支配される可能性もある。

課題① 銅を含まずニッケルとマンガンを含む溶質原子クラスタが、溶質原子のどのような形態の移動によるものかを明らかにする

- 新予測式制定時には、溶質原子クラスタの化学組成は、銅を除いてほぼ同じだと考えられていた。
- その後の知見の拡充により、クラスタ中のSi濃度が照射量と共に変化することが知られるようになった。

課題② 溶質原子クラスタの発達において、シリコンの効果を明らかにする。

研究の手法

1. 以下の三つの影響を見れるよう、以下の6種類のモデル合金薄膜 (Thickness: $\sim 10^{-6}\text{m}$)を作成する。(単位 wt.%)
 1. 鉄中のNi, Mnの影響 (Pure Fe, Fe-0.7Ni, Fe-1.4Mn)
 2. Ni, Mnの重畳効果 (Fe-0.7Ni-1.4Mn)
 3. Ni, Mnに対するSiの重畳効果 (Fe-0.7Ni-0.3Si, Fe-1.4Mn-0.3Si)
2. 1MeV H⁺照射を行う。(T<80K, $\Phi t \sim 10^{-4}\text{dpa}$, $\Delta\rho \sim 2 \times 10^{-9}\Omega\text{m}$ 程度)
3. Traditional な回復段階の測定を行う ($\Delta T=10\text{K}$, $\Delta t=600\text{s}$)

残留抵抗率を使った欠陥濃度の推定

残留抵抗率の変化 $\Delta\rho_0$ は、格子欠陥、固溶原子、析出物等の散乱因子の変化に、線形に比例する。

$$\Delta\rho_0 = \sum_i^n \rho_i \int C dV / V \quad (n \text{ は考慮すべき散乱因子の数、} \rho_{0i} \text{ は単位量当たりの抵抗率})$$

$$\rho_0 = \rho_{\text{surf.}} + \rho_{\text{def.}} + \rho_{\text{sol.}} + \rho_{\text{mat.}} + \rho_{\text{SC}}$$

- $\rho_{\text{surf.}}$: 界面による自由電子の散乱
- $\rho_{\text{mat.}}$: 格子位置のFe原子による自由電子の散乱
⇒ 照射や焼鈍による変化はないと仮定する

- $\rho_{\text{def.}}$: 格子欠陥による自由電子の散乱
⇒ 照射により増加し、焼鈍で回復する

$$\rho_{\text{def.}} = 3 \times 10^{-5} \Omega\text{m} \times C_{\text{Frenkel Pairs}}$$

- ρ_{SC} : 析出物による自由電子の散乱
- $\rho_{\text{sol.}}$: 固溶原子による自由電子の散乱
⇒ 整合析出物の場合、固溶するより抵抗率は小さい

$$\rho_{\text{Ni}} \doteq \rho_{\text{Mn}} = 2 \times 10^{-6} \Omega\text{m} \times C_{\text{Ni, or Mn}}$$

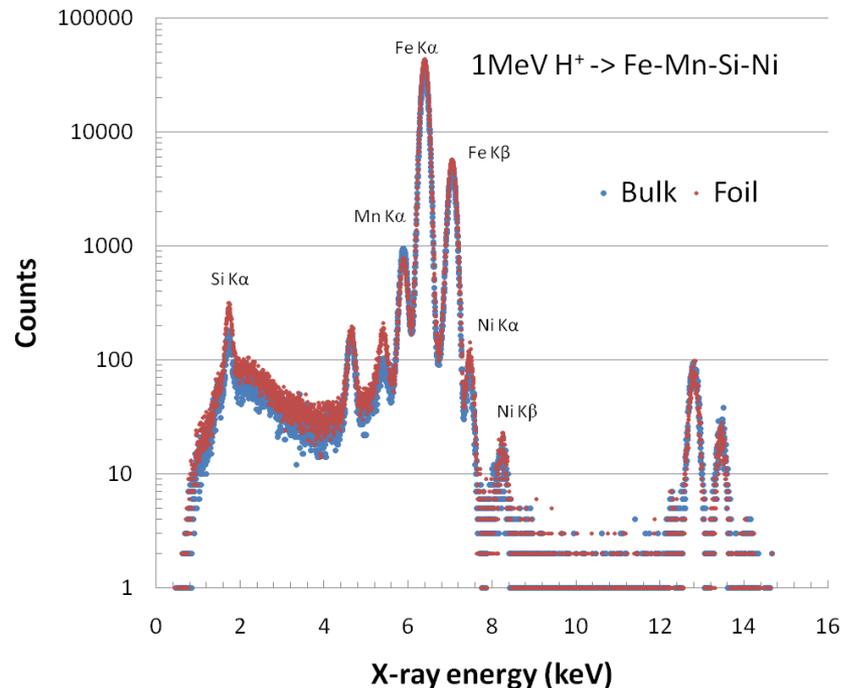
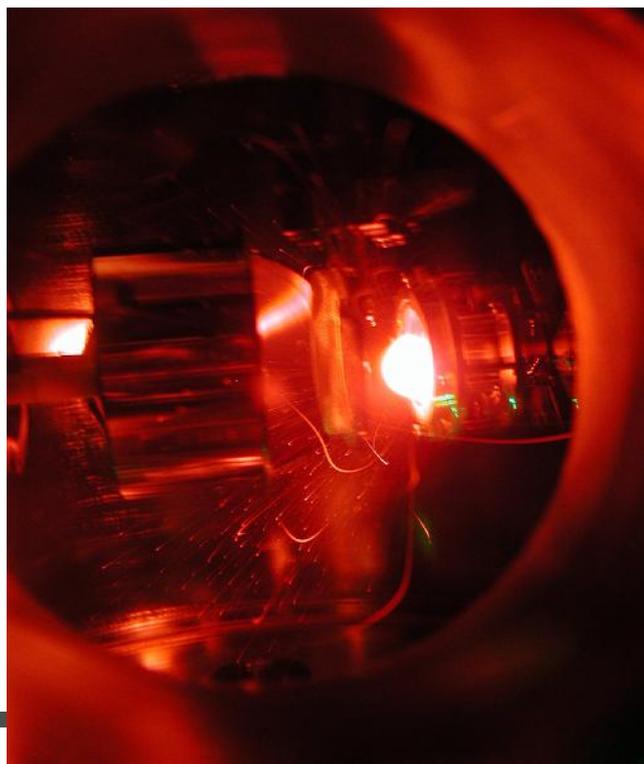
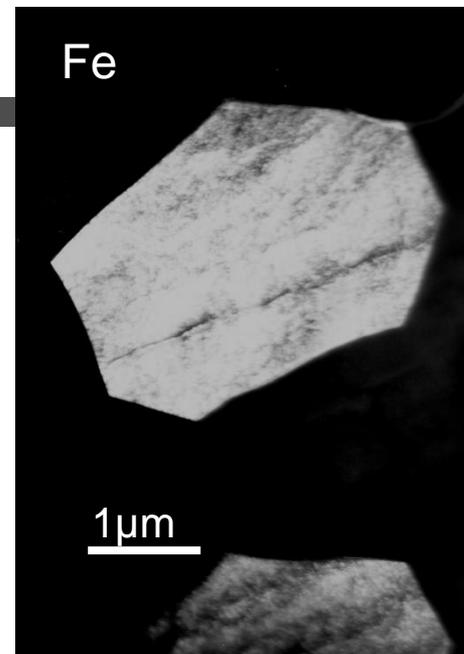
$$\rho_{\text{Si}} = 6 \times 10^{-6} \Omega\text{m} \times C_{\text{Si atoms}}$$

試料

Type	Thickness (10^{-6} m)	RRR	$\rho_{\text{unirrad.}}$ (10^{-8} Ωm)	$\rho_{\text{solute.}}$ (10^{-8} Ωm)	Fluence (ions/ m^2)	ρ_{asirrad} (10^{-8} Ωm)	$\Delta\rho$ (10^{-8} Ωm)
Pure Fe	2.3	54.5	0.23	0	3.4×10^{19}	0.60	0.38
Fe-0.7wt.%Ni	2.4	8.41	1.67	1.46	1.1×10^{19}	1.89	0.21
Fe-1.4wt.%Mn	2.4	4.19	4.36	4.15	1.1×10^{19}	4.56	0.20
Fe-0.7Ni-1.4Mn	0.5	2.68	7.61	7.13	1.7×10^{19}	7.76	0.17
Fe-0.7Ni-0.3Si	0.7	3.33	5.41	5.01	1.6×10^{19}	5.63	0.22
Fe-1.4Mn-0.3Si	0.5	2.44	8.71	8.19	1.7×10^{19}	8.95	0.24

(参考) 試料作成

- パルスレーザー蒸着法で作成した。
- 膜厚制御がかなり困難 (0.5 ~ 5 μm)
- ターゲット材と膜の化学組成は同じとみなせる
- 成膜後840 $^{\circ}\text{C}$ で4時間焼鈍

