

平成25年度 福井県における高経年化調査研究

# 報 告 書

平成26年3月

独立行政法人 日本原子力研究開発機構

## 要 旨

### a. 件 名

平成 25 年度福井県における高経年化調査研究

### b. 目 的

現在、廃止措置工事が進捗中である「ふげん発電所」（以下「ふげん」）の実機材料等を用いて、熱時効脆化予測式の精度向上のためのデータを収集すると共に、SCC 保全技術の有効性を確認し、技術審査マニュアル等の規制基準の整備に資することを目的とする調査研究を、長期運転プラントや研究機関等が集積する福井県下で実施する。

### c. 期 間

自 平成 25 年 10 月 7 日

至 平成 26 年 3 月 14 日

### d. 体 制

本研究は、独立行政法人 原子力安全基盤機構より独立行政法人 日本原子力研究開発機構が受託して実施する。

### e. 研究内容及び成果

#### (1) 2 相ステンレス鋳鋼の熱時効脆化に関する研究

2 相ステンレス鋳鋼を高温条件下で長時間使用した場合、対象部材の「フェライト量・運転温度・運転時間」に依存して、熱時効及び脆化が進行することが知られている。高経年化評価においては、加速試験条件にて得られた脆化データに基づき評価予測式（靱性予測モデル）が、熱時効による脆化の程度を推測する方法として適用されている。しかしながら、この評価予測式では実際の発電所のような、低温長時間の使用条件で晒された材料によって裏付けされたものではないことから、実機材料による検証が必要である。

昨年度までに、長期間使用された「ふげん」実機材（再循環ポンプ、下部ヘッド逆止弁、下部ヘッド注水弁）を対象に、材料組成（フェライト量）、使用条件（温度・時間）及び機械特性（硬さ、引張、シャルピー衝撃値、弾塑性破壊靱性値等）などを調査し、従来の脆化予測式の予測値相当もしくはより保守的な値であるが、「ふげん」実機材で熱時効脆化事象が存在することが確認された。

また、アトムプローブ（3D-AP）によるスピノーダル分解反応の直接観察や、EBSD や STEM などの電子顕微鏡による微細組織・破面の解析を更に進めるとともに、凝固

組織形成及びスピノーダル分解反応についてフェーズフィールド法によるシミュレーションを更に進め、特に活性化エネルギー $Q$ に着目して、脆化予測式のより一層の信頼性向上のための機構論的な検討を進展させた。

平成 25 年度は、これらの結果を踏まえ以下について検討を加えた。

- ① 「ふげん」実機材評価による熱時効脆化発生状況の確認 iv
  - 実機材の加速熱処理と機械特性試験（硬さ 8 条件、引張 21 本、シャルピー衝撃試験 60 本等）
  - 実機材の加速熱処理と微細組織及び破面解析等による脆化に寄与する因子の検討（相分離の状況分析）（EBSD 破面解析 10 条件、3DAP 解析 6 条件等）
- ② 機構論的解析による脆化メカニズムの検討 iv
  - モデル合金の加速熱処理と機械特性試験（硬さ 20 条件、引張 18 本、シャルピー衝撃試験 27 本等）
  - モデル合金の加速熱処理材の微細組織及び破面解析等による脆化に寄与する因子の検討（EBSD 破面解析 12 条件、3DAP 解析 20 条件等）
  - 計算機シミュレーションによる機構論的評価の検証（铸造凝固フェーズフィールド解析 17 条件、内部応力場 FEM 解析 8 条件、スピノーダル分解 Phase Field 解析 16 条件）
  - 実機材及びモデル合金の加速熱処理後の脆化データによる脆化予測式の妥当性と高度化の検討（実機 4 部材、モデル合金 8 種）
  - 脆化メカニズムの検討及び脆化予測式の高精度化・信頼性向上のための機構論的な検討の効率化・妥当性確認等を目的とする、これまでの実測データ及び計算機シミュレーション結果を網羅したデータベース構築を完遂させる。

平成 25 年度に得られた成果は以下の通り。

i) 「ふげん」実機材評価による熱時効脆化発生状況の確認 iv

「ふげん」実機材及び加速熱時効材についてシャルピー衝撃試験を計画通り完遂し、H3T モデルによる脆化の予測値との比較を行い、予測値と実測値が比較的良好な関係にあることを明らかにした。すなわち、「ふげん」実機材は、熱時効により吸収エネルギーの低下が認められるが、いずれの場合も脆化の程度は軽微であり、十分な靱性を有していることを明らかにした。

また、吸収エネルギー（シャルピー衝撃試験）、フェライト相の硬さ（マイクロビッカース硬さ試験）、スピノーダル分解反応（3DAP 観察）について、それぞれの見かけの活性化エネルギーの導出を完遂した。いずれの場合も、見かけの活性化エネルギーは 350°C 付近を境に変化する傾向が確認され、低温側では 100kJ/mol を上回ることが確認された。このことから、脆化予測式の見かけの活性化エネルギーを、「ふげん」実機材データで求めた値に最適化することによ

り、脆化予測式(H3T モデル)の高精度化が可能であることを示した。

再循環ポンプケーシング及び下部ヘッダ逆止弁 A ループを対象に弾塑性 JIC 破壊じん性試験を実施し、シャルピー衝撃試験によって得られる衝撃値と、弾塑性 JIC 破壊じん性試験によって得られる JIC 値との間には過去の試験データと同様に一定の相関がある事が確認された。

## ii) 機構論的解析による脆化メカニズムの検討 iv

「ふげん」実機材の吸収エネルギーで求められた、実機運転温度域での見かけの活性化エネルギー値  $167\text{kJ/mol}$  を H3T モデルに適用することで、「ふげん」実機材の脆化を高精度に予測することが可能であることを明らかにし、こうして高精度化した脆化予測式を用いることで、「ふげん」実機材は 60 年を超える長期運転後でも熱時効脆化は微小であると推定されることなどを示した。

また、計算機シミュレーションによる熱時効の機構論的評価の検証を計画通り完遂した。フェーズフィールド法による解析コードを用い、科学的な根拠に基づく熱力学データと、「ふげん」実機材の実測データに基づき、鑄造凝固過程の微細組織形成及びスピノーダル分解反応の信頼性の高い模擬を実現した。

熱時効脆化の主因とされるフェライト相のスピノーダル分解反応と、微細組織の微小な応力場に注目して、フェーズフィールド法による解析結果にイメージベースの FEM 応力解析を適用し、局所的な応力集中と脆化との関係等を明らかにした。これにより、フェライト量のスクリーニング基準の科学的な根拠を示し、更にワイブル分布による予測モデルの検討を行うことで、今後新たな熱時効脆化予測の方法となる可能性を示すことができた。

すなわち、「ふげん」実機材データと、それに裏付けられた計算機シミュレーションにより、軽水炉 (P, B) の長寿命化に資する高精度の脆化予測が可能である事を示した。これらの「ふげん」実機材等による熱時効脆化に関する研究成果を熱時効脆化データベースとして構築し、研究成果の公開準備と成果の可視化を行う事ができた。

## 2 相ステンレス鋼鑄鋼の熱時効脆化に関する研究成果を総括すると以下の通り。

- ・「ふげん」実機材の熱時効脆化発生状況の調査を行った結果、長期運転後の「ふげん」実機材の熱時効脆化は軽微であり、現状の脆化予測式 (H3T モデル) で求められた値はより保守的 (安全側) であった。
- ・「ふげん」実機材を用いた脆化予測式の精度向上の検討を行い、脆化予測式 (H3T モデル) の高精度化が可能であることを示した。
- ・軽水炉 (BWR) 相当の使用温度 ( $275^{\circ}\text{C}$ ) で約 13 万時間の長期に渡り実際に使用された「ふげん」実機材の熱時効脆化に関するデータは極めて貴重で

あり、このデータを用いて高精度化した脆化予測式を用いた脆化予測では、60年を超える長期運転後でも熱時効脆化は微小であると推定された。

## (2) ふげん SCC 対策技術の有効性の確認

ふげん発電所（昭和 52 年臨界）の建設・運転の時代にあつては、沸騰水型軽水炉において従来のステンレス鋼に多くの応力腐食割れが見つかり、対策材として低炭素ステンレス鋼（NG 材）に取り替えられた時代である。当時、「ふげん」は、建設が終了していたが、この事象に対処するために、材料交換、応力腐食割れ対策（水冷却溶接、高周波加熱応力改善法（IHSI）、水素注入など）により、25 年間の運転を継続してきた実績を有している。

応力腐食割れ（IGSCC）については「高経年化対応技術戦略マップ 2009」の検討において、実機事象の正確な把握、実機き裂発生・進展データ取得、き裂進展データベース充実などが求められている。

昨年度までに、「ふげん」実機材を用いた SCC に関する研究計画を立案する準備として、初期条件の調査を行い、材料・環境・残留応力及び水冷溶接、高周波誘導加熱応力改善（IHSI）、水素注入などの SCC 対策保全技術の有効性について検証できる実機材料であるかどうか、目視検査、非破壊検査および過去の保全管理に関する資料を元に検討した。

更に、SCC 対策技術の一つとして開発された SUS316L 鋼 Nuclear Grade（NG）材の溶接部について重点的な調査を行うため、同材が多く使用される A ループを中心に 27 溶接部について調査を進め、対策材への材料取り替えが有効であることを確認した。

その結果、「ふげん」の SCC に関する対策技術が有効に機能し、SCC 発生を防止できていることが確認された。すなわち、「ふげん」の実機材は、今後の SCC 保全対策技術の研究素材として十分活用できることが確認された。

平成 25 年度は、これらの結果を踏まえ以下について検討を加えた。

- ① 昨年度までに実施された「ふげん」実機材 SCC 調査結果のまとめ
- ② 蒸気ドラム下降管ノズル等を対象に、SUS316L（NG）と炭素鋼もしくは低合金鋼の異材接合部の残留応力及び SCC 発生状況の調査
  - 内表面観察（浸透探傷試験、硬度測定、内表面観察等）：目標数 2 シーム以上
  - 残留応力測定と解析方法の検討：内表面観察結果、運転時の応力、ライン構成等を勘案して対象箇所を決定する。また残留応力の解析方法を検討する。
  - 機械特性（硬さ測定、引張試験等）、鋭敏化、アトムプローブ・透過走査電子顕微鏡等による組織、微量成分等調査：同上

## ○ SCC 発生抑制要因の調査

平成 25 年度に得られた成果は以下の通り。

### i) 昨年度までに実施された「ふげん」実機材 SCC 調査結果のまとめ

平成 22 年度から平成 24 年度までは配管材料及び溶接手法に着目して調査を行い、以下のことを確認した。

#### ① SCC 発生について

マイクロクラックのレベルも含め、SCC 発生は認められなかった。

#### ② 残留応力について

通常の溶接法で施工した配管では、内表面で最大 416MPa の引張応力が発生していた。対策の取られた溶接法では、水冷溶接で最大 200MPa の引張応力、IHSI では圧縮応力となっていた。

#### ③ 材質について

全ての配管について、材質は鋭敏化度を除き健全であった。また、溶接法による材質の差異は見られなかった。但し、SUS316L と SUS304 では鋭敏化度に差異があり、SUS304 での鋭敏化の進行が顕著であった。

### ii) 蒸気ドラム下降管ノズル等を対象に、SUS316L (NG) と炭素鋼もしくは低合金鋼の異材接合部の残留応力及び SCC 発生状況の調査

「ふげん」実機材を用いて、SUS316L 材料取替を行ったインコネル溶接部の SCC 対策技術の有効性確認を行った。その結果、調査した全ての配管接合部の浸透探傷試験及び内表面観察で SCC 発生は認められなかった。さらに、2 シームで詳細調査を行い、525MPa と 260MPa の引張残留応力が発生していたが、マイクロクラックレベルを含め SCC 発生は認められなかった。また、機械特性（硬さ測定、引張試験等）及び材料特性評価（金属組織観察、電子顕微鏡による微細組織観察等）でも異状がないことを確認した。SCC 発生抑制要因としては、「ふげん」の環境条件（特に水質）と SCC 対策材である SUS316L の適用の重畳効果で SCC の発生を抑制できたものと考えられ、SCC 対策技術である材料取替の有効性が確認された。

### (3) 福井県における高経年化調査研究会及び専門部会等の運営

福井県における高経年化調査研究会では、福井県下で実施される高経年化研究の成果について報告した。また、安全研究センターの安全研究委員会のもとに設置する専門部会においては、外部の専門委員により、受託事業の技術的検討、今後進めるべき調査事項の検討、調査研究成果の審議を行った。

- ① 第1回福井県における高経年化調査研究 専門部会
  - i) 開催日時：平成25年11月14日(木) 13:00～15:00
  - ii) 開催場所：独立行政法人 日本原子力研究開発機構 敦賀本部 アトムホール
  - iii) 審議内容：今年度の研究計画について
- ② 第2回福井県における高経年化調査研究 専門部会
  - i) 開催日時：平成26年2月26日(水) 13:20～15:20
  - ii) 開催場所：独立行政法人 日本原子力研究開発機構 国際原子力情報・研修センター
  - iii) 審議内容：今年度の成果報告
- ③ 福井県における高経年化調査研究会
  - i) 開催日時：平成26年3月4日(火) 13:00～16:00
  - ii) 開催場所：独立行政法人 日本原子力研究開発機構 敦賀本部 アトムホール
  - iii) 審議内容：今年度の成果報告

## 図 表 一 覧

### 表リスト

#### 2相ステンレス鋳鋼の熱時効脆化に関する研究

表 3.1.1-1	「ふげん」実機 試験対象部材の化学成分値 (wt.%)	3.1.1-4
表 3.1.1-2	「ふげん」実機 試験対象部材の熱処理条件と運転使用条件	3.1.1-4
表 3.1.1-3	「ふげん」実機材の機械特性試験計画	3.1.1-6
表 3.1.1-4	ふげん実機材の弾塑性 $J_{IC}$ 破壊じん性試験結果	3.1.1-33
表 3.1.1-5	EBSDによる破面解析の分析対象試料	3.1.1-36
表 3.1.2-1	モデル合金の化学組成とフェライト量	3.1.2-2
表 3.1.2-2	モデル合金の機械特性試験実施計画	3.1.2-3
表 3.1.3-1	計算対象モデルの化学組成一覧	3.1.3-2
表 3.1.3-2	材料ごとの凝固モードと各相の晶出温度	3.1.3-12
表 3.1.3-3	計算に用いた各パラメータ値	3.1.3-24
表 3.1.3-4	フェライト量	3.1.3-27
表 3.1.3-5	解析条件	3.1.3-27
表 3.1.3-6	データ登録件数	3.1.3-50

#### ふげん SCC 対策技術の有効性確認

表 3.2.1-1	「ふげん」の応力腐食割れ対策箇所部位名	3.2.1-3
表 3.2.1-2	「ふげん」の応力腐食割れ対策「材料取替」対策歴	3.2.1-3
表 3.2.1-3	分析・評価項目	3.2.1-6
表 3.2.2-1	調査対象配管の使用条件	3.2.2-2
表 3.2.2-2	調査対象配管のミルシート情報 (下降管及び給水管ノズルセーフエンド)	3.2.2-3
表 3.2.2-3	調査対象配管の溶接材料組成	3.2.2-3
表 3.2.2-4	調査対象配管のミルシート情報 (下降管再循環系配管)	3.2.2-4
表 3.2.2-5	調査対象配管のミルシート情報 (給水系配管)	3.2.2-4
表 3.2.2-6	溶接条件 (下降管及び給水管ノズルセーフエンド)	3.2.2-6
表 3.2.2-7	溶接条件 (下降管再循環系配管溶接部)	3.2.2-6
表 3.2.2-8	溶接条件 (給水系配管溶接部)	3.2.2-7
表 3.2.4-1	使用歪ゲージ一覧	3.2.4-1
表 3.2.4-2	各部材の物性値	3.2.4-4
表 3.2.5-1	フェライト量測定結果 (下降管ライン①、③)	3.2.5-3
表 3.2.5-2	フェライト量測定結果 (下降管ライン②)	3.2.5-3
表 3.2.5-3	フェライト量測定結果 (下降管④溶接熱影響部、⑤母材)	3.2.5-4

表 3.2.5-4	フェライト量測定結果（給水管ライン①、③）	3.2.5-4
表 3.2.5-5	フェライト量測定結果（給水管ライン②）	3.2.5-5
表 3.2.5-6	フェライト量測定結果（給水管④溶接熱影響部、⑤母材）	3.2.5-5
表 3.2.5-7	引張試験結果	3.2.5-7
表 3.2.6-1	平成 22 年度調査対象配管詳細	3.2.6-1
表 3.2.6-2	平成 24 年度調査対象配管（内表面観察及び浸透探傷試験実施）	3.2.6-3
表 3.2.6-3	平成 24 年度調査対象配管（詳細分析実施）	3.2.6-3
表 3.2.6-4	平成 25 年度調査対象配管（内表面観察及び浸透探傷試験実施）	3.2.6-4
表 3.2.6-5	平成 25 年度調査対象配管（詳細分析実施）	3.2.6-4
表 3.2.6-6	調査対象配管溶接部及び原子炉運転環境条件（H22 からH24 年度）	3.2.6-6
表 3.2.6-7	調査対象配管溶接部及び原子炉運転環境条件（H25 年度）	3.2.6-7
表 3.2.6-8	環境条件と調査結果の相関性確認	3.2.6-7
表 3.2.6-9	使用材料と溶接法で整理した内表面観察及び浸透探傷試験検討箇所	3.2.6-8
表 3.2.6-10	調査項目と S C C 対策	3.2.6-9
表 3.2.6-11	調査結果の総括	3.2.6-10

## 図リスト

### 調査研究計画

- 図 2.4-1 原子力機構の実施体制..... 2-4
- 図 2.5-1 平成 24 年度 福井県における熱時効脆化調査研究 工程表..... 2-6

### 2 相ステンレス鋳鋼の熱時効脆化に関する研究

- 図 3.1.1-1 「ふげん」実機 調査対象部材の CAD 図 ..... 3.1.1-4
- 図 3.1.1-2 「ふげん」実機材 試験対象部材のマクロ写真 ..... 3.1.1-5
- 図 3.1.1-3 「ふげん」実機材 機械特性試験の試験片採取要領 ..... 3.1.1-7
- 図 3.1.1-4 シャルピー衝撃試験片の形状 ..... 3.1.1-10
- 図 3.1.1-5 引張試験片の形状 ..... 3.1.1-10
- 図 3.1.1-6 弾塑性 JIC 破壊靱性試験の CT 試験片形状 ..... 3.1.1-10
- 図 3.1.1-7 再循環ポンプケーシング (RCP) の熱時効時間と吸収エネルギーの関係  
..... 3.1.1-12
- 図 3.1.1-8 逆止弁 A ループ (V21-2A) の熱時効時間と吸収エネルギーの関係 3.1.1-12
- 図 3.1.1-9 逆止弁 B ループ (V21-2D) の熱時効時間と吸収エネルギーの関係 3.1.1-13
- 図 3.1.1-10 注水弁 (AV72-8A) の熱時効時間と吸収エネルギーの関係 ..... 3.1.1-13
- 図 3.1.1-11 シャルピー衝撃試験後の破面 SEM 像 ..... 3.1.1-14
- 図 3.1.1-12 シャルピー衝撃試験後の破面 SEM 像 ..... 3.1.1-15
- 図 3.1.1-13 シャルピー衝撃試験後の破面 SEM 像 ..... 3.1.1-16
- 図 3.1.1-14 シャルピー衝撃試験後の破面 SEM 像 ..... 3.1.1-17
- 図 3.1.1-15 シャルピー衝撃試験後の破面 SEM 像 ..... 3.1.1-18
- 図 3.1.1-16 シャルピー衝撃試験後の破面 SEM 像 ..... 3.1.1-19
- 図 3.1.1-17 シャルピー衝撃試験後の破面 SEM 像 ..... 3.1.1-20
- 図 3.1.1-18 シャルピー衝撃試験後の破面 SEM 像 ..... 3.1.1-21
- 図 3.1.1-19 再循環ポンプケーシング (RCP) の応力-ひずみ曲線 ..... 3.1.1-23
- 図 3.1.1-20 逆止弁 A ループ (V21-2A) の応力-ひずみ曲線 ..... 3.1.1-23
- 図 3.1.1-21 「ふげん」実機材の熱時効時間と硬さの増加分の関係 ..... 3.1.1-24
- 図 3.1.1-22 再循環ポンプ (RCP) の試験力-変位曲線と J-R 曲線 ..... 3.1.1-25
- 図 3.1.1-23 再循環ポンプ (RCP) の試験力-変位曲線と J-R 曲線 ..... 3.1.1-25
- 図 3.1.1-24 再循環ポンプ (RCP) の試験力-変位曲線と J-R 曲線 ..... 3.1.1-26
- 図 3.1.1-25 再循環ポンプ (RCP) の試験力-変位曲線と J-R 曲線 ..... 3.1.1-26
- 図 3.1.1-26 再循環ポンプ (RCP) の試験力-変位曲線と J-R 曲線 ..... 3.1.1-27
- 図 3.1.1-27 再循環ポンプ (RCP) の試験力-変位曲線と J-R 曲線 ..... 3.1.1-27
- 図 3.1.1-28 再循環ポンプ (RCP) の試験力-変位曲線と J-R 曲線 ..... 3.1.1-28
- 図 3.1.1-29 再循環ポンプ (RCP) の試験力-変位曲線と J-R 曲線 ..... 3.1.1-28

図 3.1.1-30	再循環ポンプ(RCP)の試験力-変位曲線と J-R 曲線	3.1.1-29
図 3.1.1-31	再循環ポンプ(RCP)の試験力-変位曲線と J-R 曲線	3.1.1-29
図 3.1.1-32	逆止弁 A ループ(V21-2A)の試験力-変位曲線と J-R 曲線	3.1.1-30
図 3.1.1-33	逆止弁 A ループ(V21-2A)の試験力-変位曲線と J-R 曲線	3.1.1-30
図 3.1.1-34	逆止弁 A ループ(V21-2A)の試験力-変位曲線と J-R 曲線	3.1.1-31
図 3.1.1-35	逆止弁 A ループ(V21-2A)の試験力-変位曲線と J-R 曲線	3.1.1-31
図 3.1.1-36	「ふげん」実機材の弾塑性 $J_{IC}$ 破壊じん性試験後の破面 SEM 像	3.1.1-32
図 3.1.1-37	FIB-SEMによる3次元アトムプローブ分析試料の作製方法	3.1.1-35
図 3.1.1-38	スピノーダル分解の濃度分布プロファイルの例	3.1.1-35
図 3.1.1-39	再循環ポンプケーシングのフェライト相の Cr 濃度分布図	3.1.1-39
図 3.1.1-40	逆止弁 A ループのフェライト相の Cr 濃度分布図	3.1.1-40
図 3.1.1-41	「ふげん」実機熱時効材の熱時効時間と Variation 値の関係	3.1.1-41
図 3.1.1-42	再循環ポンプケーシング(RCP) 400°C×10000h 時効材のシャルピー破面の EBSD 分析結果	3.1.1-42
図 3.1.1-43	逆止弁 A ループ(V21-2A) 400°C×10000h 時効材のシャルピー破面の EBSD 分析結果	3.1.1-43
図 3.1.1-44	逆止弁 B ループ(V21-2D) 400°C×10000h 時効材のシャルピー破面の EBSD 分析結果	3.1.1-44
図 3.1.1-45	注水弁(AV72-8A) 400°C×10000h 時効材のシャルピー破面の EBSD 分析結果	3.1.1-45
図 3.1.1-46	再循環ポンプケーシング(RCP) 350°C×10000h 時効材のシャルピー破面の EBSD 分析結果	3.1.1-46
図 3.1.1-47	逆止弁 A ループ(V21-2A) 350°C×10000h 時効材のシャルピー破面の EBSD 分析結果	3.1.1-47
図 3.1.1-48	逆止弁 B ループ(V21-2D) 350°C×10000h 時効材のシャルピー破面の EBSD 分析結果	3.1.1-48
図 3.1.1-49	注水弁(AV72-8A) 350°C×10000h 時効材のシャルピー破面の EBSD 分析結果	3.1.1-49
図 3.1.1-50	再循環ポンプケーシング(RCP) 採取まま材の $J_{IC}$ 試験後の破面の EBSD 分析結果	3.1.1-50
図 3.1.1-51	再循環ポンプケーシング(RCP) 400°C×1000h 時効材の $J_{IC}$ 試験後の破面の EBSD 分析結果	3.1.1-51
図 3.1.1-52	再循環ポンプケーシング(RCP) 400°C×2400h 時効材の $J_{IC}$ 試験後の破面の EBSD 分析結果	3.1.1-52
図 3.1.1-53	再循環ポンプケーシング(RCP) 350°C×10000h 時効材の $J_{IC}$ 試験後の破面の EBSD 分析結果	3.1.1-53

図 3.1.1-54	逆止弁 A ループ (V21-2A) 採取まま材の $J_{IC}$ 試験後の破面の EBSD 分析結果	3.1.1-54
図 3.1.1-55	逆止弁 A ループ (V21-2A) 400°C×1000h 時効材の $J_{IC}$ 試験後の破面の EBSD 分析結果	3.1.1-55
図 3.1.1-56	$J_{IC}$ と吸収エネルギーの試験後の破面の比較	3.1.1-56
図 3.1.1-57	$J_{IC}$ と HV の関係	3.1.1-56
図 3.1.1-58	実機材の熱時効時間と吸収エネルギーの関係	3.1.1-61
図 3.1.1-59	吸収エネルギーが同等となる熱時効時間と温度の関係	3.1.1-62
図 3.1.1-60	実機材の熱時効時間とマイクロビッカース硬さの関係	3.1.1-63
図 3.1.1-61	マイクロビッカース硬さが同等となる熱時効時間と時効温度の関係	3.1.1-64
図 3.1.1-62	実機材の熱時効時間と Variation 値の関係	3.1.1-65
図 3.1.1-63	Variation が同等となる熱時効時間と温度の関係	3.1.1-66
図 3.1.2-1	モデル合金熱時効材のシャルピー衝撃試験結果	3.1.2-4
図 3.1.2-2	モデル合金熱時効材のマイクロビッカース硬さ試験結果	3.1.2-9
図 3.1.2-3	モデル合金 350°C 熱時効材の 2 次元 Cr 濃度分布図 (1/2)	3.1.2-13
図 3.1.2-4	モデル合金 350°C 熱時効材の 2 次元 Cr 濃度分布図 (2/2)	3.1.2-14
図 3.1.2-5	モデル合金 400°C 熱時効材の 2 次元 Cr 濃度分布図 (1/2)	3.1.2-15
図 3.1.2-6	モデル合金 400°C 熱時効材の 2 次元 Cr 濃度分布図 (2/2)	3.1.2-16
図 3.1.2-7	モデル合金 400°C 熱時効材の 3DAP 分析結果	3.1.2-17
図 3.1.2-8	モデル合金 350°C 熱時効材の 3DAP 分析結果	3.1.2-18
図 3.1.2-9	モデル合金熱時効材の 3DAP 測定結果 (3D 原子分布図) (1/2)	3.1.2-19
図 3.1.2-10	モデル合金熱時効材の 3DAP 測定結果 (3D 原子分布図) (2/2)	3.1.2-20
図 3.1.2-11	モデル合金熱時効材の明視野-STEM 像	3.1.2-21
図 3.1.2-12	モデル合金熱時効材の Cs-STEM による EDS マップ分析結果	3.1.2-22
図 3.1.2-13	モデル合金 (H22-1) 400°C×2400h 時効材のシャルピー衝撃試験後の破面の EBSD 分析結果	3.1.2-23
図 3.1.2-14	モデル合金 (H22-3) 400°C×2400h 時効材のシャルピー衝撃試験後の破面の EBSD 分析結果	3.1.2-24
図 3.1.2-15	モデル合金 (H22-5) 400°C×2400h 時効材のシャルピー衝撃試験後の破面の EBSD 分析結果	3.1.2-25
図 3.1.2-16	モデル合金 (H23-1) 400°C×2400h 時効材のシャルピー衝撃試験後の破面の EBSD 分析結果	3.1.2-26
図 3.1.2-17	モデル合金 (H23-3) 400°C×2400h 時効材のシャルピー衝撃試験後の破面の EBSD 分析結果	3.1.2-27
図 3.1.2-18	モデル合金 (H23-5) 400°C×2400h 時効材のシャルピー衝撃試験後の破面	

	の EBSD 分析結果 .....	3. 1. 2-28
図 3. 1. 2-19	モデル合金(H22-3) 溶体化材のシャルピー衝撃試験後の破面の EBSD 分析結果 .....	3. 1. 2-29
図 3. 1. 2-20	モデル合金(H22-5) 溶体化材のシャルピー衝撃試験後の破面の EBSD 分析結果 .....	3. 1. 2-30
図 3. 1. 2-21	モデル合金(H23-1) 溶体化材のシャルピー衝撃試験後の破面の EBSD 分析結果 .....	3. 1. 2-31
図 3. 1. 2-22	モデル合金(H23-3) 溶体化材のシャルピー衝撃試験後の破面の EBSD 分析結果 .....	3. 1. 2-32
図 3. 1. 2-23	モデル合金(H23-5) 溶体化材のシャルピー衝撃試験後の破面の EBSD 分析結果 .....	3. 1. 2-33
図 3. 1. 2-24	モデル合金(H23-8) 溶体化材のシャルピー衝撃試験後の破面の EBSD 分析結果 .....	3. 1. 2-34
図 3. 1. 3-1	鑄造凝固過程シミュレーション環境概要 .....	3. 1. 3-1
図 3. 1. 3-2	ANL-P3 の平衡状態図 .....	3. 1. 3-3
図 3. 1. 3-3	ANL-49 の平衡状態図 .....	3. 1. 3-4
図 3. 1. 3-4	ANL-48 の平衡状態図 .....	3. 1. 3-4
図 3. 1. 3-5	ANL-P2 の平衡状態図 .....	3. 1. 3-5
図 3. 1. 3-6	ANL-I の平衡状態図 .....	3. 1. 3-5
図 3. 1. 3-7	ANL-51 の平衡状態図 .....	3. 1. 3-6
図 3. 1. 3-8	ANL-60 の平衡状態図 .....	3. 1. 3-6
図 3. 1. 3-9	ANL-68 の平衡状態図 .....	3. 1. 3-7
図 3. 1. 3-10	ANL-69 の平衡状態図 .....	3. 1. 3-7
図 3. 1. 3-11	ANL-P1 の平衡状態図 .....	3. 1. 3-8
図 3. 1. 3-12	ANL-59 の平衡状態図 .....	3. 1. 3-8
図 3. 1. 3-13	ANL-52 の平衡状態図 .....	3. 1. 3-9
図 3. 1. 3-14	ANL-61 の平衡状態図 .....	3. 1. 3-9
図 3. 1. 3-15	ANL-56 の平衡状態図 .....	3. 1. 3-10
図 3. 1. 3-16	ANL-73 の平衡状態図 .....	3. 1. 3-10
図 3. 1. 3-17	ANL-50 の平衡状態図 .....	3. 1. 3-11
図 3. 1. 3-18	ANL-57 の平衡状態図 .....	3. 1. 3-11
図 3. 1. 3-19	熱電対測温結果 (時間推移) .....	3. 1. 3-13
図 3. 1. 3-20	鑄造したモデル合金の平衡状態図 .....	3. 1. 3-14
図 3. 1. 3-21	フェライト相デンドライト形成温度域での温度変化のフィッティング .....	3. 1. 3-15
図 3. 1. 3-22	オーステナイト相固相変態温度域での温度変化のフィッティング .....	

	.....	3. 1. 3-16
☒ 3. 1. 3-23	異方性強度の大きさに応じて変化する濃度勾配係数の形状 ..	3. 1. 3-17
☒ 3. 1. 3-24	異方性強度を変えた場合のデンドライト成長の比較 .....	3. 1. 3-17
☒ 3. 1. 3-25	Fモードの方位関係と組織の形成過程 .....	3. 1. 3-19
☒ 3. 1. 3-26	FAモードの方位関係と組織の形成過程 .....	3. 1. 3-20
☒ 3. 1. 3-27	界面モビリティ・界面エネルギーの調整 .....	3. 1. 3-21
☒ 3. 1. 3-28	スピノーダル分解解析実行画面 .....	3. 1. 3-22
☒ 3. 1. 3-29	フェーズフィールド解析から得られた凝固組織 .....	3. 1. 3-28
☒ 3. 1. 3-30	単軸引張解析の境界条件 .....	3. 1. 3-29
☒ 3. 1. 3-31	H3Tモデルによる熱時効時間と破壊じん性値 : M との関係 ...	3. 1. 3-33
☒ 3. 1. 3-32	再循環ポンプケーシングの吸収エネルギーの実測値と予測値の比較 .....	3. 1. 3-36
☒ 3. 1. 3-33	逆止弁 A ループの吸収エネルギーの実測値と予測値の比較 ..	3. 1. 3-37
☒ 3. 1. 3-34	逆止弁 B ループの吸収エネルギーの実測値と予測値の比較 ..	3. 1. 3-38
☒ 3. 1. 3-35	ふげん実機材の $J_{IC}$ 値の実測値と予測値との比較 .....	3. 1. 3-39
☒ 3. 1. 3-36	H3Tモデル中の破壊じん性低下の飽和値 : A の予測値と実測値の関係 .....	3. 1. 3-40
☒ 3. 1. 3-37	ふげん実機材使用環境下における脆化予測の高精度化 .....	3. 1. 3-41
☒ 3. 1. 3-38	陽電子消滅法による転位芯近傍の固着炭素の検出原理の概念図。 .....	3. 1. 3-43
☒ 3. 1. 3-39	高炭素量モデル合金 (H22-5, H23-5) の比率曲線 .....	3. 1. 3-45
☒ 3. 1. 3-40	下部ヘッダ逆止弁 A ループ (V21-2A) の比率曲線 .....	3. 1. 3-45
☒ 3. 1. 3-41	低炭素量モデル合金 (H23-1・H23-4) の比率曲線 .....	3. 1. 3-46
☒ 3. 1. 3-42	作業フロー図 .....	3. 1. 3-47
☒ 3. 1. 3-43	インターネットブラウザからの操作イメージ .....	3. 1. 3-48
☒ 3. 1. 3-44	Web サーバー操作イメージ .....	3. 1. 3-49
☒ 3. 1. 3-45	機械特性試験等登録画面 .....	3. 1. 3-50
☒ 3. 1. 3-46	シミュレーション登録画面 .....	3. 1. 3-50
☒ 3. 1. 3-47	結晶方位情報解析画面 .....	3. 1. 3-51
☒ 3. 1. 3-48	対象部材選択方位情報出力画面 .....	3. 1. 3-52
☒ 3. 1. 3-49	フェライト相 1 逆極点図 .....	3. 1. 3-52
☒ 3. 1. 3-50	フェライト相 2 逆極点図 .....	3. 1. 3-52
☒ 3. 1. 3-51	オーステナイト相 1 逆極点図 .....	3. 1. 3-53
☒ 3. 1. 3-52	オーステナイト相 2 逆極点図 .....	3. 1. 3-53
☒ 3. 1. 3-53	極点図合成 .....	3. 1. 3-53
☒ 3. 1. 3-54	極点図合成 KS 関係判定 .....	3. 1. 3-53