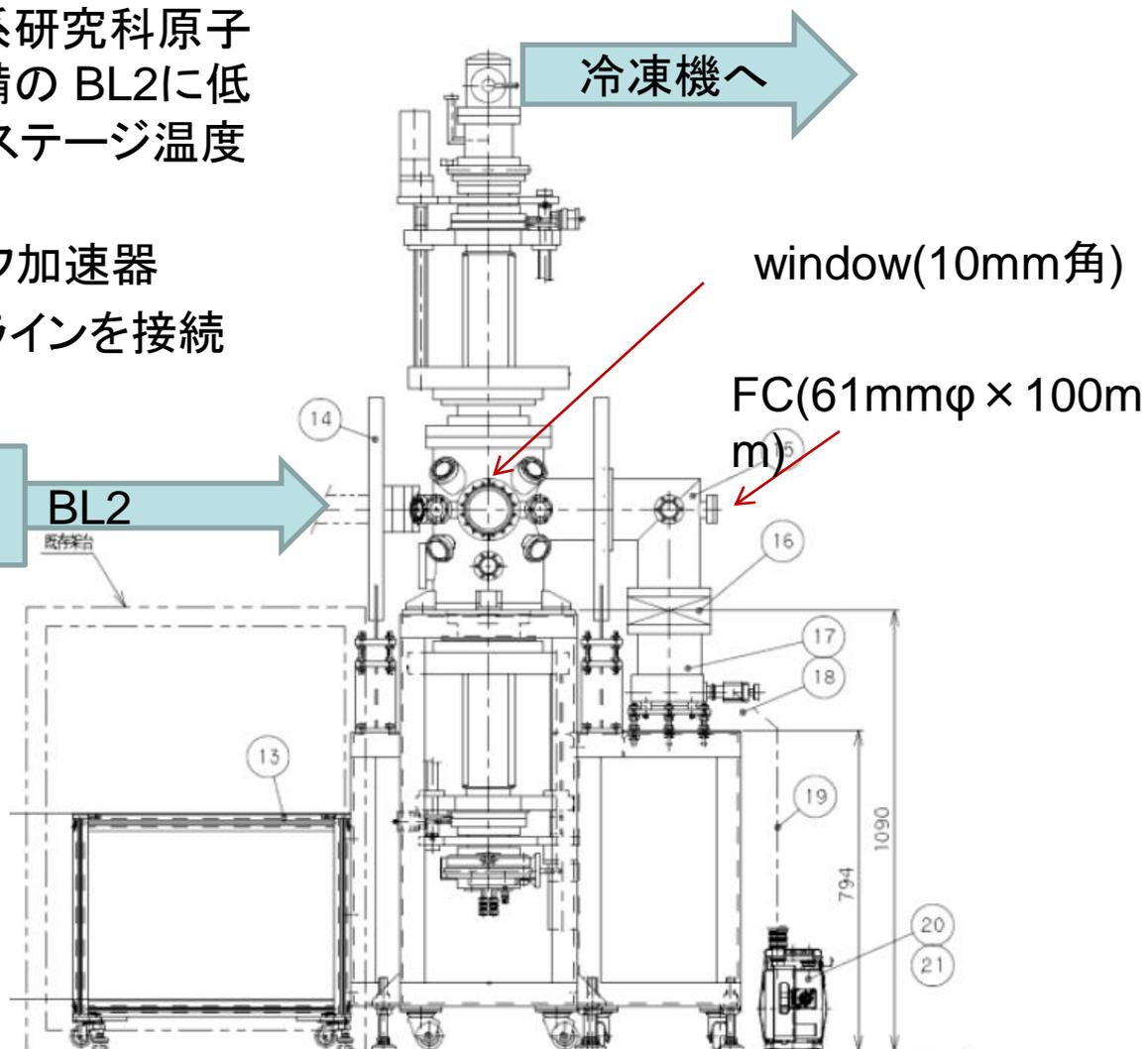


(参考) 実験設備の整備

• 照射設備

- 東京大学大学院工学系研究科原子力専攻重照射研究設備の BL2 に低温チャンバを新設 (ステージ温度は最低10K)
- 3.75MV バンドグラフ加速器
- 30kV の陽電子ビームラインを接続

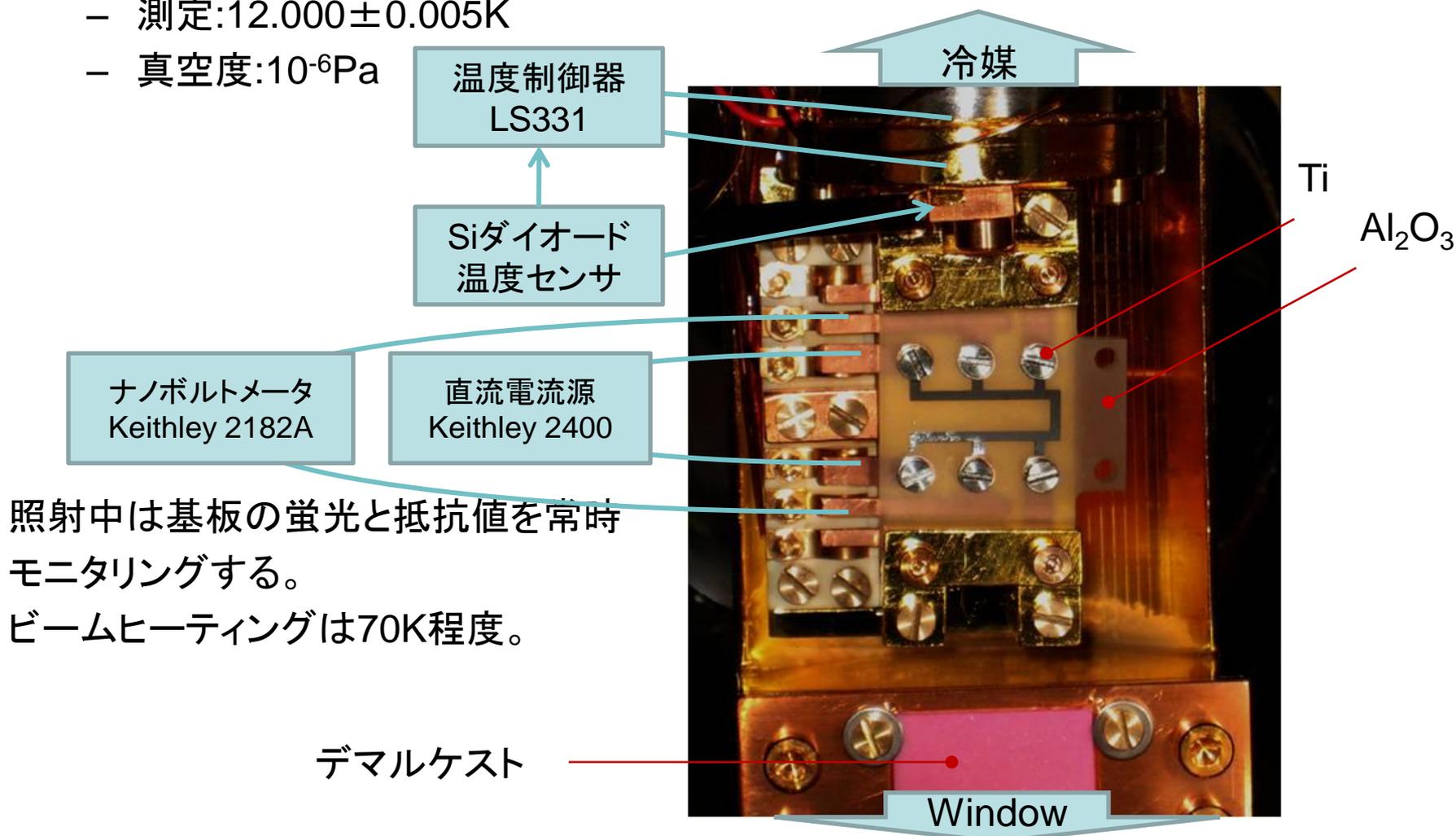
- ビーム量は $20\text{nA}/\text{cm}^2$ ($1.3 \times 10^{11}\text{ions}/\text{cm}^2$) を基本条件とする



(参考) 実験設備の整備

- 電気抵抗測定

- 四端子法、電流10mA, 10秒毎に反転 (熱起電力のキャンセル)
- 測定: $12.000 \pm 0.005 \text{K}$
- 真空度: 10^{-6}Pa



照射中は基板の蛍光と抵抗値を常時モニタリングする。
ビームヒーティングは70K程度。

(参考) 欠陥挙動のモデル化

- 欠陥濃度 C の変化はアレニウスの式に従う

$$\frac{dC}{dt} = -\alpha \times 3.8 \times \frac{kT}{h} \times \exp\left(-\frac{E}{kT}\right) \times C^\gamma$$