図 3.1.3-55	鋳造凝固画像フェライト量導出 .....	3.1.3-54
図 3.1.3-56	鋳造凝固過程画像閲覧 .....	3.1.3-55
図 3.1.3-57	MICRESS 結果交点画像 .....	3.1.3-55
図 3.1.3-58	ANL が提唱するフェライト間隔の式 .....	3.1.3-55
図 3.1.3-59	MICRESS フェライト間隔導出 .....	3.1.3-56
図 3.1.3-60	クロム濃化度解析 .....	3.1.3-57
図 3.1.3-61	スピノーダル分解進行度データ .....	3.1.3-57
図 3.1.3-62	脆化予測 .....	3.1.3-58
図 3.1.3-63	破壊確率データ出力 .....	3.1.3-58
図 3.1.3-64	破壊確率グラフ画面 .....	3.1.3-59
図 3.1.3-65	機械特性試験一覧画面 .....	3.1.3-59
図 3.1.3-66	微細組織観察一覧画面 .....	3.1.3-59

#### ふげん SCC 対策技術の有効性確認

図 3.2.1-1	「ふげん」の応力腐食割れ対策歴（主要な対策） .....	3.2.1-8
図 3.2.1-2	「ふげん」の応力腐食割れ対策箇所 .....	3.2.1-8
図 3.2.1-3	調査研究フロー .....	3.2.1-9
図 3.2.2-1	調査対象箇所 .....	3.2.2-1
図 3.2.2-2	調査対象箇所の形状 .....	3.2.2-2
図 3.2.3-1	A ループ下降管及び給水管ノズルセーフエンドの内面観察及び浸透探傷試験箇所 .....	3.2.3-2
図 3.2.3-2	A ループ再循環系配管の内面観察及び浸透探傷試験箇所 .....	3.2.3-2
図 3.2.3-3	A ループ給水系系配管の内面観察及び浸透探傷試験箇所 .....	3.2.3-3
図 3.2.3-4	給水管ノズルセーフエンドの給水内管切断状況 .....	3.2.3-3
図 3.2.3-5	下降管及び給水管ノズルセーフエンドの内面観察及び浸透探傷試験結果 .....	3.2.3-4
図 3.2.3-6	A ループ再循環系配管の内面観察及び浸透探傷試験結果 .....	3.2.3-5
図 3.2.3-7	A ループ給水系配管の内面観察及び浸透探傷試験結果 .....	3.2.3-6
図 3.2.3-8	下降管内面の光学顕微鏡観察結果（ノズル側） .....	3.2.3-8
図 3.2.3-9	下降管内面の SEM 観察結果（ノズル側） .....	3.2.3-9
図 3.2.3-10	下降管内面の SEM 観察結果（ノズル側） .....	3.2.3-10
図 3.2.3-11	下降管内面の光学顕微鏡観察結果（セーフエンド側） .....	3.2.3-11
図 3.2.3-12	下降管内面の SEM 観察結果（セーフエンド側） .....	3.2.3-12
図 3.2.3-13	給水管内面の光学顕微鏡観察結果（ノズル側） .....	3.2.3-13
図 3.2.3-14	給水管内面の SEM 観察結果（ノズル側） .....	3.2.3-14
図 3.2.3-15	給水管内面の SEM 観察結果（ノズル側） .....	3.2.3-15

図 3.2.3-16	給水管内面の光学顕微鏡観察結果（セーフエンド側）	3.2.3-16
図 3.2.3-17	給水管内面の SEM 観察結果（セーフエンド側）	3.2.3-17
図 3.2.3-18	下降管の溶接部マクロ全体像	3.2.3-19
図 3.2.3-19	下降管の溶接部	3.2.3-19
図 3.2.3-20	下降管の溶接部内表面近傍	3.2.3-19
図 3.2.3-21	給水管マクロ全体像	3.2.3-20
図 3.2.3-22	給水管マクロ溶接部	3.2.3-20
図 3.2.3-23	給水管マクロ溶接部内表面近傍	3.2.3-20
図 3.2.3-24	下降管マイクロ組織観察結果（セーフエンド側、SUS316L、表層）	3.2.3-22
図 3.2.3-25	下降管マイクロ組織観察結果（DEPO、インコネル 82T、表層）	3.2.3-22
図 3.2.3-26	下降管マイクロ組織観察結果（ノズル側、SA350LF2、表層）	3.2.3-24
図 3.2.3-27	下降管マイクロ組織観察結果（セーフエンド側、SUS316L、1/4t）	3.2.3-26
図 3.2.3-28	下降管マイクロ組織観察結果（セーフエンド側、NiC70A、1/4t）	3.2.3-28
図 3.2.3-29	下降管マイクロ組織観察結果（DEPO、インコネル 82T、1/4t）	3.2.3-28
図 3.2.3-30	下降管マイクロ組織観察結果（ノズル側、NiC70A、1/4t）	3.2.3-30
図 3.2.3-31	下降管マイクロ組織観察結果（ノズル側、SUS316L、1/4t）	3.2.3-32
図 3.2.3-32	下降管マイクロ組織観察結果（ノズル側、SUS316L、1/2t）	3.2.3-34
図 3.2.3-33	下降管マイクロ組織観察結果（セーフエンド側 NiC70A 1/2t）	3.2.3-36
図 3.2.3-34	下降管マイクロ組織観察結果（DEPO、インコネル 82T、1/2t）	3.2.3-36
図 3.2.3-35	下降管マイクロ組織観察結果（ノズル側、NiC70A、1/2t）	3.2.3-38
図 3.2.3-36	下降管マイクロ組織観察結果（ノズル側、SA350LF2、1/2t）	3.2.3-40
図 3.2.3-37	給水管マイクロ組織観察結果（セーフエンド側、SUS316L、表層）	3.2.3-42
図 3.2.3-38	下降管マイクロ組織観察結果（DEPO、インコネル 82T、表層）	3.2.3-43
図 3.2.3-39	給水管マイクロ組織観察結果（ノズル側、SUS304 クラッド、表層）	3.2.3-45
図 3.2.3-40	給水管マイクロ組織観察結果（セーフエンド側、SUS316L、内面から 1/4t）	3.2.3-47
図 3.2.3-41	下降管マイクロ組織観察結果（セーフエンド側、NiC70A、内面から 1/4t）	3.2.3-49
図 3.2.3-42	給水管マイクロ組織観察結果（DEPO、インコネル 82T、内面から 1/4t）	3.2.3-49
図 3.2.3-43	給水管マイクロ組織観察結果（ノズル側、NiC70A、内面から 1/4t）	3.2.3-51

図 3.2.3-44	給水管マイクロ組織観察結果（ノズル側、SA350LF2、内面から 1/4t） .....	3.2.3-53
図 3.2.3-45	給水管マイクロ組織観察結果（セーフエンド側、SUS316L、内面から 1/2t） .....	3.2.3-55
図 3.2.3-46	給水管マイクロ組織観察結果（セーフエンド側、NiC70A、内面から 1/2t） .....	3.2.3-57
図 3.2.3-47	給水管マイクロ組織観察結果（DEPO、インコネル 82T、内面から 1/2t） .....	3.2.3-57
図 3.2.3-48	給水管マイクロ組織観察結果（ノズル側、NiC70A、内面から 1/2t） .....	3.2.3-59
図 3.2.3-49	給水管マイクロ組織観察結果（ノズル側、SA350LF2、内面から 1/2t） .....	3.2.3-61
図 3.2.3-50	下降管及び給水管ノズルセーフエンド溶接部 SEM 像.....	3.2.3-63
図 3.2.4-1	歪ゲージ貼付位置.....	3.2.4-1
図 3.2.4-2	配管内外面への歪ゲージ貼付状況.....	3.2.4-2
図 3.2.4-3	短冊状試験片.....	3.2.4-2
図 3.2.4-4	バンドソーによる短冊状切断作業状況.....	3.2.4-2
図 3.2.4-5	細断試験片.....	3.2.4-3
図 3.2.4-6	精密切断機.....	3.2.4-3
図 3.2.4-7	歪測定作業状況.....	3.2.4-3
図 3.2.4-8	残留応力測定結果（下降管内表面）.....	3.2.4-6
図 3.2.4-9	残留応力測定結果（下降管外表面）.....	3.2.4-6
図 3.2.4-10	残留応力測定結果（給水管内表面）.....	3.2.4-7
図 3.2.4-11	残留応力測定結果（給水管外表面）.....	3.2.4-7
図 3.2.5-1	フェライト量測定箇所.....	3.2.5-1
図 3.2.5-2	引張試験片形状.....	3.2.5-6
図 3.2.5-4	引張試験片外観（下降管ノズルセーフエンド試験片）.....	3.2.5-6
図 3.2.5-5	応力-歪曲線.....	3.2.5-7
図 3.2.5-6	引張試験後の試験片外観.....	3.2.5-7
図 3.2.5-7	硬さ測定位置.....	3.2.5-8
図 3.2.5-8	下降管硬さ測定結果（内面表層）.....	3.2.5-9
図 3.2.5-9	下降管硬さ測定結果（1/4t）.....	3.2.5-9
図 3.2.5-10	下降管硬さ測定結果（1/2t）.....	3.2.5-10
図 3.2.5-11	下降管硬さ測定結果（ビード中心）.....	3.2.5-10
図 3.2.5-12	給水管硬さ測定結果（内面表層）.....	3.2.5-11
図 3.2.5-13	給水管硬さ測定結果（1/4t）.....	3.2.5-11

図 3.2.5-14	給水管硬さ測定結果 (1/2t) .....	3.2.5-12
図 3.2.5-15	給水管硬さ測定結果 (ビード中心) .....	3.2.5-12
図 3.2.5-16	鋭敏化度観察の電解エッチング結線図及び条件.....	3.2.5-13
図 3.2.5-17	下降管セーフエンド鋭敏化度試験結果 (表層) .....	3.2.5-14
図 3.2.5-18	下降管セーフエンド鋭敏化度試験結果 (1/4t) .....	3.2.5-14
図 3.2.5-19	給水管セーフエンド鋭敏化度試験結果 (表層) .....	3.2.5-15
図 3.2.5-20	給水管セーフエンド鋭敏化度試験結果 (1/4t) .....	3.2.5-15
図 3.2.5-21	下降管溶接金属鋭敏化度試験結果.....	3.2.5-16
図 3.2.5-22	給水管溶接金属鋭敏化度試験結果.....	3.2.5-16
図 3.2.5-23	下降管ノズル鋭敏化度試験結果 (表層) .....	3.2.5-17
図 3.2.5-24	下降管ノズル鋭敏化度試験結果 (1/4t) .....	3.2.5-17
図 3.2.5-25	給水管ノズル鋭敏化度試験結果 (表層) .....	3.2.5-18
図 3.2.5-26	給水管ノズル鋭敏化度試験結果 (1/4t) .....	3.2.5-18
図 3.2.5-27	下降管ノズルセーフエンド溶接部の逆極点図 (IPF マップ) .	3.2.5-20
図 3.2.5-28	下降管ノズルセーフエンド溶接部の熱影響部及び母材の粒径比較 .....	3.2.5-21
図 3.2.5-29	給水管ノズルセーフエンド溶接部の逆極点図 (IPF マップ) .	3.2.5-22
図 3.2.5-30	給水管ノズルセーフエンド溶接部の熱影響部及び母材の粒径比較 .....	3.2.5-23
図 3.2.5-31	下降管ノズルセーフエンド (SUS316L) の熱影響部 STEM-EDS 測定結果 .....	3.2.5-23
図 3.2.5-32	下降管ノズルセーフエンド (SUS316L) の熱影響部 STEM-EDS 測定結果 .....	3.2.5-25
図 3.2.5-33	給水管ノズルセーフエンド (SUS316L) の熱影響部 STEM-EDS 測定結果 .....	3.2.5-25

## 目 次

1. はじめに	1-1
2. 調査研究計画	2-1
2.1. 目的	2-1
2.2. 内容	2-1
2.3. 期間	2-4
2.4. 体制	2-4
2.5. 工程	2-6
3. 調査研究内容及び成果	3. 1. 1-1
3.1. 2相ステンレス鋳鋼の熱時効脆化に関する研究	3. 1. 1-1
3.1.1. 「ふげん」実機材評価による熱時効脆化発生状況の確認	3. 1. 1-3
3.1.1.1. 調査対象部材	3. 1. 1-3
3.1.1.2. 実機材の加速熱処理と機械特性試験	3. 1. 1-8
3.1.1.3. 実機材の加速熱処理と微細組織及び破面解析等による脆化に寄与する因子の検討	3. 1. 1-34
3.1.1.4. 実機材の活性化エネルギーの導出及び検討	3. 1. 1-57
3.1.1.5. 「ふげん」実機材評価による熱時効脆化発生状況のまとめ	3. 1. 1-67
3.1.2. 機構論的解析による脆化メカニズムの検討Ⅲ	3. 1. 2-1
3.1.2.1. モデル合金の加速熱処理と機械特性試験	3. 1. 2-1
3.1.2.2. モデル合金の加速熱処理材の微細組織及び破面解析等による脆化に寄与する因子の検討	3. 1. 2-10
3.1.2.3. モデル合金による熱時効発生状況のまとめ	3. 1. 2-35
3.1.3. 機構論的解析による脆化メカニズムの検討Ⅳ	3. 1. 3-1
3.1.3.1. 計算機シミュレーションによる熱時効の機構論的評価の検証	3. 1. 3-1
3.1.3.2. 実機材及びモデル合金の加速処理後の脆化データによる脆化予測式の妥当性と高度化の検討	3. 1. 3-32
3.1.3.3. 実測データ及び計算機解析結果を網羅した熱時効脆化データベースの開発	3. 1. 3-47
3.1.4. 2相ステンレス鋳鋼の熱時効脆化に関する研究 総括	3. 1. 4-60
3.2. ふげん SCC 対策技術の有効性確認	3. 2. 1-1
3.2.1. はじめに	3. 2. 1-1
3.2.1.1. 目的	3. 2. 1-1
3.2.1.2. 「ふげん」SCC 保全対策の実績	3. 2. 1-1
3.2.1.3. 調査研究フロー	3. 2. 1-5
3.2.2. 調査対象について	3. 2. 2-1
3.2.2.1. 調査対象配管	3. 2. 2-1

3.2.2.2.	使用条件	3.2.2-2
3.2.2.3.	化学組成情報	3.2.2-3
3.2.2.4.	溶接条件	3.2.2-5
3.2.3.	欠陥有無の確認	3.2.3-1
3.2.3.1.	内表面観察及び浸透探傷試験	3.2.3-1
3.2.3.2.	内表面観察	3.2.3-7
3.2.3.3.	金属組織観察	3.2.3-18
3.2.3.4.	断面微細組織観察	3.2.3-62
3.2.4.	溶接残留応力測定	3.2.4-1
3.2.4.1.	測定方法	3.2.4-1
3.2.4.2.	測定結果	3.2.4-5
3.2.5.	材料特性の確認	3.2.5-1
3.2.5.1.	フェライト量測定	3.2.5-1
3.2.5.2.	引張試験	3.2.5-6
3.2.5.3.	ビッカース硬さ試験	3.2.5-8
3.2.5.4.	鋭敏化度試験	3.2.5-13
3.2.5.5.	微細組織観察	3.2.5-19
3.2.5.6.	粒界調査	3.2.5-24
3.2.6.	調査結果のまとめ	3.2.6-1
3.2.6.1.	調査結果のまとめ	3.2.6-1
3.3.	福井県における高経年化調査及び専門部会等の運営	3.3.1-1
3.3.1.	第1回「福井県における高経年化調査研究 専門部会」議事録	3.3-1
3.3.2.	第2回「福井県における高経年化調査研究 専門部会」議事録	3.3-5
3.3.3.	「福井県における高経年化調査研究会」議事録	3.3-8
4.	あとがき	4-1
5.	参考文献一覧	5-1
6.	略語表	6-1

## 1. はじめに

本報告書は、独立行政法人 原子力安全基盤機構より委託された「平成 25 年度福井県における高経年化調査研究」の調査研究成果をまとめたものである。

## 2. 調査研究計画

### 2.1. 目的

原子力発電所の高経年化対策の充実を目的とする調査研究を、長期運転プラントや研究機関等が集積化する福井県下で実施する。

高経年化評価技術に関する研究は、産官学が協力して検討した「高経年化対応技術戦略マップ2009」に整理され、個別課題ごとに目的、現状分析、期待される成果、実施時期、役割分担などが整理され、研究の進むべき方向性が取りまとめられている。

本業務は、これに基づき今後の実用発電用原子炉施設の高経年化対策の充実を図るため、福井県にある現在廃止措置工事が進捗中である「ふげん発電所」の、25年間の長期運転に供した機器・構造物の実機材料や運転データを用いて、ステンレス鋳鋼の熱軸脆化に関する脆化予測式の保守性確認と精度向上の検討及びふげん SCC 対策技術の有効性に関する検討等を行い、実機保全管理技術の有効性を確認し、技術審査マニュアル等の規制基準の整備に資することを目的に調査研究を実施する。