頻度因子

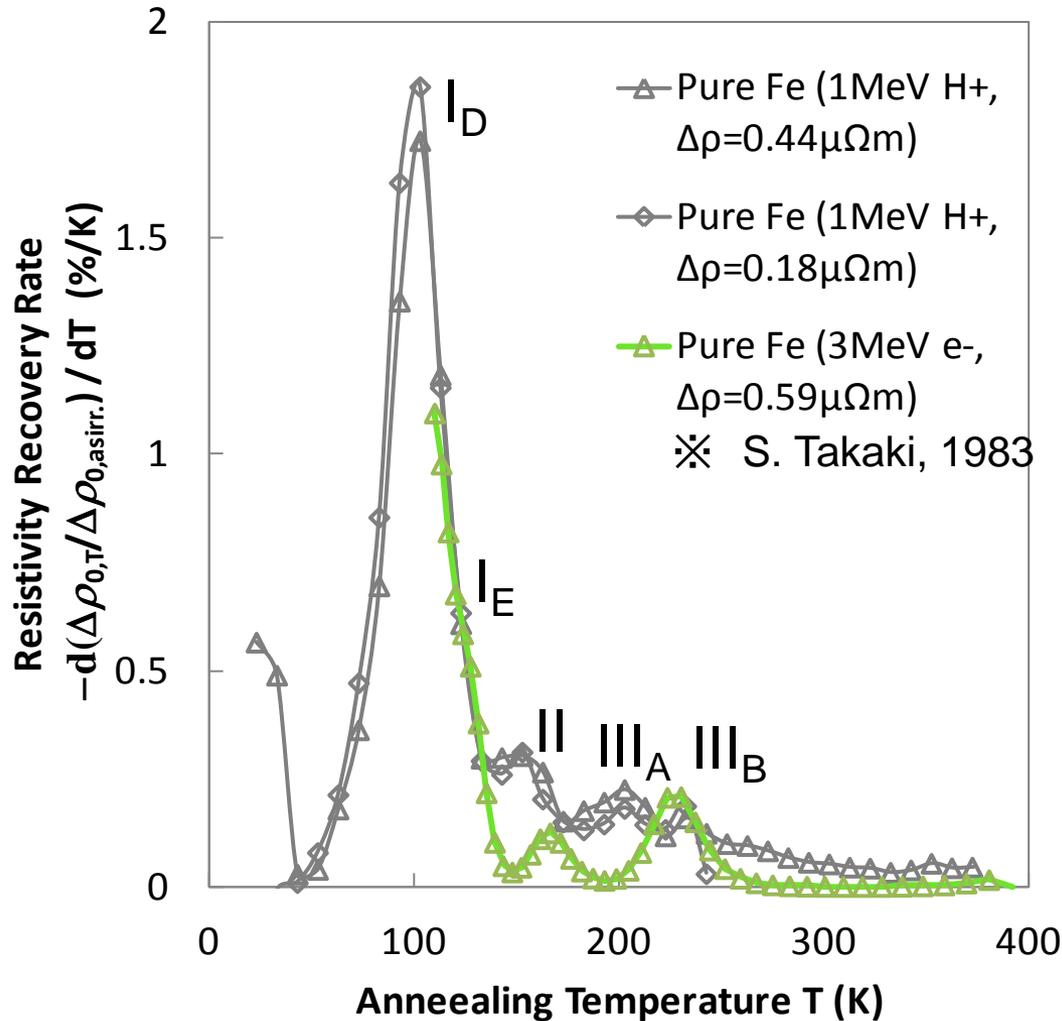
活性化エネルギー

反応次数
 $\gamma=1$: シンクは不動
 $\gamma=2$: 自由拡散による集合

$\gamma=1$ の時: 1/ジャンプ数
 $\gamma>1$ の時: reaction volume

- 低温照射後に等時焼鈍を実施して、個々の拡散メカニズムを個別に発現させ、欠陥濃度の変化を電気抵抗率等から計算して、拡散の物性値を推定する。
- 既存の等時焼鈍実験データを用いて、この式を用いた数値解析を行い、活性化エネルギー等を導出することも試みたが、200K以上の焼鈍データ(空孔の拡散に対応)が非常に少ないことから、参考データとしてのみ使用した。

1 MeV H⁺ 照射された純鉄における欠陥の挙動



先行研究との比較から、回復段階を以下のように同定した

I_D : 相関再結合

I_E : 非相関再結合

(= 格子間原子の自由な移動
本研究では観測されない)

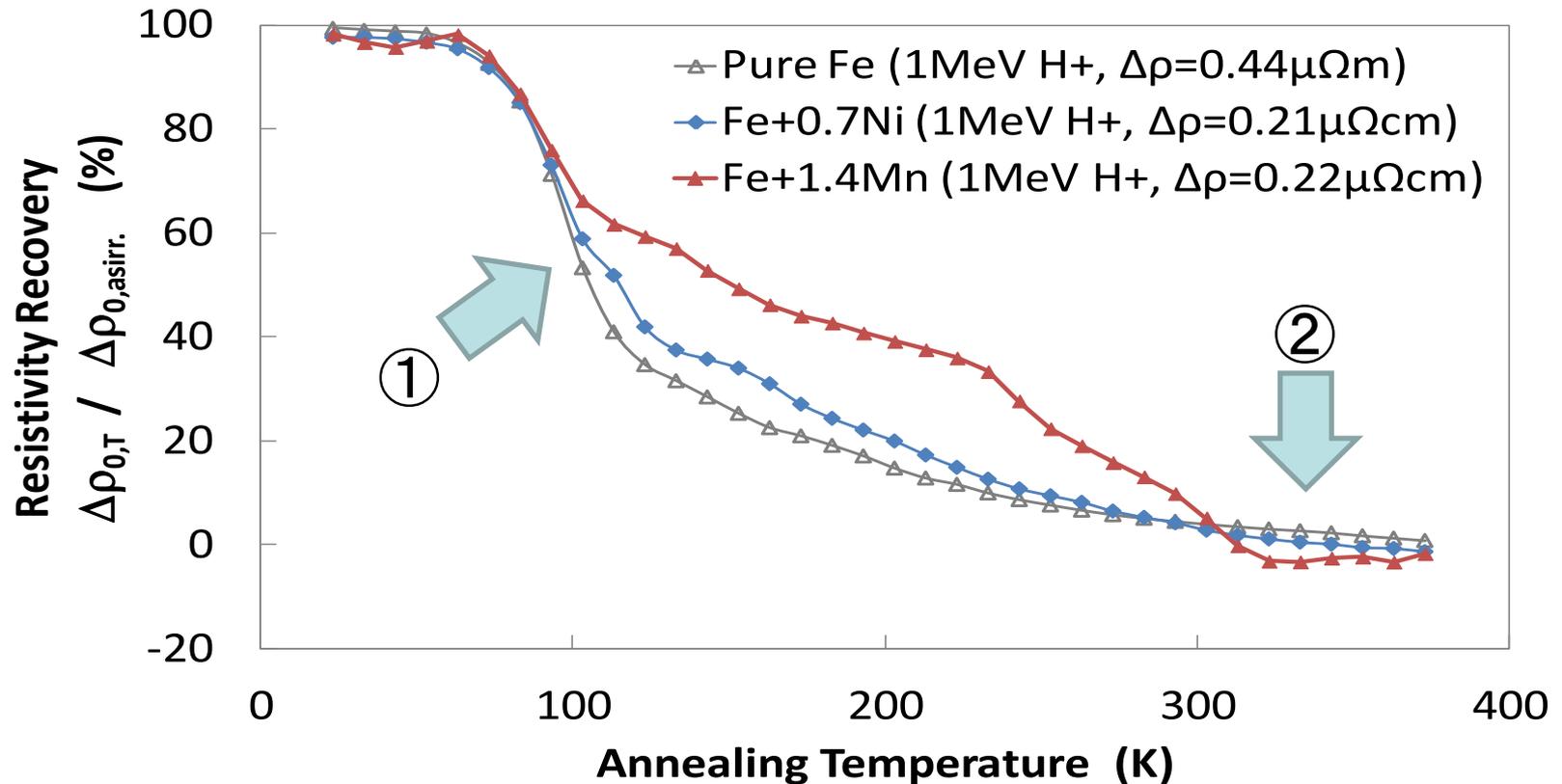
II : 微小な格子間原子集合体の
自由な移動

(Takakiでは、格子間原子対)

III_A : 近接空孔の集合

III_B : 空孔の自由な移動

二元系合金 (Fe-Ni & Fe-Mn) の抵抗率の回復



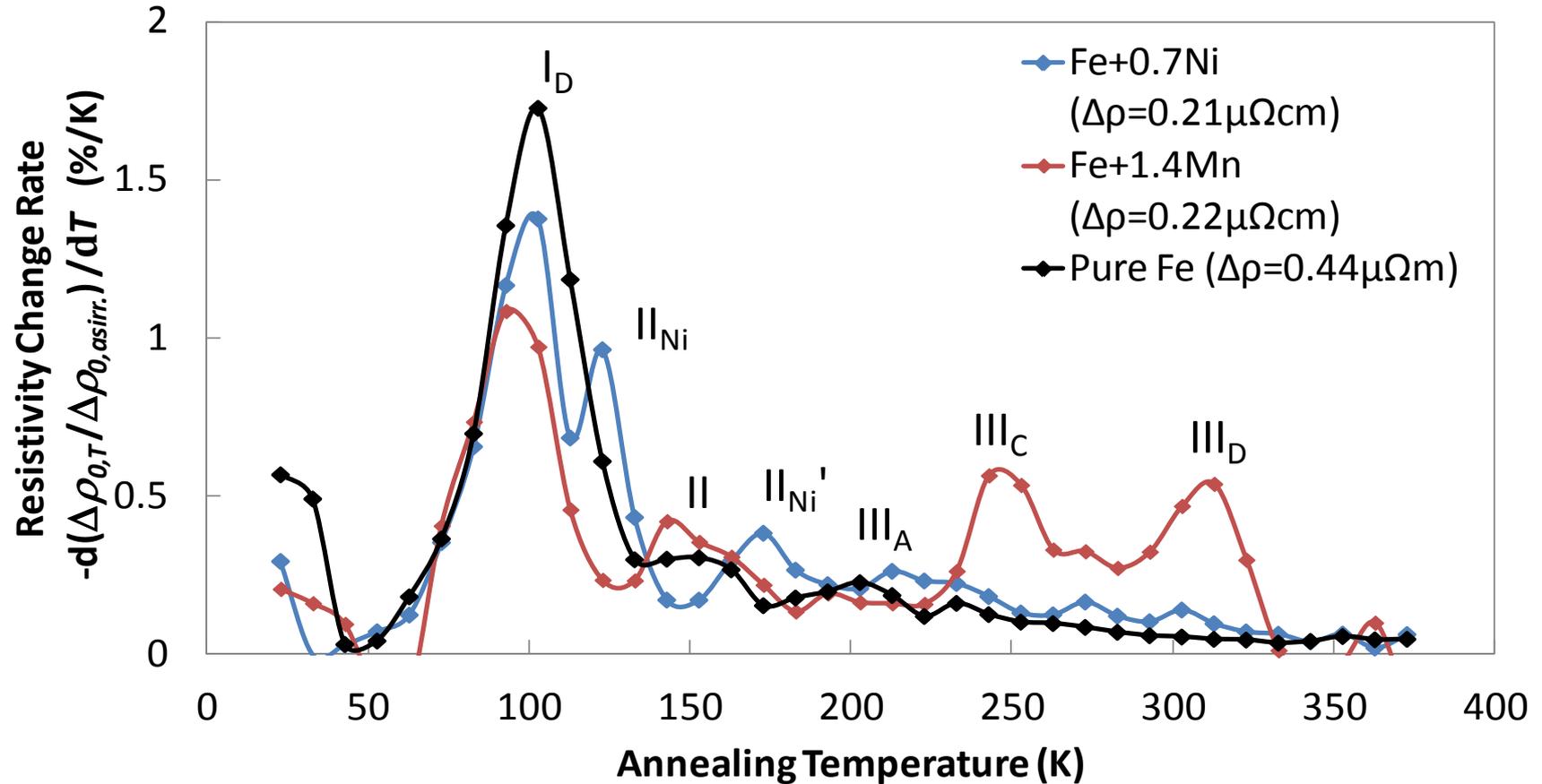
① Stage I_D の減少

⇒ NiとMnは相関再結合を阻害する働きを示す。(特にMn)