今年度は以下のテーマについて調査研究を推進する。

- (1) ステンレス鋼鋳鋼の熱時効脆化に関する研究
- (2) ふげん SCC 対策技術の有効性の確認
- (3) 福井県における高経年化調査研究会等の運営

### 2.2. 内容

- (1) ステンレス鋼鋳鋼の熱時効脆化に関する研究

2相ステンレス鋳鋼を高温条件下で長時間使用した場合、対象部材の「フェライト量・運転温度・運転時間」に依存して、熱時効及び脆化が進行することが知られている。高経年化評価においては、加速試験条件にて得られた脆化データに基づき評価予測式（靱性予測モデル）が、熱時効による脆化の程度を推測する方法として適用されている。しかしながら、この評価予測式では実際の発電所のような、低温長時間の使用条件で晒された材料によって裏づけされたものではないことから、実機材料による検証が必要である。

昨年度までに、長期間使用された「ふげん」実機材（再循環ポンプ、下部ヘッダ逆止弁、下部ヘッダ注水弁）を対象に、材料組成（フェライト量）、使用条件（温度・時間）及び機械特性（硬さ、引張、シャルピー衝撃値、弾塑性破壊靱性値等）などを調査し、従来の脆化予測式の予測値相当もしくはより保守的な値ではあるが、「ふげん」実機材で熱時効脆化事象が存在することが確認された。また、アトムプローブ（3D-AP）によるスピノーダル分解反応の直接観察や、EBSDやSTEMなどの電子顕微鏡による微細組織・破面の解析を更に進めるとともに、凝固組織形成及びスピノーダル分解反応についてフェーズフィールド法によるシミュレーションを更に進め、特に活性化エネルギーQに着目して、脆化予測式のより一層の信頼性区お嬢のための機構論的な検討を発展させた。

平成25年度は、「ふげん」実機材の調査と加速熱処理試験、モデル合金の加速熱処理試

験を継続して実施し、アトムプローブ（3D-AP）によるスピノーダル分解反応の直接観察に加え、EBSD-EDX 等による破面や集合組織解析、フェーズフィールド法による凝固組織とスピノーダル分解解析のシミュレーションなどを継続して実施し高度化する。また、機械特性（硬さ、引張、シャルピー衝撃値、弾塑性破壊靱性値等）についても継続して実施し、特に弾塑性破壊靱性試験について重点的に実施する。更に、凝固組織の微小な応力場をFEM-ABAQUS 等を用いて解析し、特に脆化の主因とされるフェライト相に着目して、局所的な応力集中との関係等を明らかにする。

これらの結果から、H25 年度については、脆化予測式のより一層の高精度化・信頼性向上のための機構論的な検討を完遂させ、熱時効脆化に関する総合的なまとめを行う。

今年度の実施項目は以下の通り。

① ふげん実機材評価による熱時効脆化発生状況の確認 iv

- ・ 実機材の加速熱処理と機械特性試験（硬さ 8 条件、引張 21 本、シャルピー衝撃試験 60 本等）
- ・ 実機材の微細組織及び破面解析等による脆化に寄与する因子の検討（相分離の状況分析）（EBSD 破面解析 10 条件、3DAP 解析 6 条件等）

② 機構論的解析による脆化メカニズムの検討 iv

- ・ モデル合金の加速熱処理と機械特性試験（硬さ 20 条件、引張 18 本、シャルピー衝撃試験 27 本等）
- ・ モデル合金の加速熱処理材の微細組織及び破面解析等による脆化に寄与する因子の検討（EBSD 破面解析 12 条件、3DAP 解析 20 条件等）
- ・ 計算機シミュレーションによる機構論的評価の検証（鋳造凝固フェーズフィールド解析 17 成分、内部応力場 FEM-ABAQUS 解析 8 成分、スピノーダル分解 Phase Field 解析 16 成分）
- ・ 実機材及びモデル合金の加速熱時効処理後の脆化データによる脆化予測式の妥当性と高度化の検討（実機 4 部材、モデル合金 8 種）
- ・ 脆化メカニズムの検討及び脆化予測式の高精度化・信頼性向上のための機構論的な検討の効率化・妥当性確認等を目的とする、これまでの実測データ及び計算機シミュレーション結果を網羅したデータベース構築を完遂させる。

(2) ふげん SCC 対策技術の有効性の確認

「ふげん発電所」（昭和 52 年臨界）の建設・運転の時代にあつては、沸騰水型軽水炉において従来のステンレス鋼に多くの応力腐食割れが見つかり、対策材として低炭素ステンレス鋼（NG 材）に取り替えられた時代である。当時、ふげんは、建設が終了していたが、この事象に対処するために、材料交換、応力腐食割れ対策（水冷却溶接、高周波加熱応力改善法（IHSI）、水素注入など）により、25 年間の運転

を継続してきた実績を有している。

応力腐食割れ（IGSCC）については「高経年化対応技術戦略マップ2009」の検討において、実機事象の正確な把握、実機き裂発生・進展データ取得、き裂進展データベース充実などが求められている。

昨年度までに、「ふげん」実機材を用いた SCC に関する研究計画を立案する準備として、初期条件の調査を行い、材料・環境・残留応力及び水冷溶接、高周波誘導加熱応力改善（IHSI）、水素注入などの SCC 対策保全技術の有効性について検証できる実機材料であるかどうか、目視検査、非破壊検査および過去の保全管理に関する資料を元に検討した。

更に、SCC 対策技術の一つとして開発された SUS316L 鋼 Nuclear Grade (NG) 材の溶接部について重点的な調査を行うため、同材が多く使用される A ループを中心に 27 溶接部について調査を進め、対策材への材料取替えが有効であることを確認した。

その結果、「ふげん」の SCC に関する対策技術が有効に機能し、SCC 発生を防止できていることが確認された。すなわち、「ふげん」の実機材は、今後の SCC 保全対策技術の研究素材として十分活用できることが確認された。

今年度は昨年度までに実施された「ふげん」実機材 SCC 調査結果のまとめを行う。併せて、蒸気ドラム下降管ノズル等を対象に、SUS316L(NG)と炭素鋼もしくは低合金鋼の異材接合部の残留応力や、SCC 発生状況についての調査を行い、これらを統合し「ふげん」の SCC 対策技術の有効性について総合的にまとめる。

今年度の実施項目は以下の通り。

- ① 昨年度までに実施された「ふげん」実機材 SCC 調査結果のまとめ
  - ② 蒸気ドラム下降管ノズル等を対象に、SUS316L(NG)と炭素鋼もしくは低合金鋼の異材接合部の残留応力及び SCC 発生状況の調査
    - ・ 内表面観察（浸透探傷試験、硬度測定、内表面観察等）：目標 2 シーム以上
    - ・ 残留応力測定と解析方法の検討：内表面観察結果、運転時の応力、ライン構成等を勘案して対象箇所を決定する。また残留応力の解析方法を検討する。
    - ・ 機械特性（硬さ測定、引張試験等）、鋭敏化、アトムプローブ・透過走査電子顕微鏡等による組織、微量成分等調査：同上
    - ・ SCC 発生抑制要因の調査
- (3) 福井県における高経年化調査研究会等の設置と運営
- 福井県における高経年化調査研究会を開催し、本研究の成果について報告する。また、外部の専門委員等で校正する専門部会において、受託事業の技術的検討、今後進めるべき調査事項の検討、調査研究成果等の審議を行う。

### 2.3. 期間

自：平成25年10月7日

至：平成26年3月14日

### 2.4. 体制

本業務は、(独)日本原子力研究開発機構・安全研究センター・軽水炉長期化対応研究ユニット・高経年化評価保全技術研究グループが原子炉廃止措置研究開発センターと連携して実施する。

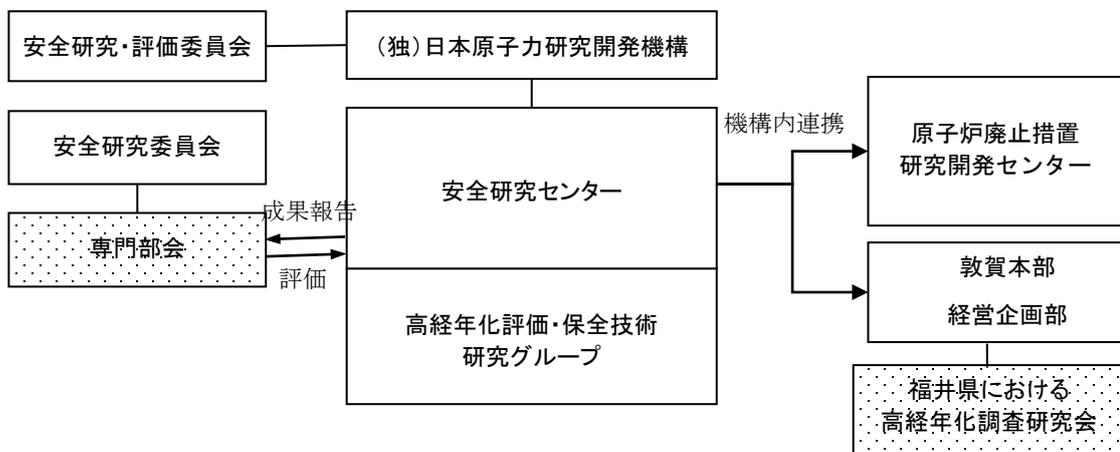


図 2.4-1 原子力機構の実施体制

安全研究センターの研究開発課題に対し、大綱的指針等に基づく評価（外部評価）を行うため、原子力機構外の委員が過半数を占める安全研究評価委員会を設置する。また、原子力機構外の委員が過半数を占める安全研究委員会を設置して、中期計画に基づく業務に関する技術的討議を行う。

さらに、具体的実施内容等に関して安全研究委員会の下に設ける原子力機構外の専門家による専門部会において検討を行う。また、研究成果については、福井県における高経年化調査研究会にて公表を行い、広くその成果を公開する。

2.5. 工程

実施項目	10月	11月	12月	1月	2月	3月
1. ステンレス鋼 鋼鑄鋼の熱時効脆化に関する研究	← 実機材の熱時効発生状況の確認等 →					
	← 微細組織等の分析評価・機構論的解析等 →					
					← 総合まとめ →	
2. ふげん SCC 対策技術の有効性の確認	← 実機材の SCC 発生状況の確認等 →					
			← 実機材の残留応力等の測定、組織観察 →			
					← 総合まとめ →	
3. 福井県における高経年化調査研究会等の運営			△ 第1回 専門部会			
					△ 第2回 専門部会	
					△ 研究会	

図 2.5-1 平成 25 年度 福井県における熱時効脆化調査研究 工程表

### 3. 調査研究内容及び成果

#### 3.1. 2相ステンレス鋳鋼の熱時効脆化に関する研究

##### (1) はじめに

2相ステンレス鋳鋼を高温条件下で長時間使用した場合、対象部材の「フェライト量・運転温度・運転時間」に依存して、熱時効及び脆化が進行することが知られている。高経年化評価においては、加速試験条件にて得られた脆化データに基づき評価予測式（靱性予測モデル）が、熱時効による脆化の程度を推測する方法として適用されている。しかしながら、この評価予測式では実際の発電所のような、低温長時間の使用条件で晒された材料によって裏づけされたものではないことから、実機材料による検証が必要である。

昨年度までに、長期間使用された「ふげん」実機材（再循環ポンプ、下部ヘッド逆止弁、下部ヘッド注水弁）を対象に、材料組成（フェライト量）、使用条件（温度・時間）及び機械特性（硬さ、引張、シャルピー衝撃値、弾塑性破壊靱性値等）などを調査し、従来の脆化予測式の予測値相当もしくはより保守的な値ではあるが、「ふげん」実機材で熱時効脆化事象が存在することが確認された。

また、アトムプローブ（3D-AP）によるスピノーダル分解反応の直接観察や、EBSDやSTEMなどの電子顕微鏡による微細組織・破面の解析を更に進めるとともに、凝固組織形成及びスピノーダル分解反応についてフェーズフィールド法によるシミュレーションを更に進め、特に活性化エネルギーQに着目して、脆化予測式のより一層の信頼性向上のための機構論的な検討を進展させた。

##### (2) 目的

平成25年度は、「ふげん」実機材の調査と加速熱処理試験、モデル合金の加速熱処理試験を継続して実施し、アトムプローブ（3D-AP）によるスピノーダル分解反応の直接観察に加え、EBSD-EDX等による破面や集合組織解析、フェーズフィールド法による凝固組織とスピノーダル分解解析のシミュレーションなどを継続して実施し高度化する。また、機械特性（硬さ、引張、シャルピー衝撃値、弾塑性破壊靱性値等）についても継続して実施し、特に弾塑性破壊靱性試験について重点的に実施する。更に、凝固組織の微小な応力場をFEM-ABAQUS等を用いて解析し、特に脆化の主因とされるフェライト相に着目して、局所的な応力集中との関係等を明らかにする。

これらの結果から、H25年度については、脆化予測式のより一層の高精度化・信頼性向上のための機構論的な検討を完遂させ、熱時効脆化に関する総合的なまとめを行う。

##### (3) 実施項目

###### ① 「ふげん」実機材評価による熱時効脆化発生状況の確認iv

- ・ 実機材の加速熱処理と機械特性試験（硬さ8条件、引張21本、シャルピー衝撃試験60本等）

- ・ 実機材の加速熱処理と微細組織及び破面解析等による脆化に寄与する因子の検討（相分離の状況分析）（EBSD 破面解析 10 条件、3DAP 解析 6 条件等）

#### ②機構論的解析による脆化メカニズムの検討iv

- ・ モデル合金の加速熱処理と機械特性試験（硬さ 20 条件、引張 18 本、シャルピー衝撃試験 27 本等）
- ・ モデル合金の加速熱処理材の微細組織及び破面解析等による脆化に寄与する因子の検討（EBSD 破面解析 12 条件、3DAP 解析 20 条件等）
- ・ 計算機シミュレーションによる機構論的評価の検証（ casting凝固フェーズフィールド解析 17 成分、内部応力場 FEM-ABAQUS 解析 8 成分、スピノーダル分解 Phase Field 解析 16 成分）
- ・ 実機材及びモデル合金の加速熱処理後の脆化データによる脆化予測式の妥当性と高度化の検討（実機 4 部材、モデル合金 8 種）
- ・ 脆化メカニズムの検討及び脆化予測式の高精度化・信頼性向上のための機構論的な検討の効率化・妥当性確認等を目的とする、これまでの実測データ及び計算機シミュレーション結果を網羅したデータベース構築を完遂させる。

### 3.1.1. 「ふげん」実機材評価による熱時効脆化発生状況の確認

#### 3.1.1.1. 調査対象部材

##### 1) 供試材

供試材は、「ふげん」実機材から解体採取した再循環ポンプケーシング、下部ヘッド逆止弁及び下部ヘッド注水弁である。各部材のCAD図を図 3.1.1-1、化学成分を表 3.1.1-1、製造時の熱処理条件及び実機環境下における使用条件を表 3.1.1-2 に示す。再循環ポンプケーシング (RCP) と B ループ側の下部ヘッド逆止弁 (V21-2D) は SCS13 である。一方、A ループ側の下部ヘッド逆止弁 (V21-2A) は SCS16A であり、Mo が添加されており、C の含有量が 0.01% と低い。下部ヘッド注水弁は 40℃ 以下で使用された部材であり、熱時効条件下に晒されていない比較材とした。各部材の光学顕微鏡像を図 3.1.1-2 「ふげん」実機材 試験対象部材のマクロ写真に示す。

##### 2) 試験計画

「ふげん」実機材の機械特性試験計画を表 3.1.1-3 に示す。本年度は、シャルピー衝撃試験については、再循環ポンプケーシング (RCP)、下部ヘッド逆止弁 A ループ (V21-2A)、下部ヘッド逆止弁 B ループ (V21-2D) 及び注水弁 (AV72-8A) を対象として、350℃ 及び 400℃ の熱時効処理材の室温試験を実施した。一方で、弾塑性  $J_{IC}$  破壊靱性試験及び引張試験については、再循環ポンプケーシング (RCP) 及び下部ヘッド逆止弁 A ループ (V21-2A) を対象として、350℃ 及び 400℃ の熱時効処理材の試験を実施した。

##### 3) 試験採取要領

各部材・各試験片の試験片採取要領を図 3.1.1-3 に示す。

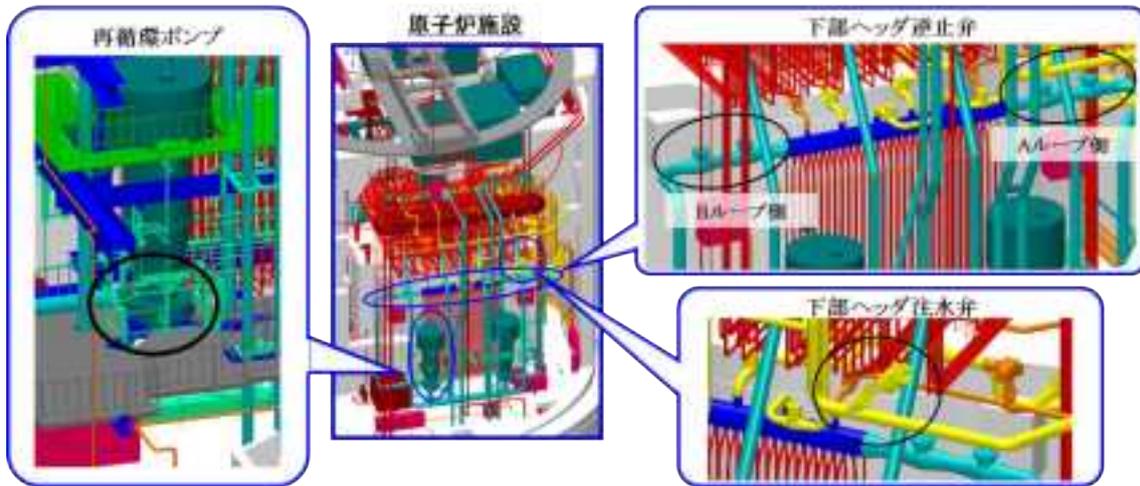


図 3.1.1-1 「ふげん」実機 調査対象部材の CAD 図

表 3.1.1-1 「ふげん」実機 試験対象部材の化学成分値 (wt.%)