② Resistivity @ 370K ≒ Resistivity @ unirradiated

⇒ 欠陥はほぼ完全に回復. 溶質原子はマトリクスから移動しない

二元系合金 (Fe-Ni & Fe-Mn)の抵抗率の回復



Stage II (純鉄では I_2 の自由な移動に相当)がシフトする
⇒ I-Ni や I-Mn が形成して、移動する。

Fe-Mn合金では、Stage III_C と III_D が発現する。
⇒ Mn原子による空孔の捕捉と開放

二元系合金 (Fe-Ni & Fe-Mn)の欠陥挙動に関する考察

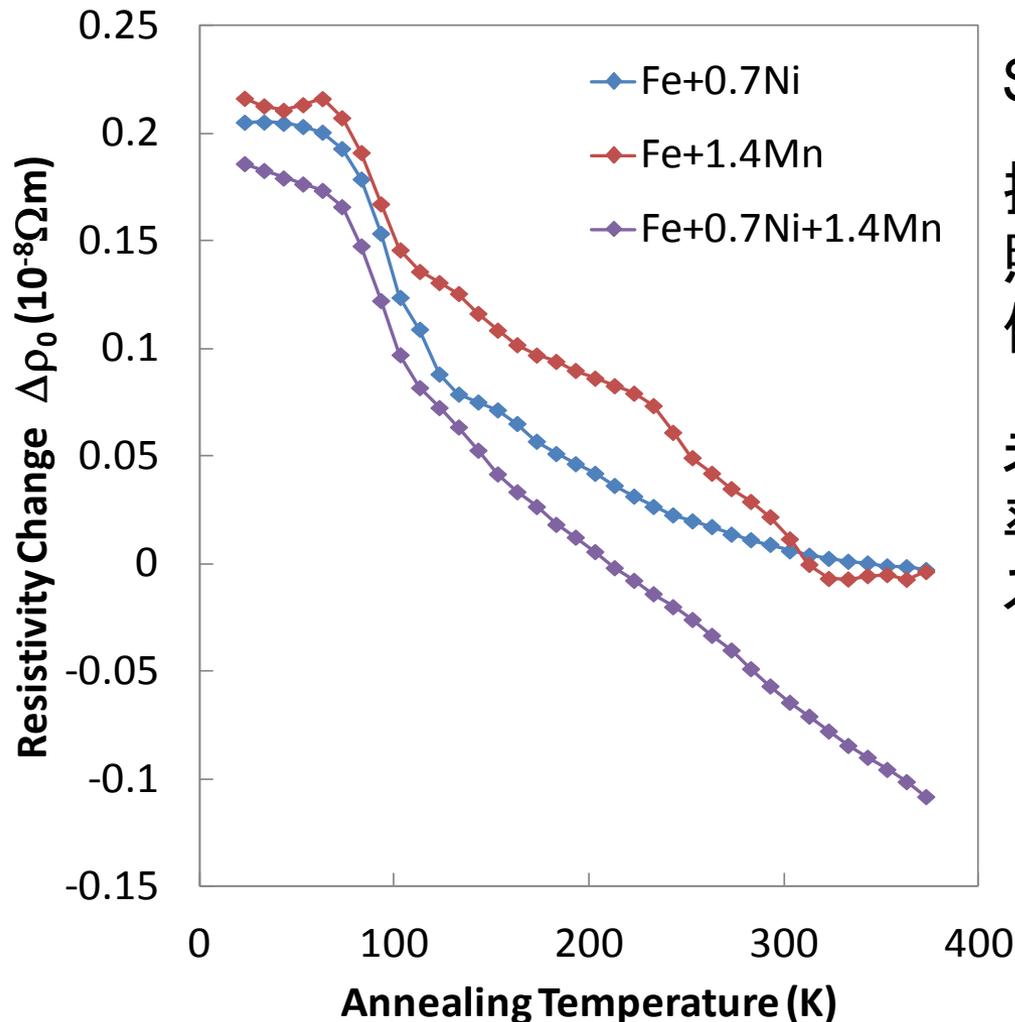
- Stage I_Dにおける電気抵抗率の回復は純鉄より小さい
 - MnとNiは、どちらも相関再結合を阻害する(特にMn)
 - 従って、MnやNiの添加により、相関再結合せずに、自由に移動できるFreely Migration Defects の数密度が増加する。

- Stage IIが発現する焼鈍温度が、純鉄と異なる
 - これは、格子間原子—溶質原子複合体の形成である (Maury, 1986)
 - 移動の活性化エネルギーは、以下の順序となる。

$$I\text{-Ni} \leq I < I\text{-Mn} \leq I_2$$

- Fe-Mn系では、Stage III_C (@250K), III_D (@320K)が発現する
 - 電子線照射材との比較から、空孔型拡散であると考えられる。
 - 点欠陥の溶質原子による捕捉と解放により、こうした回復段階が発現することがある。(例: Fe-Moの格子間原子, Abe 1999)
 - Stage III_C, III_Cは、Mn原子によって相関再結合を阻害されたフレンケル対の、空孔型拡散による相関再結合の可能性がある。(要、追加実験)
 - 解放に必要な活性化エネルギーはアレニウスの式から概算すると、0.60eV, 0.73eV程度である。

Fe-0.7Ni-1.4Mn 合金の抵抗率の回復



Stage I_D の回復は2元系と同程度

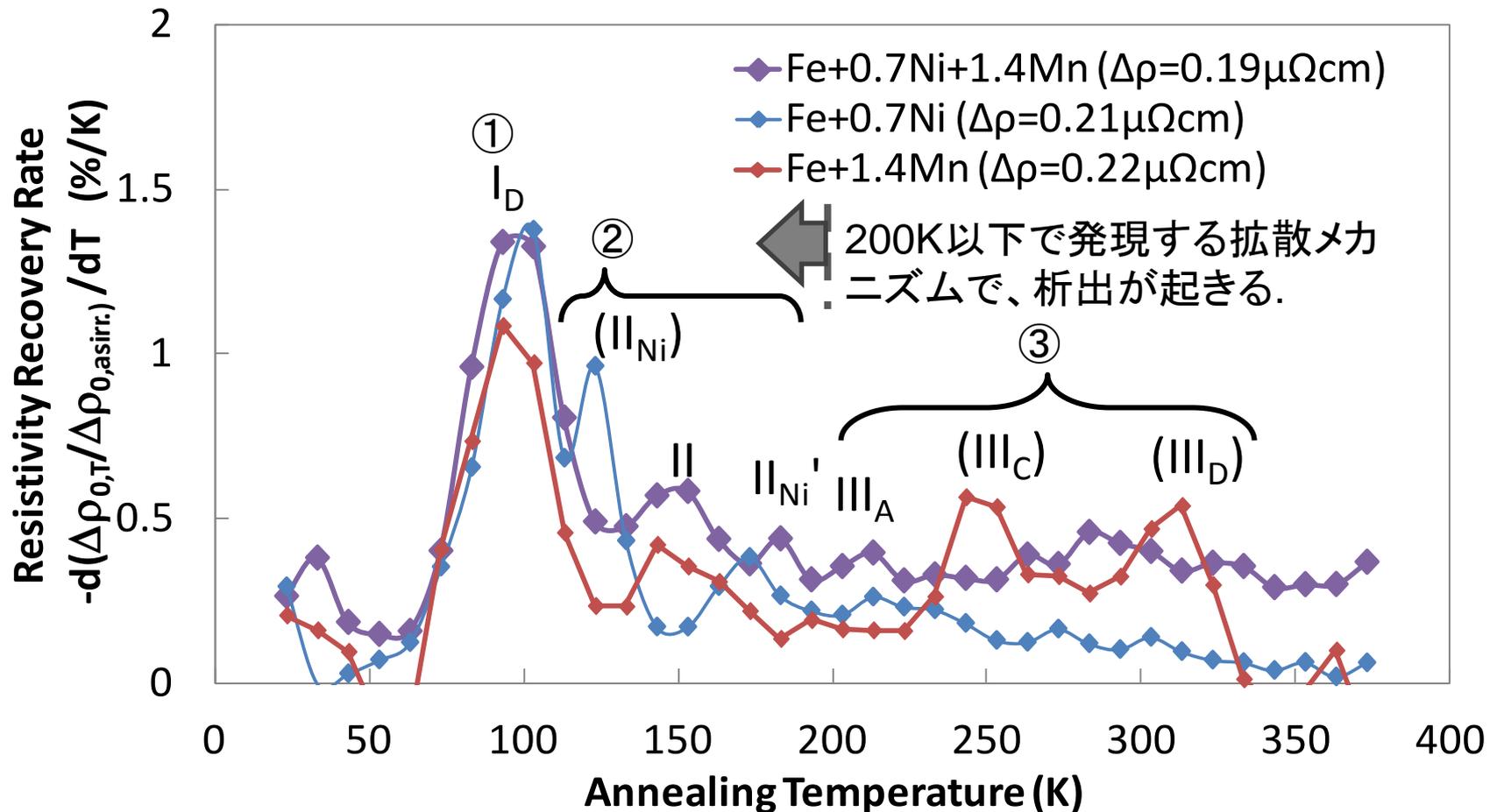
抵抗率は、200Kまでの焼鈍で未照射レベルまで回復し、370 Kまで低下を続ける