対象部材 (部材記号名称)	鋼種	採取情報	化学成分(%)								計算による フェライト量(%)	
			Si	Mn	P	Cr	Ni	Mo	C	S		N
再循環ポンプ ケーシング(RCP)	SCS13	ミルシート	0.81	0.94	0.027	19.69	8.40	0.00	0.05	0.008	-	13.20
		ICP分析値	0.717	0.943	<0.030	20.10	8.46	-	0.05	0.009	0.027	10.90
下部ヘッダ逆止弁 Aループ(V21-2A)	SCS16A	ミルシート	0.88	0.72	0.006	19.54	9.62	2.16	0.01	0.005	-	28.30
		ICP分析値	0.820	0.768	<0.030	19.97	10.08	2.25	0.01	0.005	0.084	13.90
下部ヘッダ逆止弁 Bループ(V21-2D)	SCS13	ミルシート	0.80	1.18	0.028	19.40	8.56	-	0.06	0.008	-	9.80
		ICP分析値	0.957	0.902	<0.030	19.85	8.26	-	0.07	0.005	0.038	8.80
下部ヘッダ注水弁 (AV72-8A)	SCS13	ミルシート	1.43	1.82	0.023	18.90	9.88	0.00	0.07	0.015	-	5.20
		ICP分析値	1.080	1.650	<0.030	19.59	8.19	-	0.06	0.005	0.022	10.10

表 3.1.1-2 「ふげん」実機 試験対象部材の熱処理条件と運転使用条件

対象部材 (部材記号名称)	熱処理条件	運転使用条件
再循環ポンプケーシング (RCP)	1100~1130°C × 7hrs 水冷	275°C × 137000h
下部ヘッダ逆止弁 Aループ (V21-2A)	1085~1105°C × 6.1hrs 水冷	275°C × 100000h
下部ヘッダ逆止弁 Bループ (V21-2D)	1060~1085°C × 8.2hrs 水冷	275°C × 136000h
下部ヘッダ注水弁 (AV72-8A)	1070 × 3.75hrs 水冷	<40°C

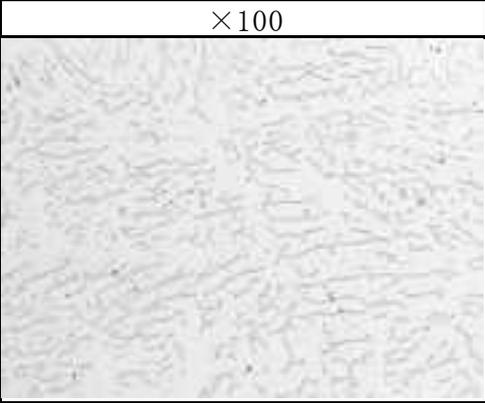
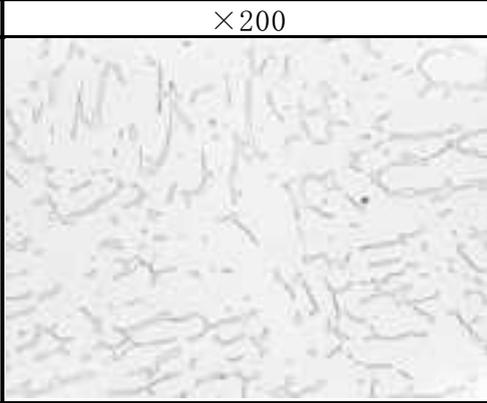
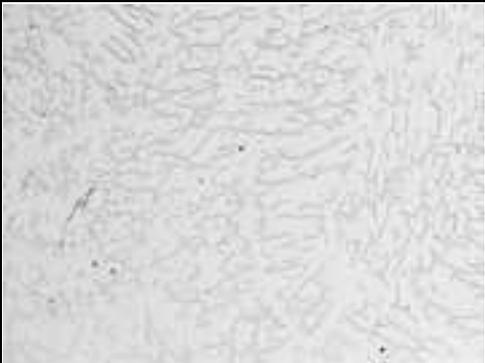
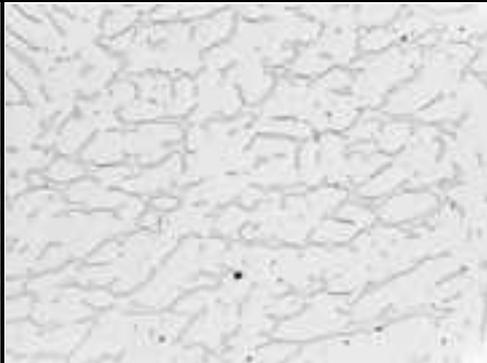
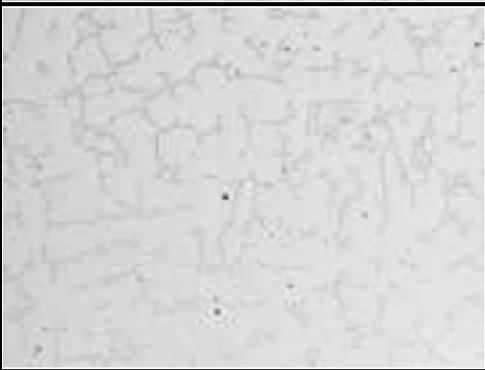
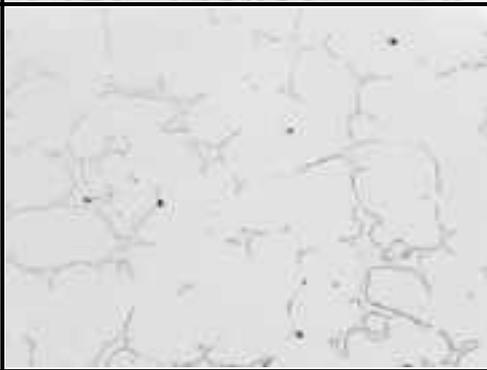
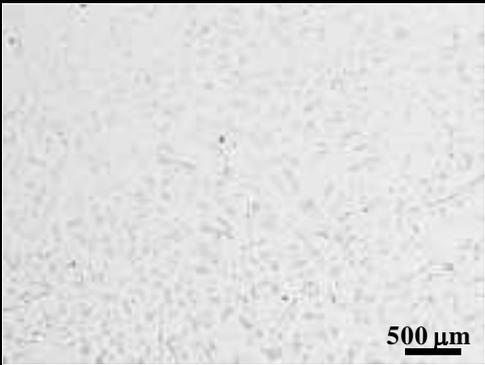
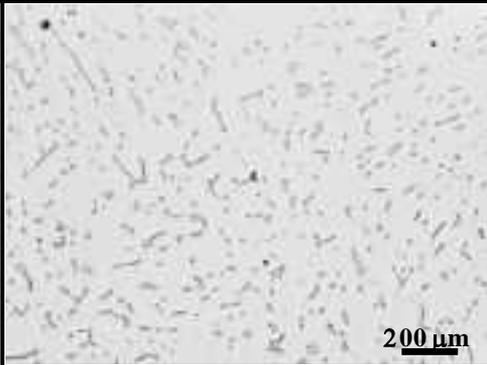
	×100	×200
再循環ポンプ ケーシング (RCP)		
下部ヘッダ逆止弁 A/ループ(V21-2A)		
下部ヘッダ逆止弁 B/ループ(V21-2D)		
下部ヘッダ注水弁 (AV72-8A)	 500 μm	 200 μm

図 3.1.1-2 「ふげん」実機材 試験対象部材のマクロ写真

表 3.1.1-3 「ふげん」実機材の機械特性試験計画

シャルピー衝撃試験

	試験条件		熱処理条件								
	試験温度	採取 まま	回復 熱処理	加速熱時効350℃				加速熱時効400℃			
				1000h	2400h	5000h	10000h	100h	1000h	2400h	10000h
RCP	RT	-	済	済	済	済	○	済	済	済	○
	FC	済	-	-	-	-	-	-	-	-	-
V21-2A	RT	-	済	済	済	済	○	済	済	済	○
	FC	済	-	-	-	-	-	-	-	-	-
V21-2D	RT	-	済	○	○	○	○	○	○	○	○
	FC	済	-	-	-	-	-	-	-	-	-
AV72-8A	RT	-	済	○	○	○	○	○	○	○	○
	FC	済	-	-	-	-	-	-	-	-	-

弾塑性J<sub>IC</sub>破壊靱性試験

	試験条件		熱処理条件								
	試験温度	採取 まま	回復 熱処理	加速熱時効350℃				加速熱時効400℃			
				1000h	2400h	5000h	10000h	100h	1000h	2400h	10000h
RCP	280℃	済	-	-	-	○	○	○	○	○	-
	RT	済	-	-	-	-	-	-	-	-	-
V21-2A	280℃	済	-	-	-	-	-	○	○	-	-
	RT	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
V21-2D	280℃	済	-	-	-	-	-	-	-	-	-
	RT	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
AV72-8A	280℃	済	-	-	-	-	-	-	-	-	-
	RT	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-

右下の数字は実施順番(希望)

引張試験

	試験条件		熱処理条件								
	試験温度	採取 まま	回復 熱処理	加速熱時効350℃				加速熱時効400℃			
				1000h	2400h	5000h	10000h	100h	1000h	2400h	10000h
RCP	RT	済(1)	-	○	-	○	-	○	○	○	-
	280℃	済(2)	-	○	-	○	-	○	○	○	-
V21-2A	RT	済(1)	-	-	-	-	-	○	○	-	-
	280℃	済(2)	-	-	-	-	-	○	○	-	-
V21-2D	RT	済(1)	-	-	-	-	-	-	-	-	-
	280℃	済(2)	-	-	-	-	-	-	-	-	-
AV72-8A	RT	済(1)	-	-	-	-	-	-	-	-	-
	280℃	済(2)	-	-	-	-	-	-	-	-	-

RCP: 再循環ポンプケーシング(SCS13)

V21: 逆止弁(2A: SCS16A、2D: SCS13)

AV72: 注水弁(レファレンス材: 室温ままSCS13)

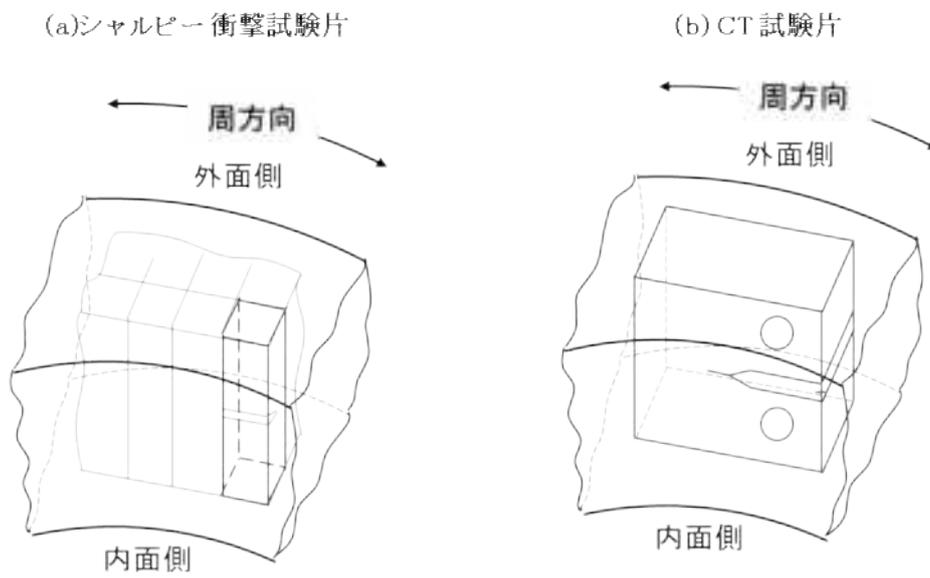


図 3.1.1-3 「ふげん」実機材 機械特性試験の試験片採取要領

### 3.1.1.2. 実機材の加速熱処理と機械特性試験

#### 1) 実施項目

##### ① シャルピー衝撃試験

###### a 試験対象試料

表 3.1.1-3 に示した計画に従い、再循環ポンプケーシング、下部ヘッダ逆止弁 A ループ下部ヘッダ逆止弁 B ループ及び注水弁を試験対象とし、加速熱時効材の試験を実施した。熱時効温度は 350℃及び 400℃であり、本年度はそれぞれ 10000 時間までの熱時効時間の試験を実施した。試験温度は全て室温である。

###### b 試験方法

試験は JIS Z 2242-2005 に準拠し、試験片は V ノッチ試験片とした。試験は「ふげん」高経年化分析室（ホットラボ）に設置されている東京試験機社製半自動シャルピー衝撃試験機(CI-500D)を用いて実施した。試験片形状を図 3.1.1-4 に示す。試験片の作製は「ふげん」内に設置されている自動精密切断機及びフライス盤等の工作機械を用いて実施し、ノッチ部については放電加工機を用いて加工を行った。試験温度は全て室温である。それぞれの試験片について吸収エネルギーと横膨出量の測定を実施した。試験後の試験片について、代表的な試験条件を選択して、SEM による観察を実施すると共に、破面断面について電子後方散乱回折 (Electron Backscatter Diffraction, EBSD) 法による組織評価を実施した。試料の表面研磨は #500 のサンドペーパーから  $1/4\mu\text{m}$  のダイヤモンド研磨剤まで段階的に機械研磨を行い、その後コロイダルシリカで仕上げ研磨を行った。解析はフェライト、オーステナイトの各相の分布、結晶方位分布を示す逆極点図 (Inverse Pole Figure, IPF) マップ及び局所ひずみ解析の代表的な指標である KAM (Kernel Average Misorientation) 解析を行った。

##### ② 引張試験

###### a 試験対象試料

表 3.1.1-3 に示した計画に従い、再循環ポンプケーシング (RCP)、下部ヘッダ逆止弁 A ループ (V21-2A) の 400℃及び 350℃熱時効材を試験対象とした。

###### b 試験方法

引張試験は JIS Z 2241 に準拠し、「ふげん」高経年化分析室 (ホットラボ) に設置されている島津製作所製油圧式試験機 (E-100kN) を用いて実施した。試験片 14B 号試験片とした。試験片形状を図 3.1.1-5 に示す。試験片の作製はシャルピー衝撃試験片と同様に「ふげん」内に設置された工作機械 (自動精密切断機・フライス盤) を用いて実施し、ゲージ部については放電加工機を用いて加工した。試験温度を室温及び 280℃とし、ひずみ速度を  $1 \times 10^{-3} \text{sec}^{-1}$  の条件で試験を行った。

### ③ マイクロビッカース硬さ試験

#### a 試験対象試料

表 3.1.1-3 に示した計画に従い、本年度は再循環ポンプケーシング (RCP)、下部ヘッダ逆止弁 A ループ (V21-2A) の 400℃及び 350℃熱時効材を試験対象とした。

#### b 試験方法

マイクロビッカース硬さ試験は JIS Z 2244 に準拠し実施した。樹脂固めし、研磨の最終仕上げを 1/4  $\mu\text{m}$  の SiO<sub>2</sub> 懸濁液でバフ研磨したものを供した。測定はフェライト相を選択し、押し込み荷重条件を 50g とし、10 点の計測を行った。

### ④ 弾塑性 J<sub>IC</sub>破壊じん性試験

#### a 試験対象試料

表 3.1.1-3 に示した計画に従い、再循環ポンプケーシング (RCP) の 400℃及び 350℃熱時効材、下部ヘッダ逆止弁 A ループ (V21-2A) の 400℃熱時効材を試験対象とした。

#### b 試験方法

弾塑性 J<sub>IC</sub>破壊じん性試験は ASTM E1820 に準拠し、「ふげん」高経年化分析室 (ホットラボ) に設置された島津製作所社製油圧式試験機 (E-100kN) を用いて実施した。試験片サイズは実機材から取得可能な範囲で最も大きいサイズとして、厚さ 25mm (約 1 インチ) とした。試験片形状を図 3.1.1-6 に示す。試験片の作製はシャルピー衝撃試験片と同様に「ふげん」内に設置された工作機械を用いて実施し、ノッチ部については放電加工機により仕上げた。疲労予き裂導入後、片側 10% の側溝をつけた。試験温度は「ふげん」実機の運転環境を想定して 280℃ とした。き裂長さは除荷コンプライアンス法により算出した。応力緩和時間は 25sec、除荷試験力は 20%、コンプライアンス算出範囲は 20~80% とした。