未照射レベル以下への電気抵抗率の低下は、溶質原子がマトリクス中から減少したことを意味する

FP induced: 70 ppm

Solute removed: 500 ppm

Fe-0.7Ni-1.4Mn 合金の抵抗率の回復



- ① **Fe-Ni-Mn**合金のStage I_D (相関再結合) は**Fe-Ni**合金と同程度.
- ② Stage II (I_2 か I -solute の自由な移動) は、二元系合金より大きい.
- ③ 200K以上の温度でも電気抵抗率の低下が見られるが、回復段階は明瞭ではない.

Fe-0.7Ni-1.4Mn 合金の欠陥挙動に関する考察

- **Fe-Ni-Mn**合金のStage I_D は**Fe-Ni**合金と同程度
 - 溶質原子のマトリクスからの減少は、相関再結合ではなく、欠陥の自由な拡散と共に生じる
 - ⇒ もし、Fe-Ni-Mn合金において、熱的に不安定なNiMn原子クラスタがカスケード損傷の効果により形成されるのであれば、遅くともStage I_DまでにFe-Ni合金との顕著な違いが発現するはずである。
 - ◎ Ni Mnクラスタの形成にカスケード損傷過程が寄与することを否定する知見
- 溶質原子のマトリクスからの減少は200K以下で発現する
 - 200Kまでに析出(or 偏析)する溶質原子は、10ppm程度
 - I-Solute の拡散距離(100nm程度@200K) << 粒径(1000 nm)
 - ⇒ 粒界偏析とは考え難い。
 - ◎ 溶質原子の核形成は、I-Soluteの拡散によって発現することを示唆する知見。
- 溶質原子のマトリクスからの減少は200K以上でも継続する
 - Ni Mnクラスタの形成は、空孔型機構の拡散が生じる温度域でも継続する。

[課題1]「Ni-Mnクラスタの形成メカニズム」に関して得られた知見

本実験でNi-Mnクラスタの形成が認められる

- NiとMnの重畳効果によって、マトリクス中の溶質原子の減少が生じる。
- 本実験で見られた現象は、拡散距離や数密度の比較から、粒界偏析ではなく、第二相の析出(すなわち溶質原子クラスタの形成)であると考えられる。

Ni-Mnクラスタは、溶質原子のどのような移動により形成されるか？

- Ni-Mnクラスタは、溶質原子の自由な移動によって形成される
 - カスケード損傷過程の影響ではない。
(相関再結合までの過程では、マトリクス中の溶質原子は減らない)
 - Ni-Mnクラスタの核形成は、格子間原子型の拡散機構と関連付けられる。
(格子間原子型の拡散しか生じない条件でも、マトリクス中の溶質原子が減る。
焼鈍(つまり空孔型拡散)だけでは、マトリクス中の溶質原子は減らない)
 - Ni-Mnクラスタの成長は、空孔型の拡散機構でも促進される。
(マトリクス中の溶質原子の減少は、空孔型の拡散機構が発現した後も続く)

[課題1]「Ni-Mnクラスタの形成メカニズム」に関して得られた知見

- 現行の予測式に採用されているNi-Mnクラスタの数密度増加のモデル化は、本研究から得られた知見と類似である。

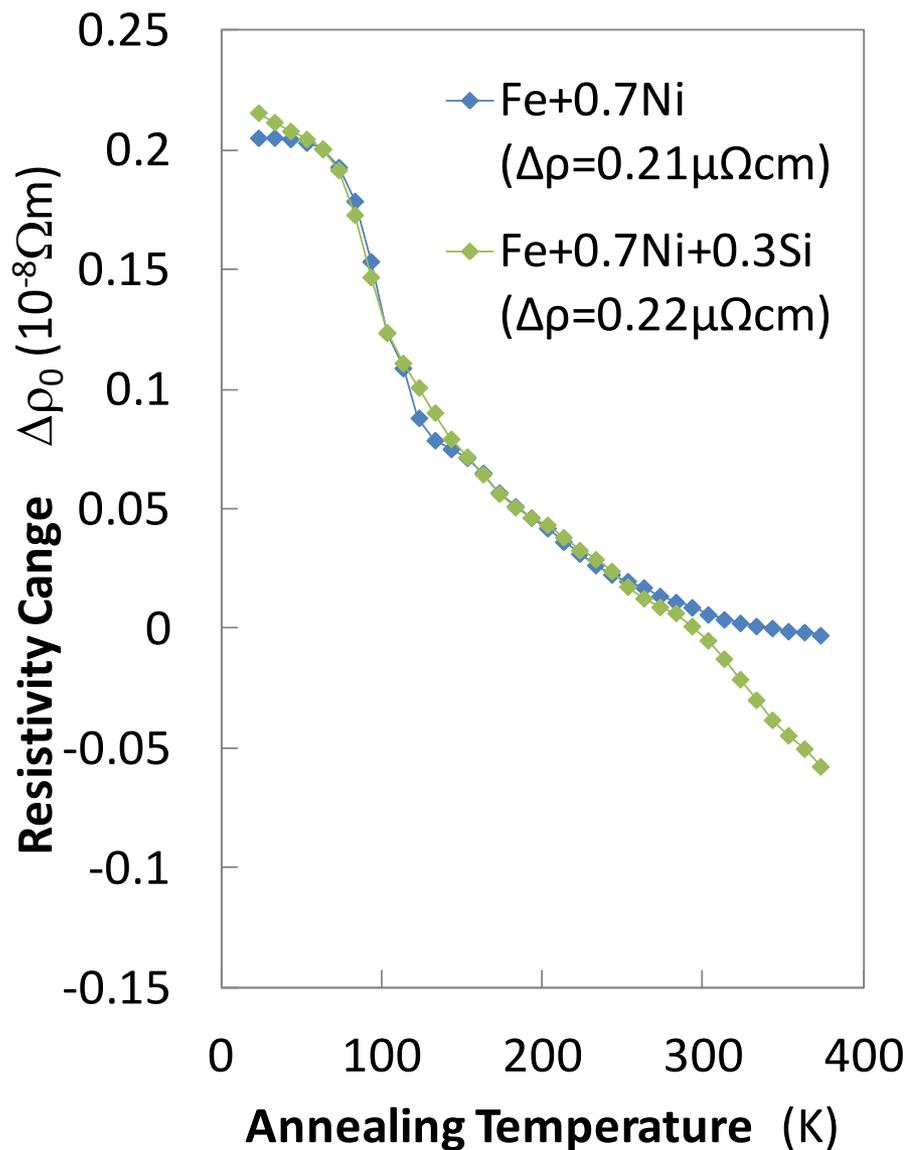
(格子間原子型の拡散による核生成≒I型転位ループの核形成)

異なっている点は ⇒ 照射速度依存性の考慮の仕方

- 現行の予測式では、転位ループへ溶質原子が偏析というモデル化で、数密度の増加を表している。
 - 転位ループ形成に、照射速度の依存性は考慮しない
 - 溶質原子の偏析には、熱空孔の影響を考慮して、負の照射速度依存性を与えている
- 本研究が示唆するように、格子間原子型の拡散によってNi-Mnクラスタが核形成するとすれば、格子間原子型の拡散まで考慮した、照射速度依存性を考慮する必要がある。