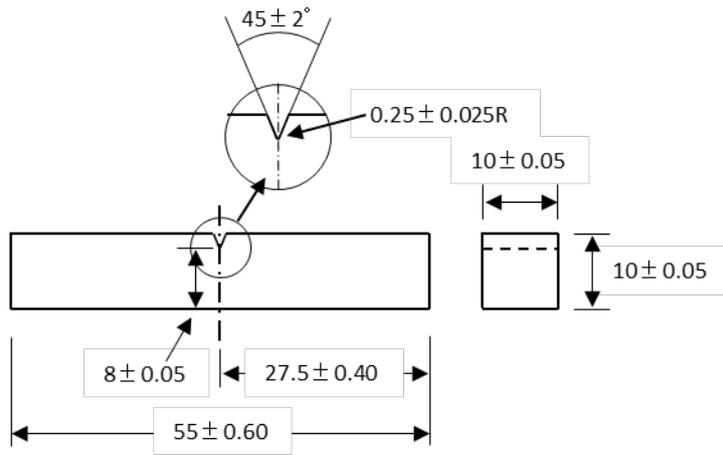


図 3.1.1-4 シャルピー衝撃試験片の形状

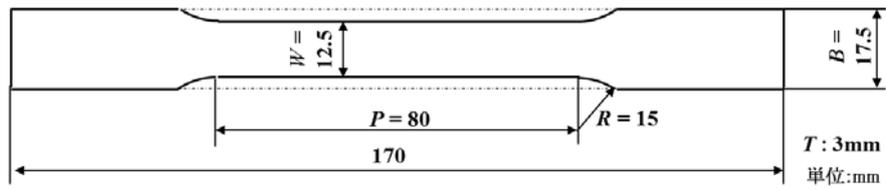


図 3.1.1-5 引張試験片の形状

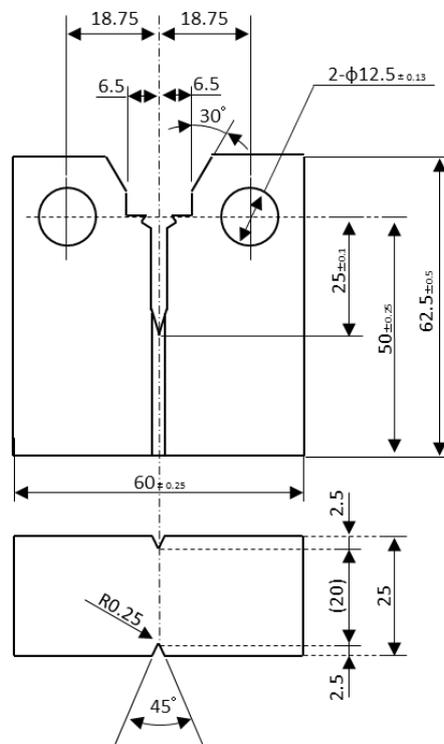


図 3.1.1-6 弾塑性 JIC 破壊靱性試験の CT 試験片形状

## 2) 試験結果

### ① シャルピー衝撃試験

各部材の試験結果を図 3.1.1-7～図 3.1.1-10 に示す。各図には回復処理材の試験結果を初期値としてプロットした。再循環ポンプケーシング(RCP)、逆止弁 A ループ (V21-2A) 及び逆止弁 B ループ (V21-2D) では、熱時効時間の増加と共に吸収エネルギーが低下しており、熱時効温度が高い 400℃熱時効材の方が、短い熱時効時間で大きく吸収エネルギーが低下する傾向にある。過去の報告によると、吸収エネルギー値は熱時効時間に伴い徐々に低下していき、十分な加速熱時効時間の後に飽和する事がいられている。今回の試験における熱時効時間が最も長い 400℃×10000h の条件では、吸収エネルギーの低下量は飽和していると考えられる。注水弁 (AV72-8A) では、熱時効時間の増加に関わらず、吸収エネルギーの値はほぼ一定であった。これはフェライト量が数%と小さいため、熱時効に伴うフェライト相の硬化が材料全体の破壊じん性に及ぼす影響が小さかったためと考えられる。

図 3.1.1-11～図 3.1.1-18 に 400℃×10000h 及び 350℃×10000h 熱時効材の試験後の破面 SEM 像を示す。フェライト量の少ない注水弁以外は、昨年度までの試験結果と同様に鋼種によらず、フェライトの劈開破面 (Cleavage of ferrite:C)、オーステナイト相の延性せん断破面 (Ductile shear failure:D) 及び延性ディンプル破面 (Dimpled ductile tearing:T) が観察される。注水弁ではオーステナイト相の延性せん断破面に加えて析出物 (MnS) を核とした延性ディンプル破面が支配的である。注水弁では他の部材に比べてフェライト量が少ないにも関わらず、熱時効条件によらず吸収エネルギーの値が低めであったが、その原因の一つが比較的高密度に分散した MnS であると考えられる。表 3.1.1-1 で示した化学成分の様に、注水弁では鋼材規格の範囲内で Mn の含有量が多く、そのため MnS などが析出しやすい条件であったと考えられる。鋼種ごとの特徴としては、比較的炭素含有量の高い再循環ポンプケーシングと逆止弁 B ループ (いずれも SCS13) では、フェライト相とオーステナイト相間の界面剥離が観察されるのに対して、炭素含有量の低い逆止弁 A ループ (SCS16A) では、その様な界面剥離は観察されなかった。昨年度までのフェライト/オーステナイト界面近傍における STEM-EDS を用いた分析結果では、炭素含有量の比較的多い、再循環ポンプケーシングや逆止弁 B ループでは界面に炭化物 ( $M_{23}C_6$ ) が観察されるのに対して、炭素含有量の少ない逆止弁 A ループでは、このような炭化物は観察されていない。界面剥離強度にはこの様なフェライト/オーステナイト界面における炭化物が影響しており、炭化物が析出している再循環ポンプケーシングや逆止弁 B ループでは界面剥離強度が低下し、破面 SEM 像において観察されるような剥離界面が多数観察されたものと考えられる。

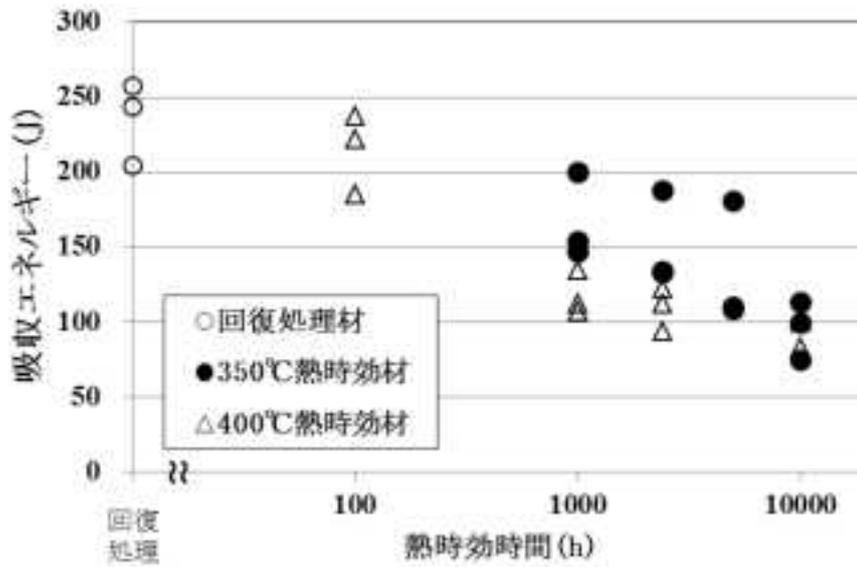


図 3.1.1-7 再循環ポンプケーシング (RCP) の熱時効時間と吸収エネルギーの関係

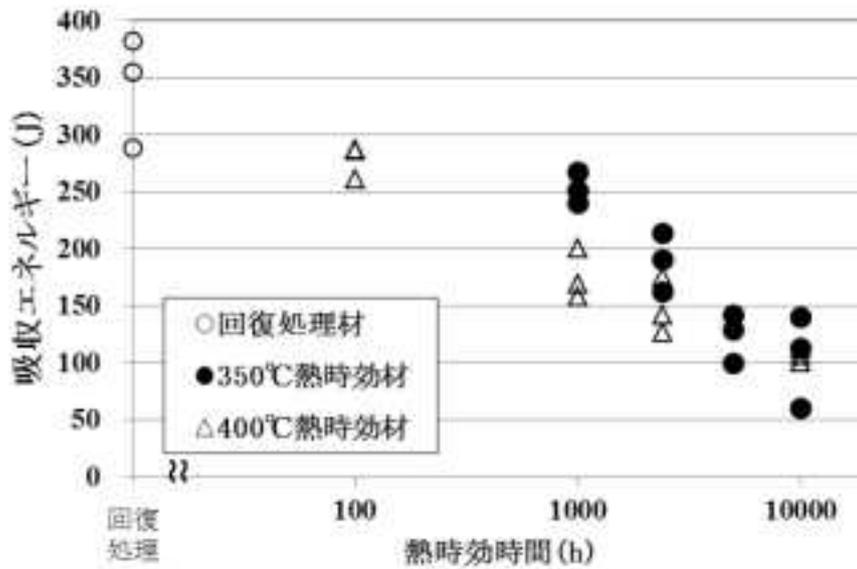


図 3.1.1-8 逆止弁 A ループ (V21-2A) の熱時効時間と吸収エネルギーの関係

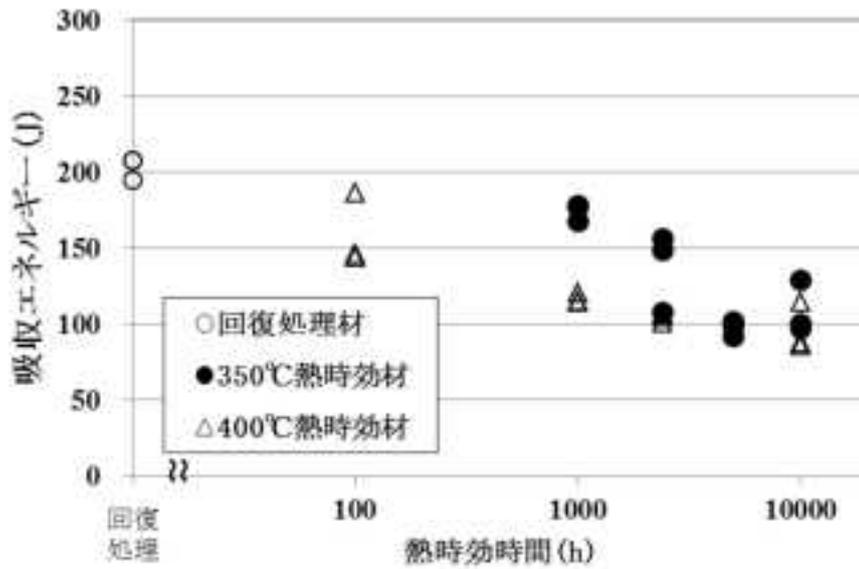


図 3.1.1-9 逆止弁 B ループ (V21-2D) の熱時効時間と吸収エネルギーの関係

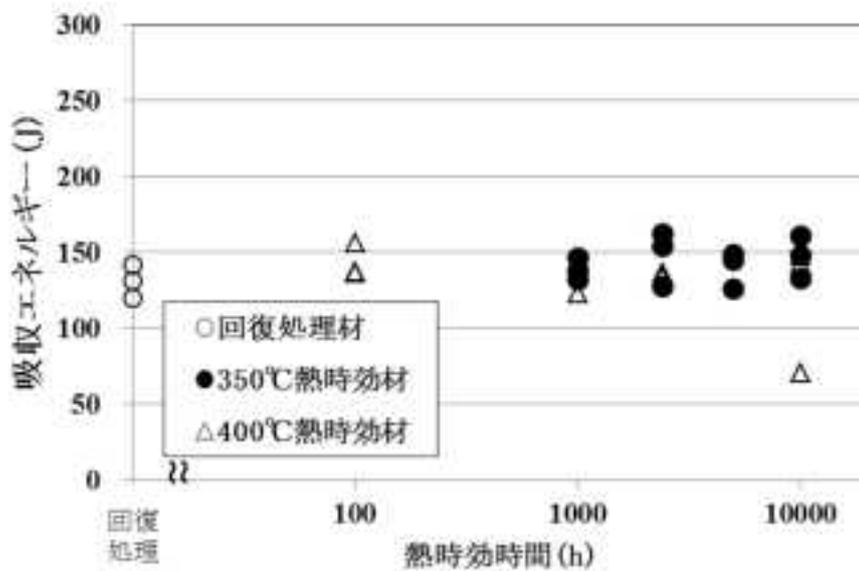
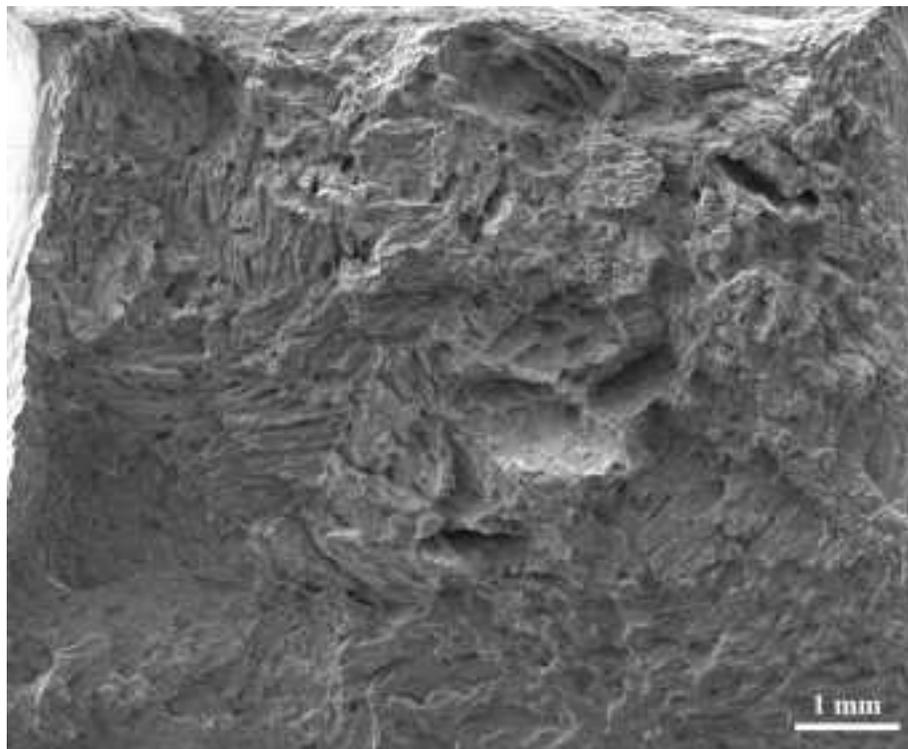


図 3.1.1-10 注水弁 (AV72-8A) の熱時効時間と吸収エネルギーの関係

(a) 全体像



(b) 拡大図

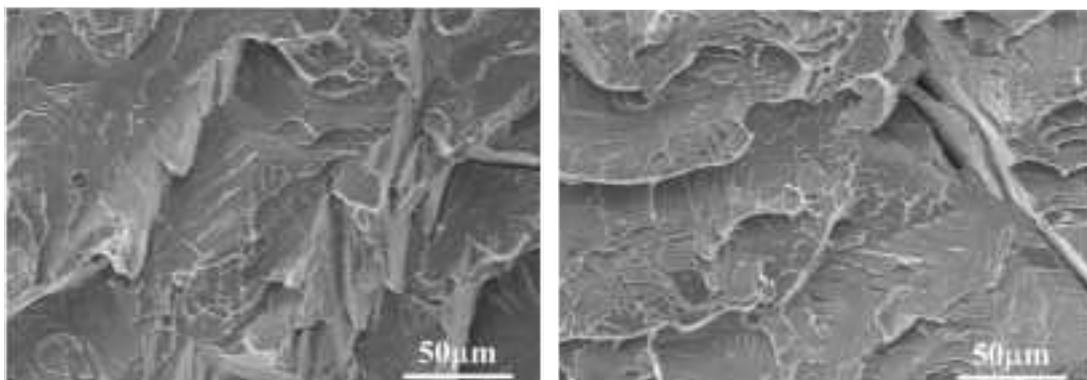
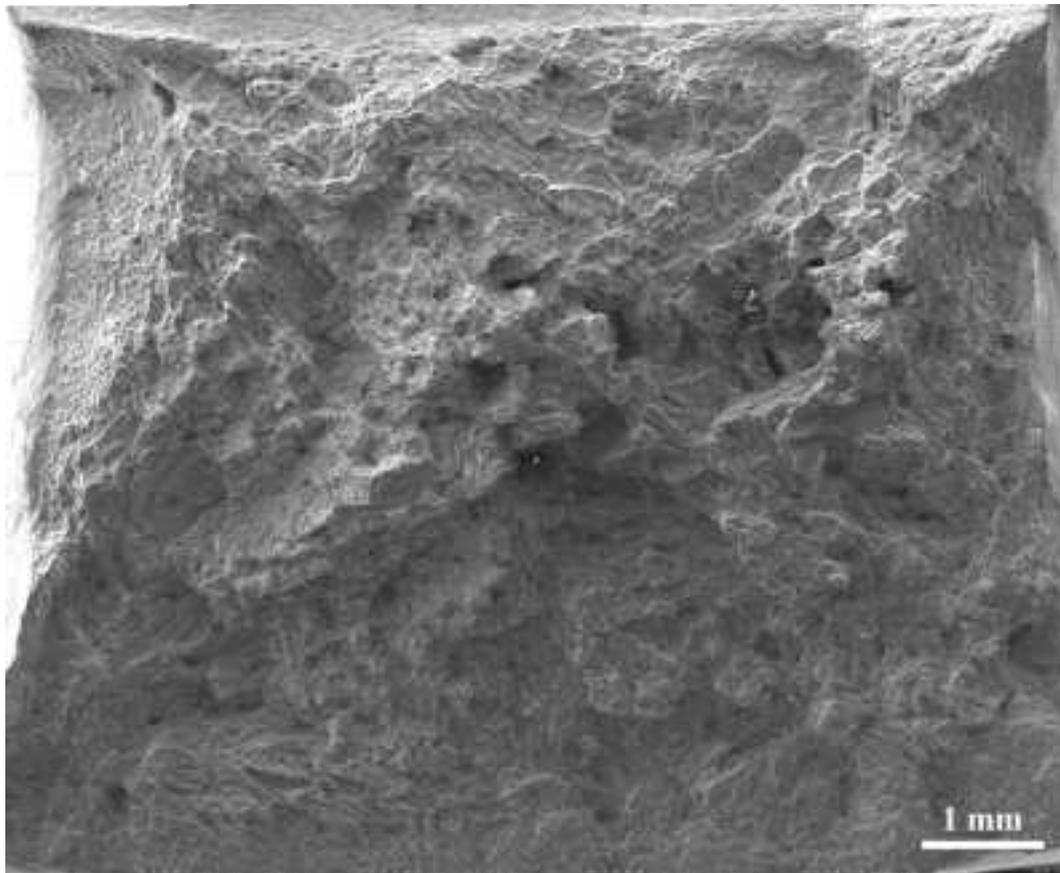