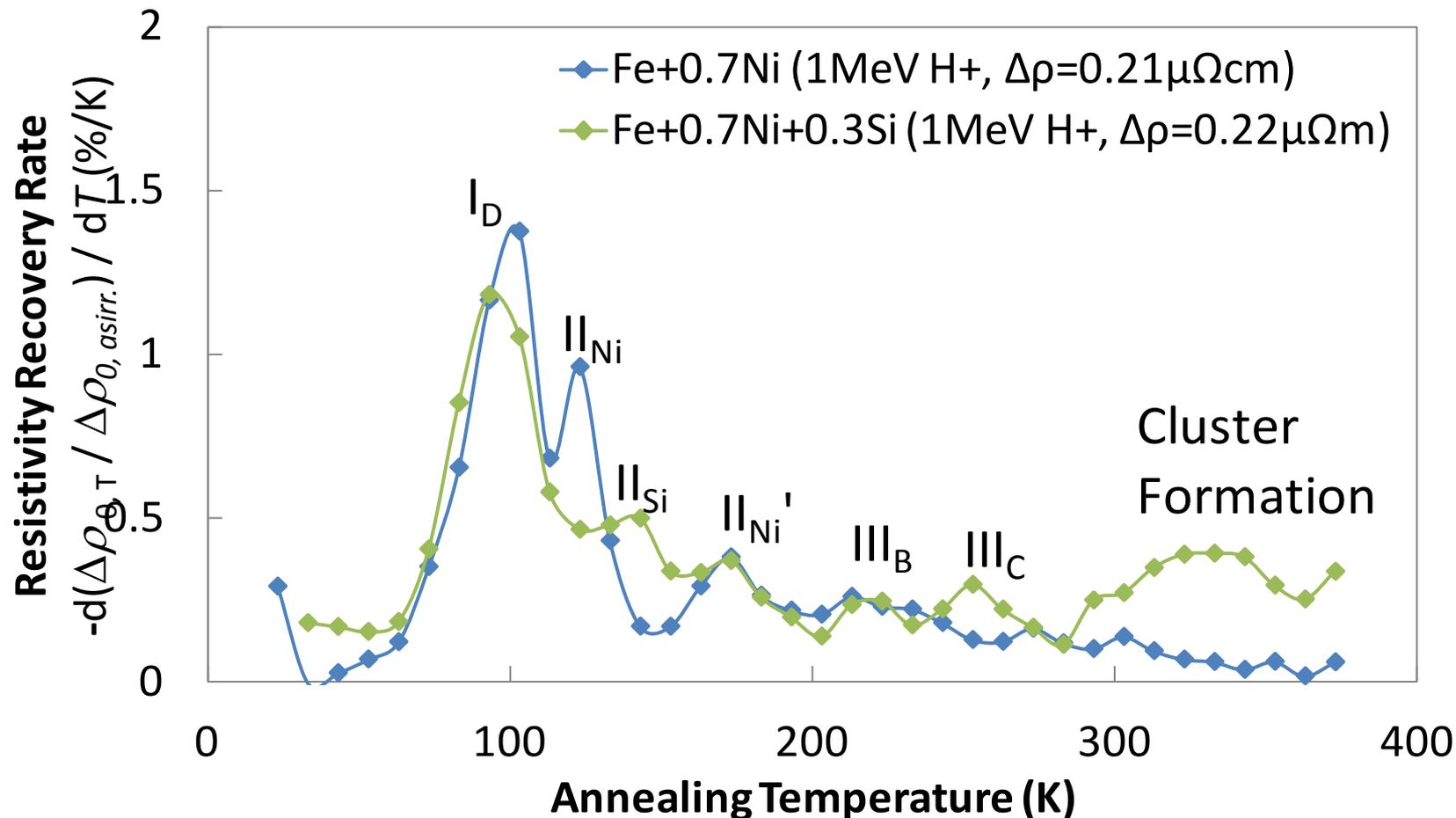
⇒ クラスタの核形成と成長を区別してモデル化し、それぞれに拡散過程が与える影響を考えることが、照射速度の影響評価の精緻化につながる。

Fe-Ni-Si合金における抵抗率の回復挙動



- **Fe-Ni-Si** と **Fe-Ni** は、280K までの焼鈍で、ほぼ同じ抵抗率を示す。
- **Fe-Ni-Si** では、280K 以上の焼鈍で、顕著な回復を示し、未照射以下のレベルになる。
- 370Kにおける低い抵抗率は、溶質原子がマトリクスから取り除かれたことを示唆する
 - Ni: 350 ppm
 - Si: 120 ppm(c. f. FPs induced : 70 ppm)

Fe-Ni-Si合金における抵抗率の回復挙動



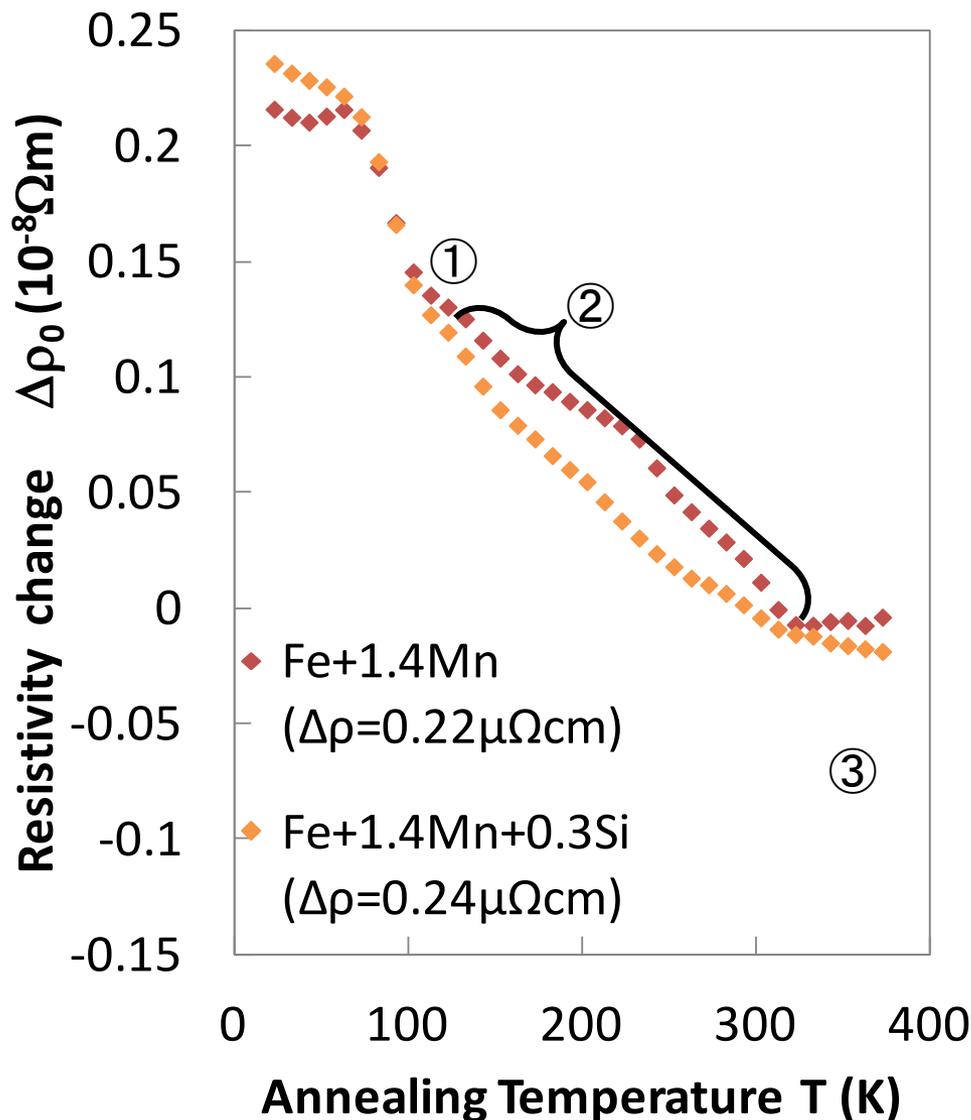
- ほとんどの回復段階は、**Fe-Ni-Si** と **Fe-Ni** で同じである
- Stage II は高温側へシフトする
- Stage III_B より高温側に、新たな回復ステージが発現する

Si添加がFe-Ni合金の欠陥挙動に与える影響の考察

- **Fe-Ni-Si** と **Fe-Ni**では類似のStage I_D が発現する。
 - Siの添加は、Ni原子による相関再結合の疎外に影響を与えない。
- **Fe-Ni-Si**のStage II は **Fe-Ni**と比較して、高温側へシフトする。
 - I-Ni 複合体だけでなく、I-Si複合体も形成することを示唆する。
 - I-Si の活性化エネルギーは、I-Niより大きい
(Maury 1985, Maury 1986, Abe 1999)
- Stage III_Bより高温側に、新しい回復段階が発現する。
 - 空孔型の拡散機構により、溶質原子がマトリクスから取り除かれた事示唆
 - 移動できる空孔の数 (10ppm程度) << 溶質原子の数 (120 ~ 350 ppm)
 - 空孔の拡散距離(~ 1 μ m @320K) \approx 粒径
 - ⇒ 粒界偏析ではなく、溶質原子クラスタの形成を示唆する