図 3.1.1-11 シャルピー衝撃試験後の破面 SEM 像  
(再循環ポンプケーシング(RCP) 400℃×10000h 熱時効材 試験温度：室温)

(a) 全体像



(b) 拡大図

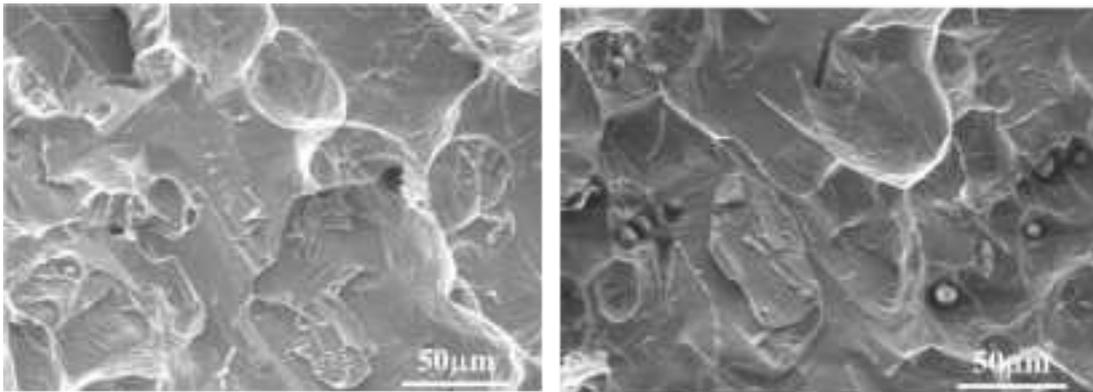
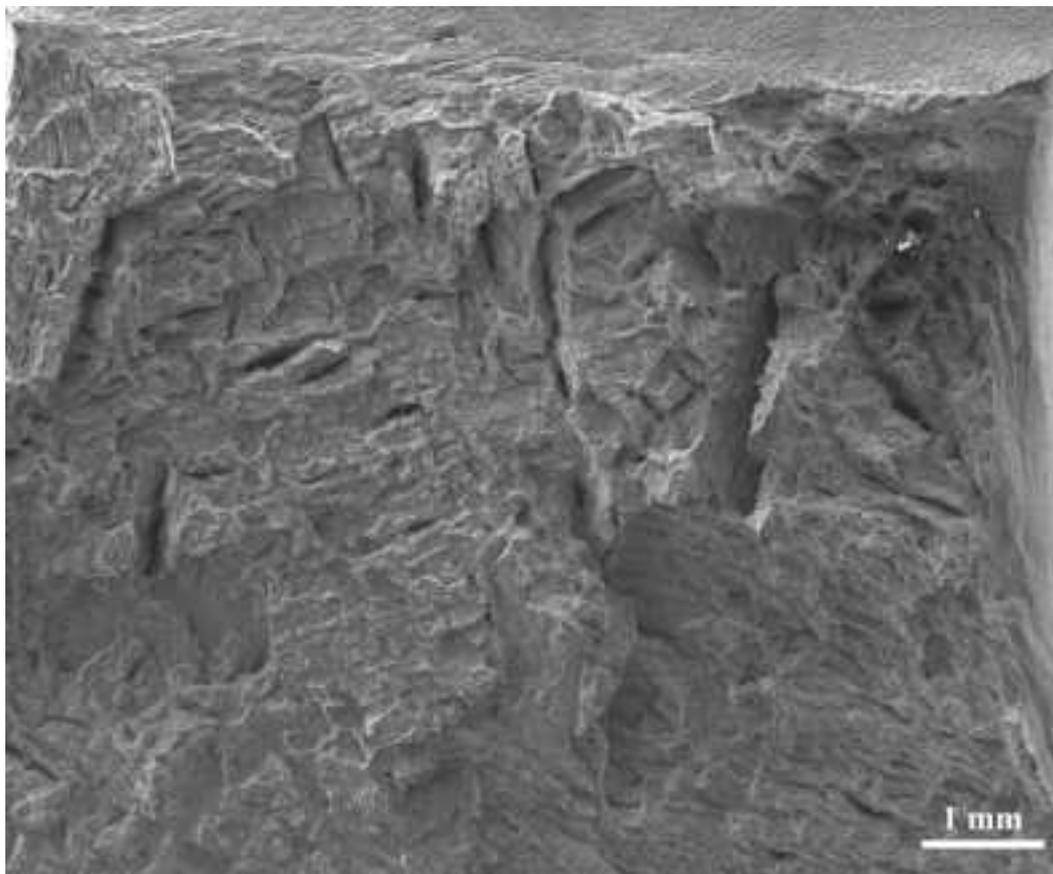


図 3.1.1-12 シャルピー衝撃試験後の破面 SEM 像  
(逆止弁 A ループ (V21-2A) 400°C × 10000h 熱時効材 試験温度：室温)

(a) 全体像



(b) 拡大図

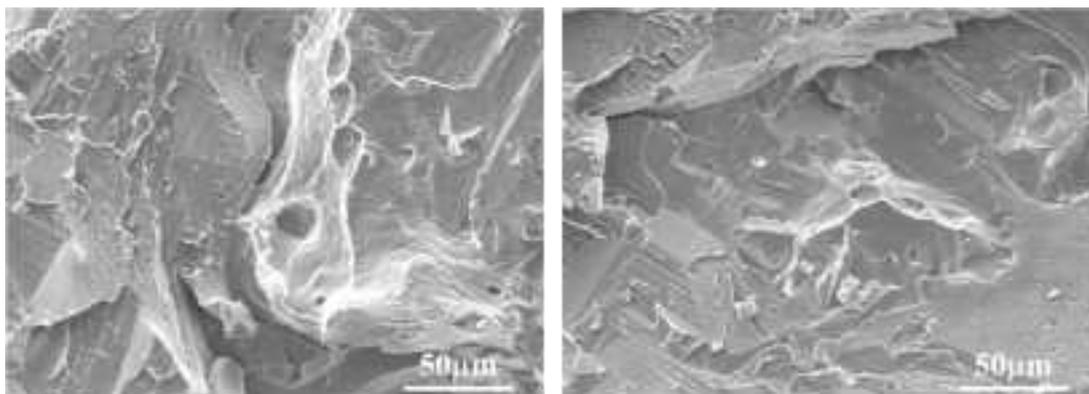


図 3.1.1-13 シャルピー衝撃試験後の破面 SEM 像  
(逆止弁 B ループ (V21-2D) 400°C × 10000h 熱時効材 試験温度：室温)

(a) 全体像



(b) 拡大図

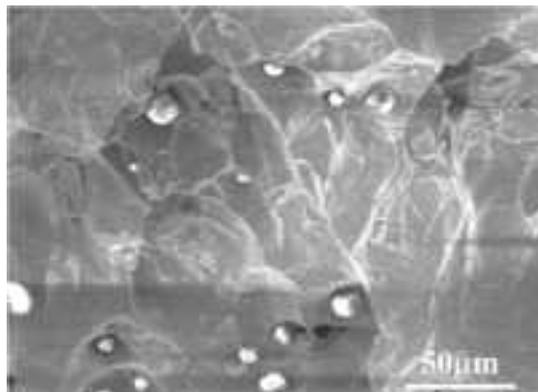
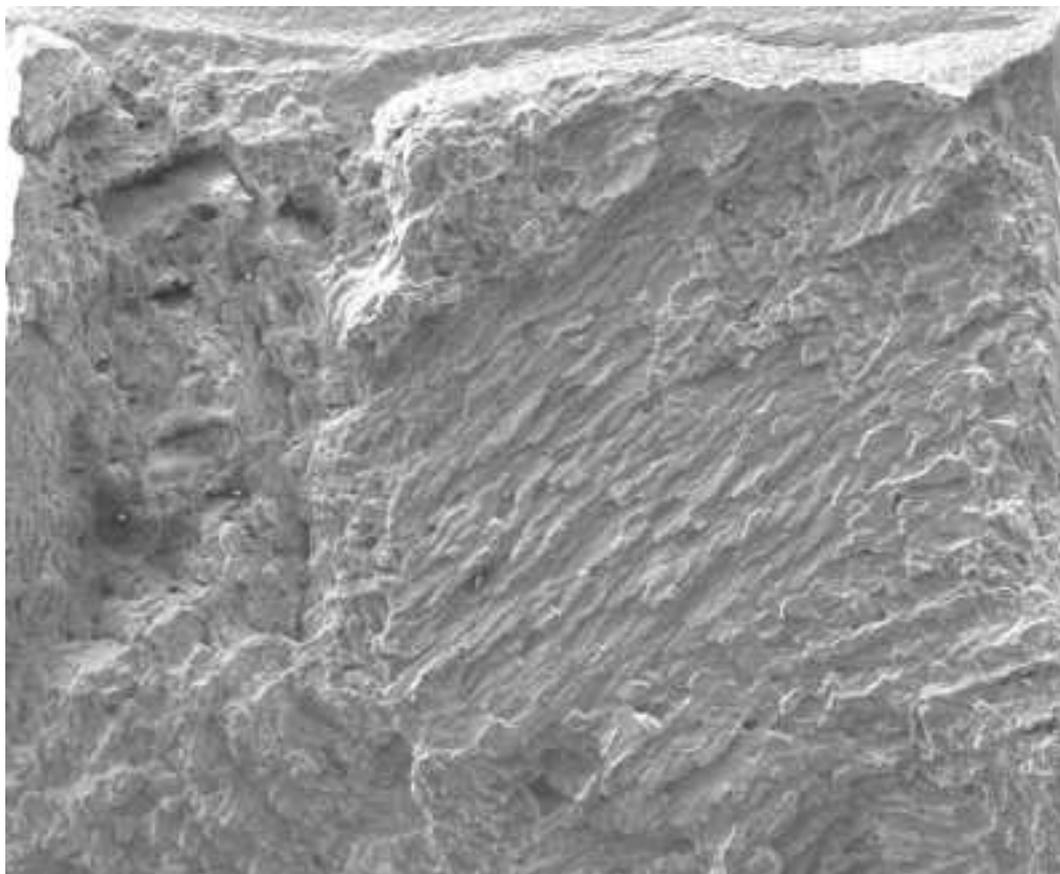


図 3.1.1-14 シャルピー衝撃試験後の破面 SEM 像  
(注水弁 (AV72-8A) 400°C × 10000h 熱時効材 試験温度：室温)

(a) 全体像



(b) 拡大図

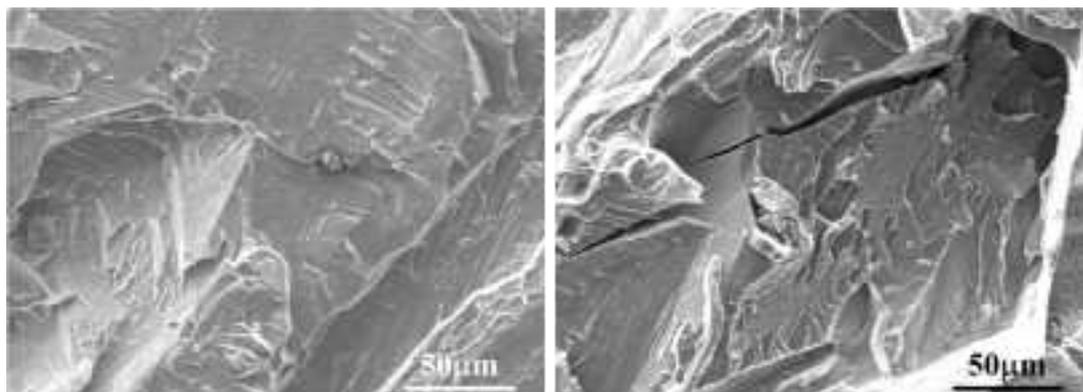
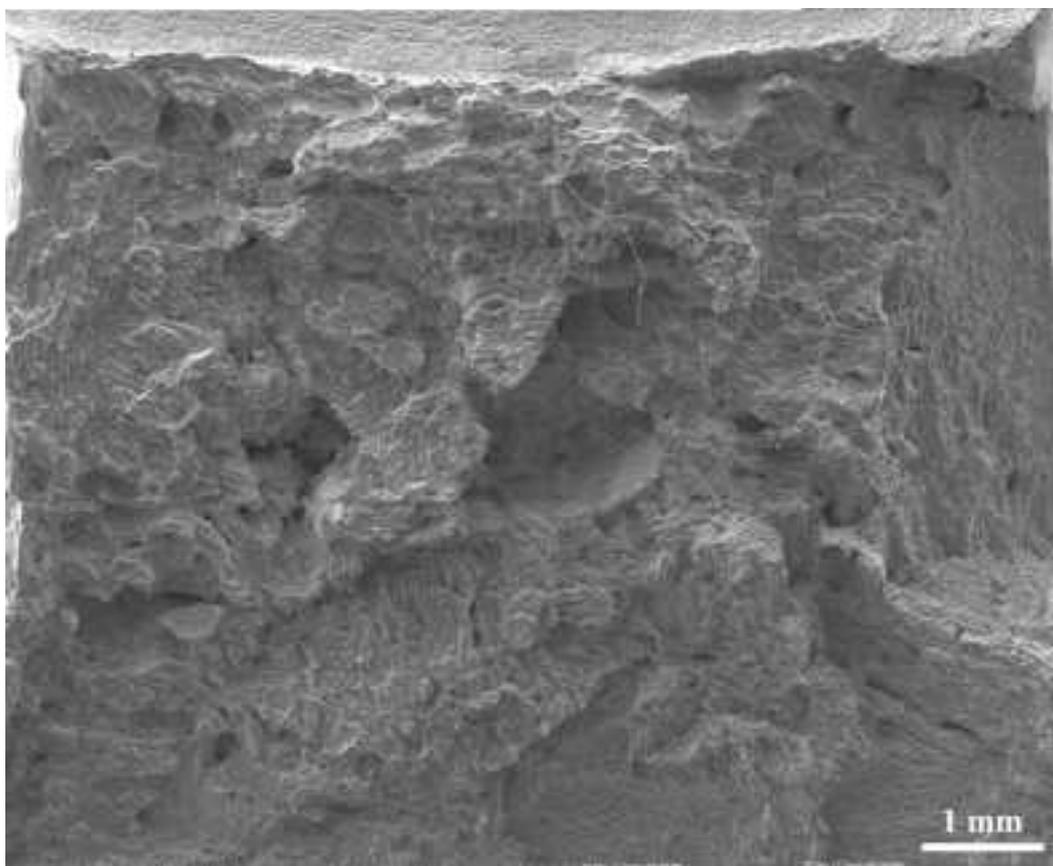


図 3.1.1-15 シャルピー衝撃試験後の破面 SEM 像  
(再循環ポンプケーシング 350°C×10000h 熱時効材 試験温度：室温)