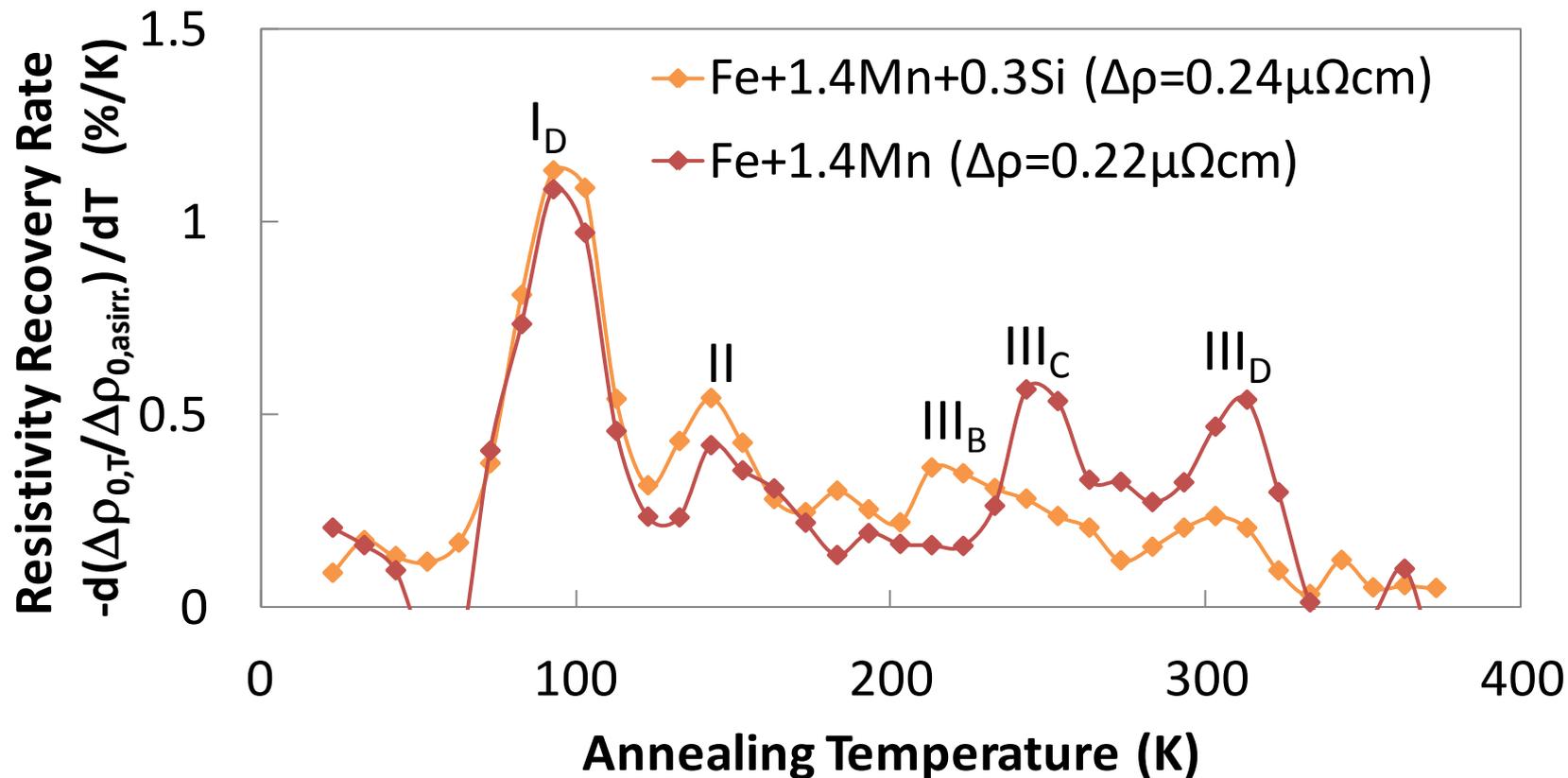
NiとSiの重畳効果により、空孔型拡散で溶質原子クラスタが形成することを示唆する

Fe-Mn-Si合金における抵抗率の回復挙動



- ① 焼鈍温度100Kまでは、**Fe-Mn**合金とほぼ同じ抵抗率を示す
- ② Si添加により、100Kから320Kでは、電気抵抗率の回復が大きい。
- ③ 焼鈍温度320K以降、**Fe-Mn**合金と再び類似の抵抗率を示す。

Fe-Mn-Si合金における抵抗率の回復挙動



- Fe-Mn-Si と Fe-Mn では Stage I_D がほぼ同じ。
- Fe-Mn-Si と Fe-Mn では Stage II の活性化エネルギーもほぼ同じと評価されるが、Stage II で回復する欠陥の量は、Fe-Mn-Si が大きい。
- Fe-Mn-Si では Stage III_B が大きく、III_C and III_D は小さい。

Si添加がFe-Mn合金の欠陥挙動に与える影響の考察

- **Fe-Mn-Si** と **Fe-Mn** では、類似のStage I_D が発現する。
 - Mnによる相関再結合を阻害に、Si添加は影響を与えない。
 - **Fe-Mn-Si** のStage II は **Fe-Mn**より大きい。
 - I-Mnだけでなく、I-Siも、150K程度で移動を開始する。
 - これら二種類の格子間原子-溶質原子複合体の移動活性化エネルギーはほぼ同等であると知られている。(Maury 1985, Maury 1986, Abe 1999).
 - Stage III の変化 (Stage III_B が大きく、III_C and III_D は小さくなる)
 - Si添加により、Mnに捕捉される空孔の割合が減少する。
 - 370Kまでの焼鈍により、電気抵抗はほぼ未照射のレベルへと回復する
 - 溶質原子のマトリクスからの減少は確認されない。
- ⇒ Siを添加したことにより現れる違いは、欠陥-Si複合体の形成で、全て説明可能である。(Mn-Siの重畳効果によって、クラスタは形成しない)

[課題2]「クラスタ形成に与えるSiの影響」に関して得られた知見

NiとSiの間には重畳効果が見られる。

- 低温照射後に280Kまで等時焼鈍されたFe-Ni-Si合金では、溶質原子クラスタの形成が認められる。(Fe-Ni合金では認められない)
- この現象は、NiかSiを含む格子間原子型の照射欠陥に、空孔型の拡散でNiやSiが偏析することにより、溶質原子クラスタが形成されると説明できる。
(転位ループへの溶質原子の偏析は、脆化予測式に入っているモデルだが、Si濃度を明に考慮してはいない)

MnとSiの間には重畳効果が認められない。

- 回復段階の変化は、Stage IIとIIIに見られる。
- これら全ては、一部の欠陥-Mn原子複合体が、欠陥-Si原子複合体へ置換したことで説明できる。

監視試験片のデータ増と共に、Si濃度を明に考慮することが検討される場合、クラスタの核形成と成長を区別してモデル化し、それぞれに拡散過程が与える影響を考えることが、Siの影響評価の精緻化につながる。

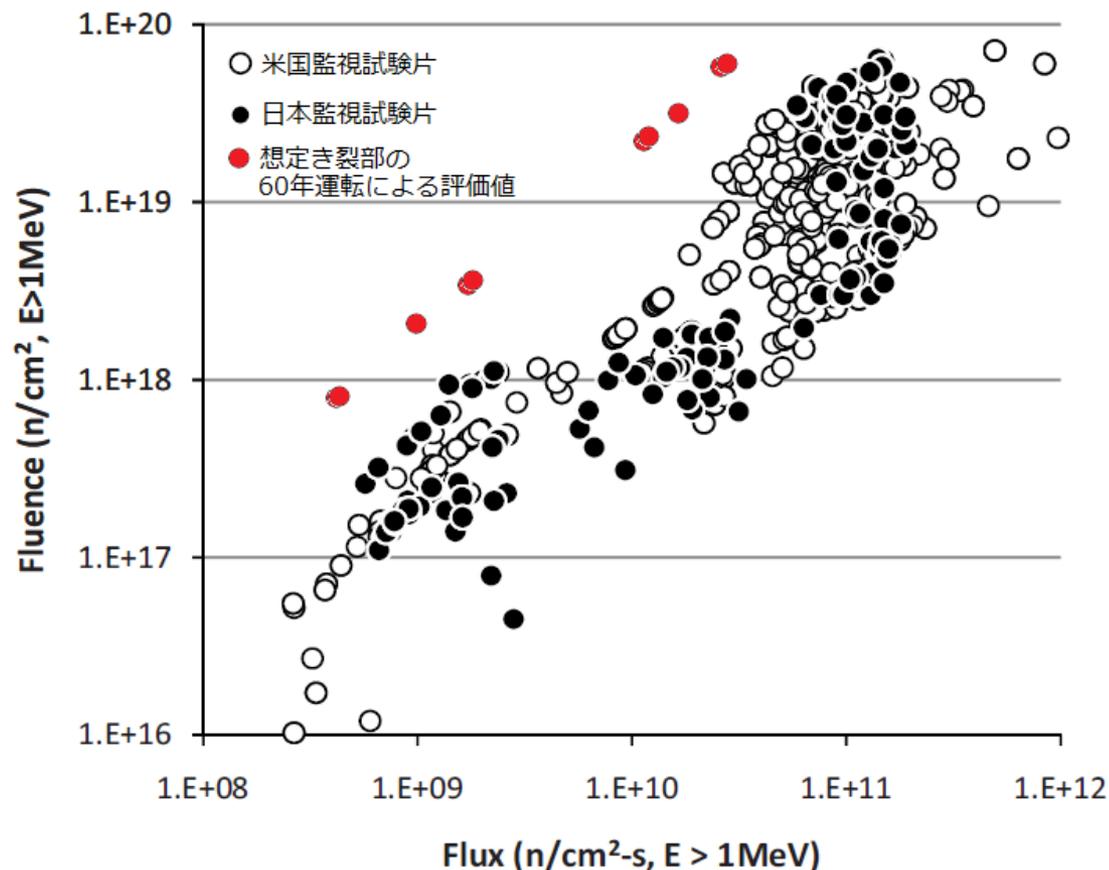
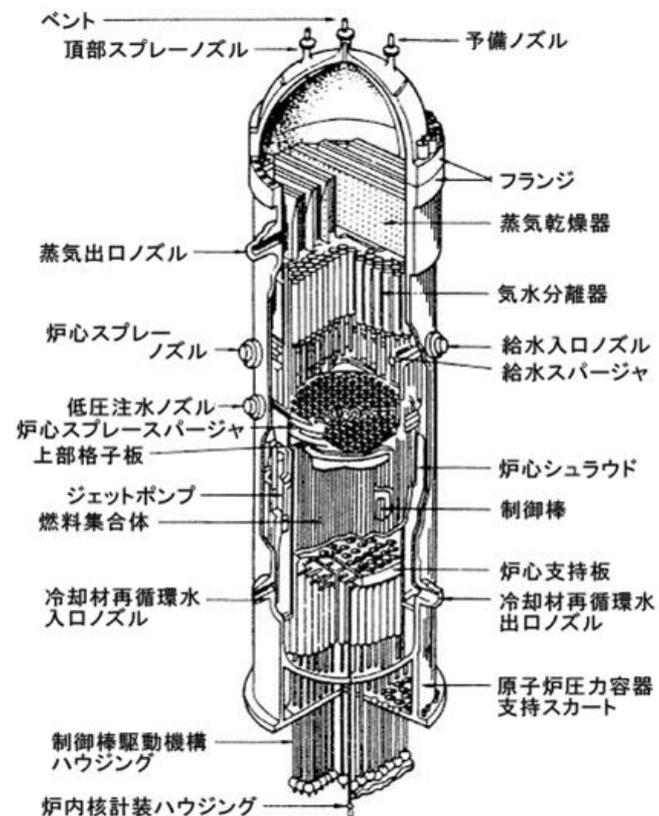


工学的課題0: 「安全性」というものの考え方

- 「安全性」は工学的には扱えない
- 「危険性」あるいは「リスク」は工学的に扱える
- 原子炉圧力容器が機能を喪失するリスク要因には以下のものがある（基本的には、経年劣化＋荷重の組み合わせ）
 - 照射脆化 ＋ 原子炉圧力容器の加圧熱衝撃
 - アンカーボルトの疲労割れ ＋ 地震等の外力
 - ノズル部のPWSCC
 - 上蓋のPWSCCに誘起されるホウ酸腐食
- 有限のリソースを有効活用して安全性を高めるには、以下の研究が重要
 - リスクを精緻に求めるための研究
 - 考え落としたリスク源がないか考えるための研究

工学的課題1: 監視試験から実機の健全性評価へ

BWR-5の原子炉圧力容器



- 監視試験はプラントの健全性を判断するための情報を、なるべく実機に近い条件で取得する方法に過ぎない。
- 健全性を判断するための情報は、評価対象のプラントに条件が近い、多数の試験片から取得されることが望ましい。

工学的課題2： 監視試験のデータの体系的な整理

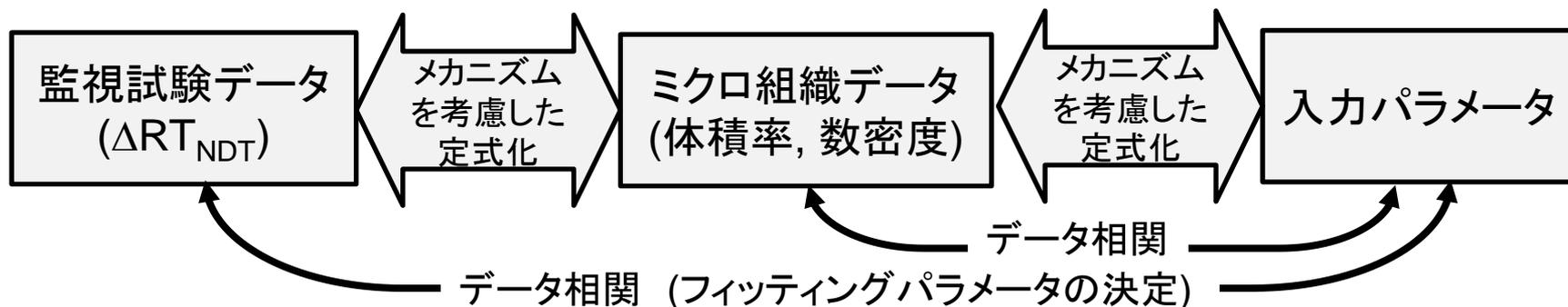
- 監視試験の結果
 - 破壊エネルギーの温度依存性 ⇒ RT_{NDT} , USE 等
 - 引張試験による応力ひずみ曲線 ⇒ 降伏応力、破壊応力 等
 - 試験に関する情報（系統誤差の可能性を考慮する）
- 監視試験材に関する情報
 - 鋼材の種類 (母材/溶接金属/ 溶接熱影響部, 圧延材/ 鍛造材)
 - 化学組成 (脆化メカニズムとの対応に依存する)
 - 鋼材の採取方向や, ノッチの位置 (特に 溶接熱影響部)
- 監視試験材の曝された環境に関する情報
 - 照射量, 照射速度, 照射温度, 中性子スペクトル, 雰囲気,
- 監視試験材中のミクロ組織の情報
 - 測定方法は脆化メカニズムとの対応に依存する

工学的課題3： 脆化予測の規格化

- 予測式は、さまざまな監視試験や材料試験の結果を、原子炉圧力容器の評価と関連付けるために使用される
- (監視試験片で確認した際の) 予測の確からしさに加えて、説明性や、使いやすさも求められる
- 予測式がカバーする原子力発電所の範囲を戦略として決定する
- 予測が必要なプラントの条件を想定し、それらの条件をなるべく包含するように、過去の監視試験結果や、材料試験炉による加速試験結果を選択する
- 選択されたデータ群において、破壊靱性に影響を与える項目を比較し、データ群における類似点と相違点を明らかにする
- 相違点を、予測式に必要な入力パラメータとして選定する。
- **入力パラメータの相違による破壊靱性値の違いをモデル化する。定式化に当たっては、メカニズムを適切に考慮する必要がある。**

照射硬化のメカニズムに基づく脆化予測法の定式化

- わが国の最新の脆化予測法はJEAC-4201-2007(2010年追補版)である。



式化のポイント [脆化←マイクロ組織]

- マトリクスの硬化に着目した定式化**
 - 鋼種(母材/溶接熱影響部(HAZ)/溶接金属、圧延鋼板/鍛造品)を**区別しない**
 - 粒界偏析のみに寄与する化学成分(P, Sなど)は考慮しない
- 硬化に寄与するマイクロ組織として**溶質原子クラスタ**と**転位ループ**を考慮
 - 溶質原子クラスタは、Russel-Brown機構を参考に、体積率の関数とする
(ただし、クラスタの化学組成の違いは考慮しない)
 - 転位ループは、Orowan機構を参考に、数密度の関数とする

$$\Delta T = \sqrt{(\Delta T_{SC})^2 + (\Delta T_{MD})^2}$$

$$\Delta T_{SC} = \xi_{16} \cdot \sqrt{V_f} = \xi_{16} \cdot \sqrt{\xi_{15} \cdot f(C_{Cu}^{mat}, C_{SC}) \cdot g(C_{Ni}^0) + h(\dot{\phi})} \cdot \sqrt{C_{SC}} \quad \Delta T_{MD} = \xi_{17} \cdot \sqrt{C_{MD}}$$

式化のポイント [ミクロ組織形成]

- 溶質原子クラスタの核形成については、二つのメカニズムを仮定する

固溶限の低いCuが拡散して核形成する

(旧来考慮してきたCu Richなクラスタの形成)

$$\frac{\partial C_{SC}^{enh}}{\partial t} = \xi_8 \cdot (C_{Cu}^{avail} \cdot D_{Cu} \cdot (1 + \xi_7 \cdot C_{Ni}^0))^2$$

溶質原子が転位ループに偏析すると仮定

(Low Cu材やHigh ϕt 条件で観測されるCuを含まないクラスタの形成をモデル化)

$$\frac{\partial C_{SC}^{ind}}{\partial t} = \xi_3 \cdot ((C_{Cu}^{mat} + \varepsilon_1) \cdot D_{Cu} + \varepsilon_2) \cdot C_{MD}$$

溶質原子の移動は、照射による空孔と、

熱空孔の濃度に依存する

(監視試験材の傾向を反映)

$$D_{Cu} = D_{Cu}^{thermal} + \omega \cdot \phi^\eta$$

- 溶質原子クラスタの成長については、一つのメカニズムを仮定する

$$V_{SC} = \underbrace{\xi_{15} \cdot \left(\xi_{11} \cdot \frac{C_{Cu}^0 - C_{Cu}^{mat}}{C_{SC}} + \xi_{12} \right)}_{\text{初期の溶質原子クラスタのサイズ}} \cdot \underbrace{\left(1 + \xi_{13} \cdot (C_{Ni}^0)^{\xi_{14}} \right)^2}_{\text{照射量と共に成長}} + \xi_9 \cdot (1 + \xi_{10} \cdot D_{SC}) \cdot \phi t$$

- 転位ループの核形成については、一つのメカニズムを仮定する

(サイズ分布が小さいので、大きさは一定と仮定し、成長は考慮しない)

$$\frac{\partial C_{MD}}{\partial t} = \xi_4 \cdot F_t^2 \cdot (\xi_5 + \xi_6 \cdot C_{Ni}^0)^2 \cdot \phi - \frac{\partial C_{SC}}{\partial t}$$

定式化のポイント [入力パラメータの選択]

パラメータの種類	主に影響する物理過程	実機との対応	旧予測式で考慮？	新予測式で考慮？
照射量	マイクロ組織形成	供用年数に比例する	◎	◎
照射速度	拡散, マイクロ組織形成	炉型で概ね決まる	×	◎
照射温度	拡散, 転位ループ形成	BWR/PWRで異なる	×	◎
中性子スペクトル	はじき出し, 転位ループ, (Low Cuのクラスタ?)	炉系や部位によってdpa/φtが数%違う程度の差。	×	almost ×
炉型の違い	拡散, マイクロ組織形成	照射温度, 照射速度, 材料	×	△
鋼種	硬化を伴わない脆化 (粒界偏析)	圧延鋼板/ 鍛造品 BM /HAZ/ WMの違い	×	almost ×
Cu	拡散, クラスタ形成	不純物. 古い鋼材ほどCu濃度が高い傾向あり	◎	◎
Ni	拡散, マイクロ組織形成	炉毎で大きく異なる	◎	◎
Mn	拡散, マイクロ組織形成	全ての炉で1.4wt%程度	△	△
P	拡散, 粒界偏析	顕著な影響は認められず	◎	△
Si	拡散, マイクロ組織形成	炉毎に異なる(特にWM)	○(WM)	△

◎明に考慮, ○ある条件では考慮, △定式化のフィッティングパラメータの中で反映, ×考慮せず