(a) 全体像



(b) 拡大図

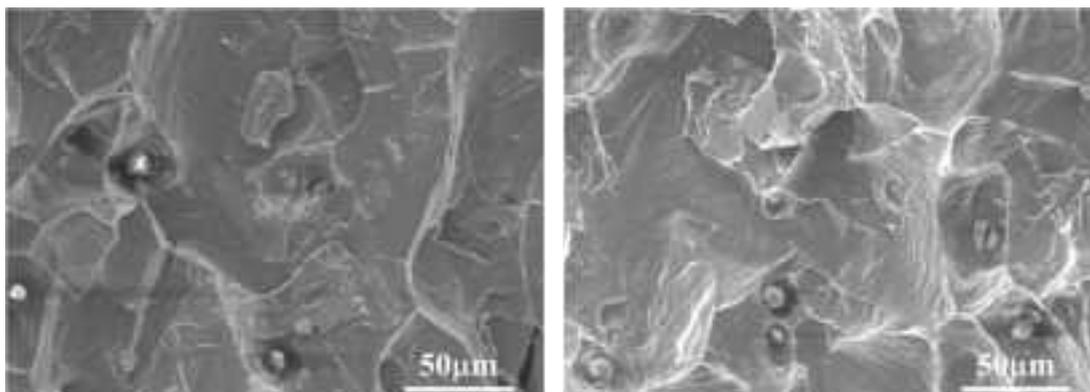
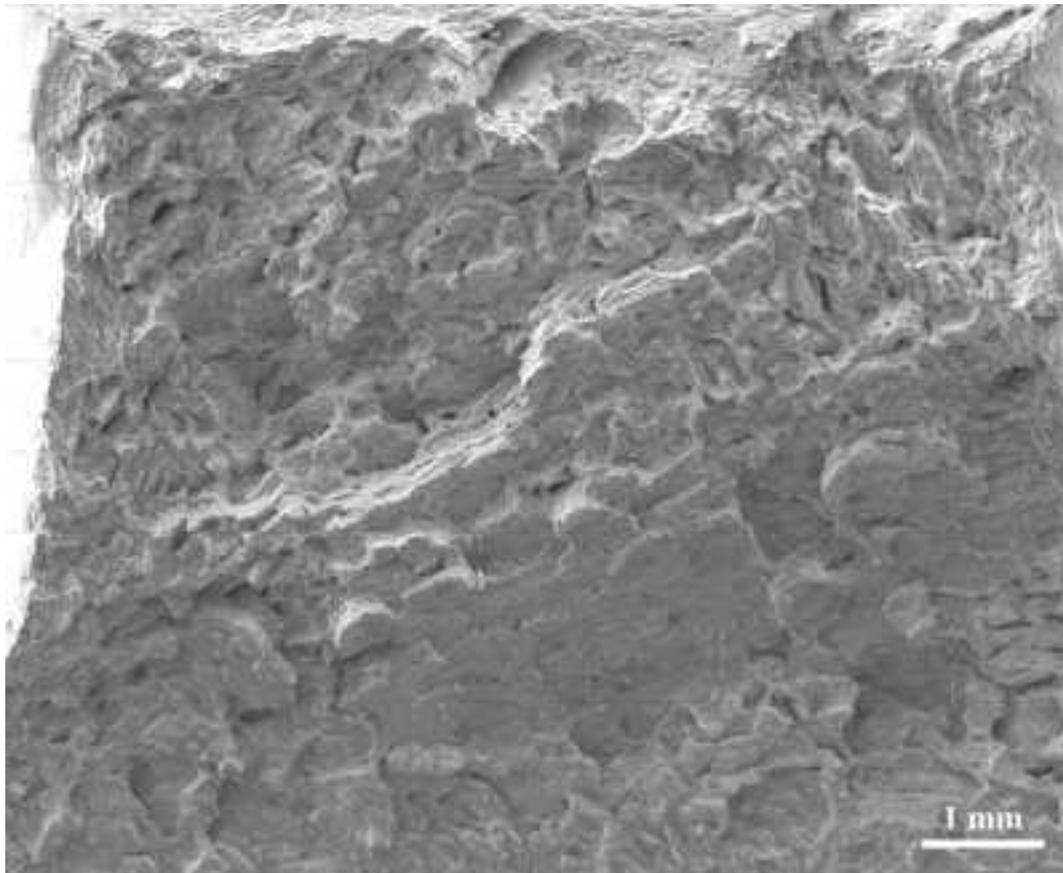


図 3.1.1-16 シャルピー衝撃試験後の破面 SEM 像  
(逆止弁 A ループ (V21-2A) 350°C×10000h 熱時効材 試験温度：室温)

(a) 全体像



(b) 拡大図

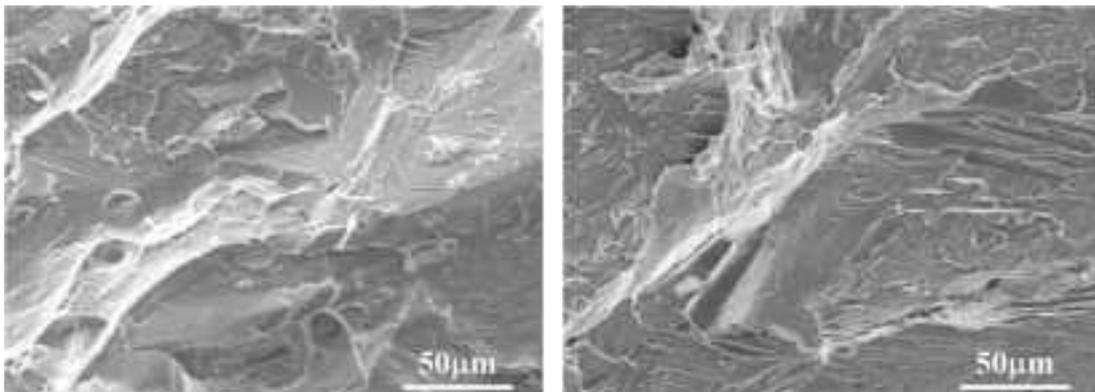
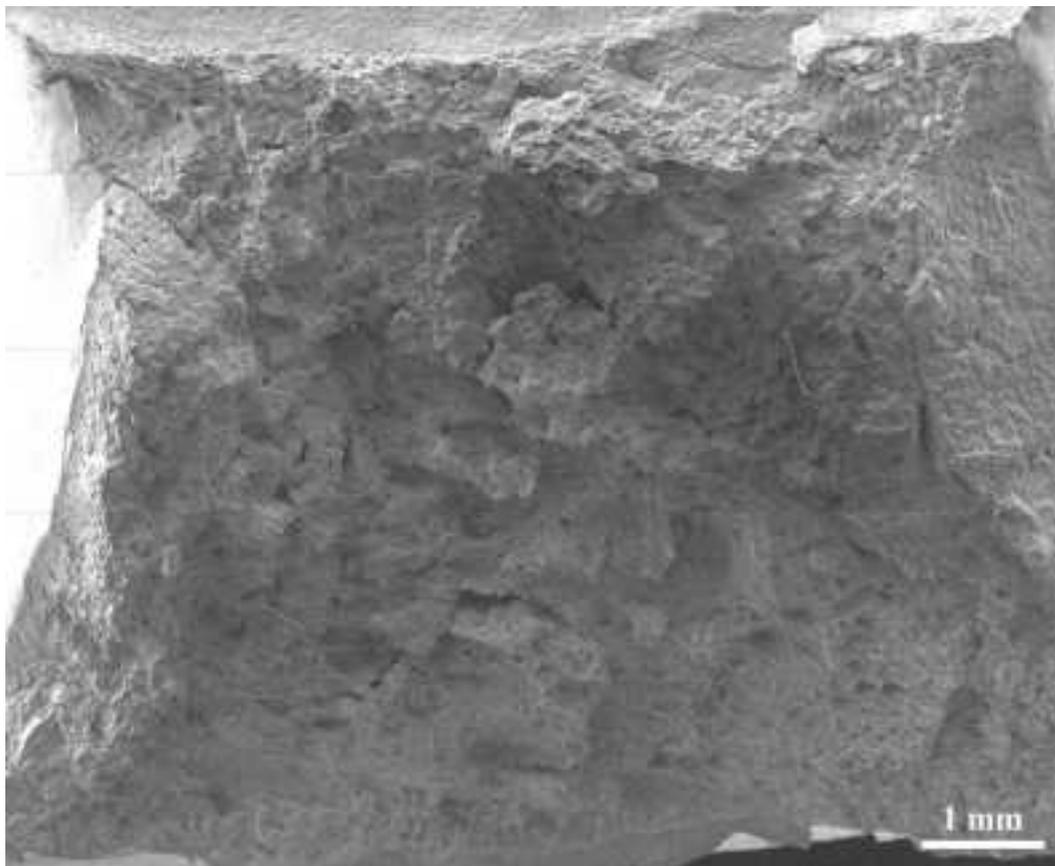


図 3.1.1-17 シャルピー衝撃試験後の破面 SEM 像  
(逆止弁 B ループ (V21-2D) 350°C×10000h 熱時効材 試験温度：室温)

(a) 全体像



(b) 拡大図

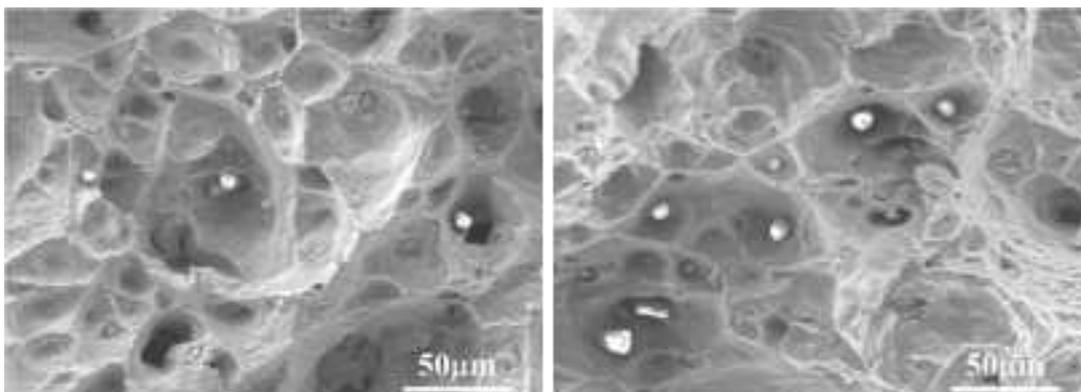


図 3.1.1-18 シャルピー衝撃試験後の破面 SEM 像  
(注水弁 (AV72-8A) 350°C×10000h 熱時効材 試験温度：室温)

## ② 引張試験

「ふげん」実機材の引張試験結果について、図 3.1.1-19 及び図 3.1.1-20 にそれぞれ再循環ポンプケーシング及び逆止弁 A ループの応力-ひずみ曲線を示す。0.2%耐力、引張応力及び最大伸びについて、熱時効時間の増加に伴う変化は認められなかった。ただし試験温度が 280°C の場合では、室温の場合と比較して、0.2%耐力及び引張応力が低くなり、また最大伸びも小さくなる傾向であった。

## ③ マイクロビッカース硬さ試験

図 3.1.1-21 に熱時効時間と硬さの増加分の関係をプロットしたものを示す。硬さの増加分は回復処理材の値を初期値とし、各熱時効条件における硬さと初期値の硬さの差を硬さの増分としてプロットした。各部材とも時効時間の増加と共に硬さも増加し、熱時効時効温度が高い 400°C 時効材の方が短い時間で大きく硬さが増加する傾向がある。再循環ポンプケーシングと逆止弁 A ループを比較すると、絶対値は逆止弁 A ループの方が約 50HV 程度大きい。これは、逆止弁 A ループでは Mo が約 2.5% 添加されており、Mo の固溶硬化の影響により硬さの絶対値に差が生じたと考えられる。一方、熱時効時間の増加に伴う硬さの増加量では両者に明瞭な差は認められなかった。硬さの増加はスピノーダル分解による Cr 濃度変調構造化によるものと考えられるが、後述する 3DAP 分析結果のように、スピノーダル分解の反応速度についても両者には明瞭な差は認められておらず、フェライト相の硬化に及ぼす Mo 添加の影響は、2.0~2.5wt% 程度の添加量の範囲では無視できると考えられる。

## ④ 弾塑性 $J_{IC}$ 破壊じん性試験

図 3.1.1-22~図 3.1.1-35 に再循環ポンプケーシング及び逆止弁 A ループ熱時効材の弾塑性  $J_{IC}$  破壊じん性試験から得られた試験力-変位曲線と J-R 曲線の結果を示す。一部の試験片について実施した試験後の破面 SEM 像を図 3.1.1-36 に示す。また  $J_Q$  値及び有効判定の場合の  $J_{IC}$  値を表 3.1.1-4 に示す。再循環ポンプケーシング及び逆止弁とも長時間の熱時効条件では  $J_{IC}$  が有効となる試験結果が得られたが、一方で短時間側では寸法要求またはき裂長さ測定の要求を満たさず有効となる  $J_{IC}$  値は得られなかった。試験片サイズについては、試験対象としたポンプや弁材の厚さ寸法を考慮して厚さ 25mm (約 1 インチ) としたが、熱時効時間が短く破壊じん性が大きい条件では  $J_Q$  値は有効判定とならなかった。また、き裂長さ測定の要求を満たさなかった場合については、き裂が進展する方向が直線ではなく斜め方向になったことに起因して、コンプライアンス法による測定値と試験後の実測値との差が大きく有効判定とはならなかった。試験対象は図 3.1.1-2 のマクロ像で示した様に典型的な铸造組織を有している。試験体全体で見れば極表面を除き铸造組織に異方性は無いものの、数百  $\mu\text{m}$  オーダーで見ればオーステナイト相の結晶方位に依存してフェライト相にはある一定の配向性が認められる。この様な铸造凝固組織の場合、き裂が進展する方向はノッチ先端におけるフェライト相の配向方向に大きく影響を受けるものと考えられる。

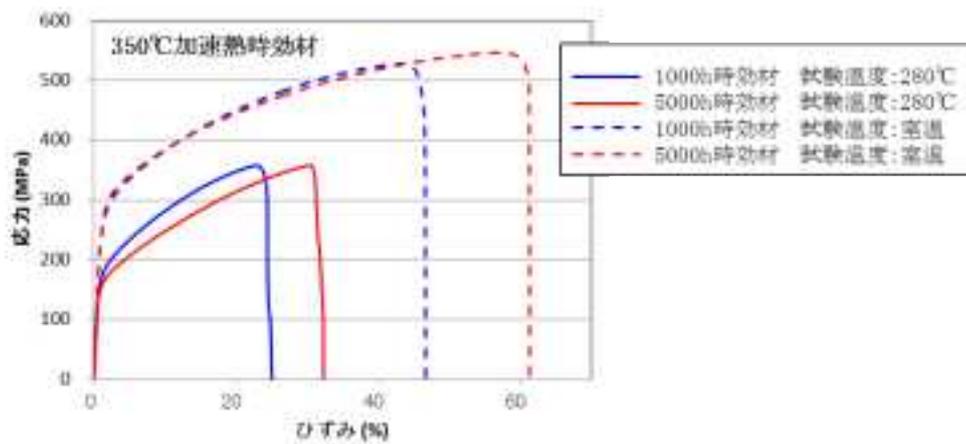
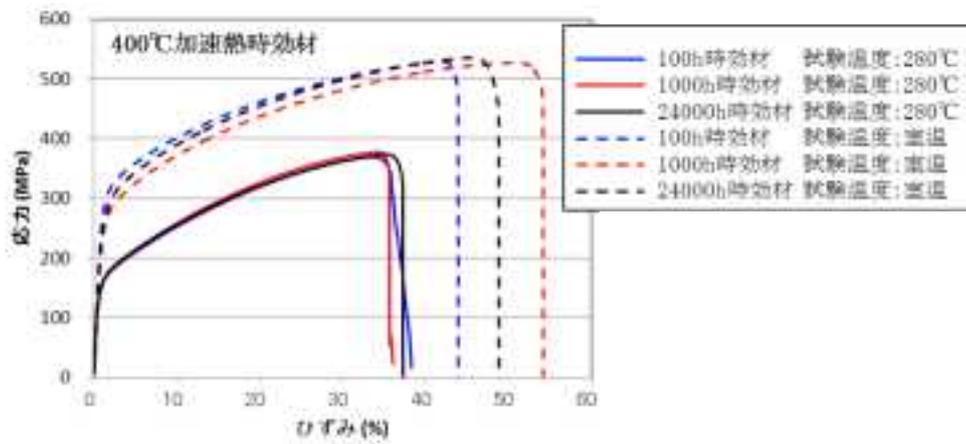


図 3.1.1-19 再循環ポンプケーシング(RCP)の応力-ひずみ曲線

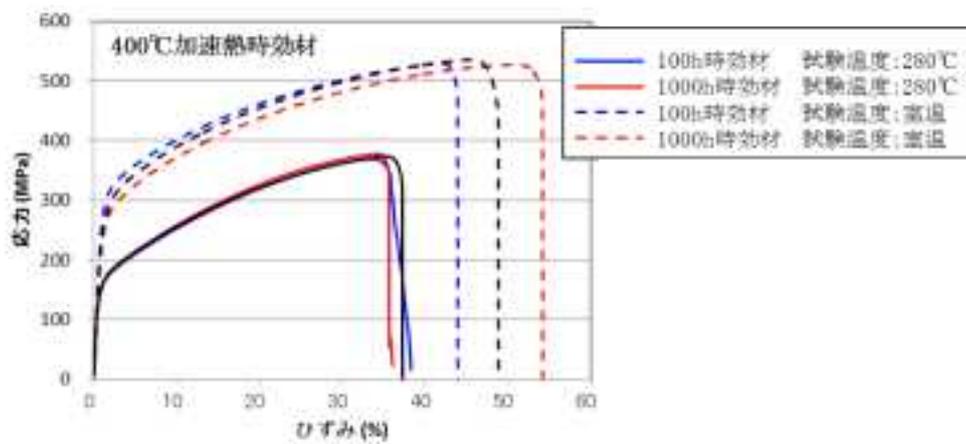


図 3.1.1-20 逆止弁 A ループ (V21-2A) の応力-ひずみ曲線

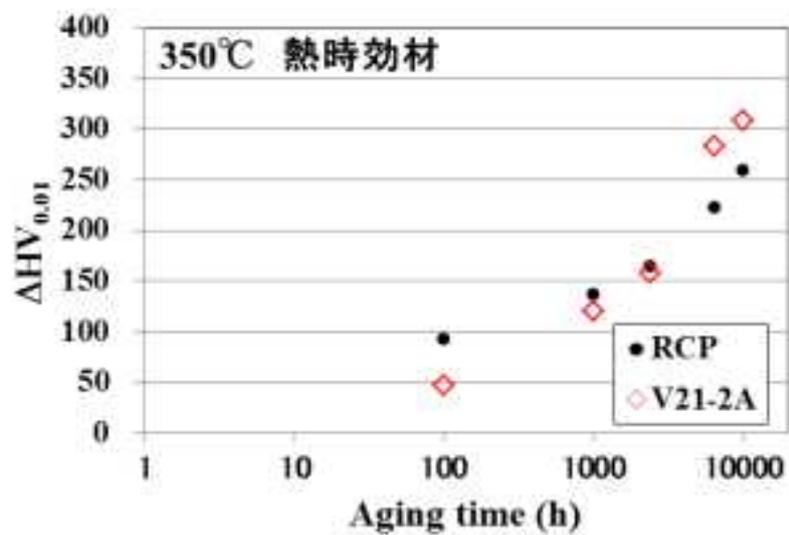
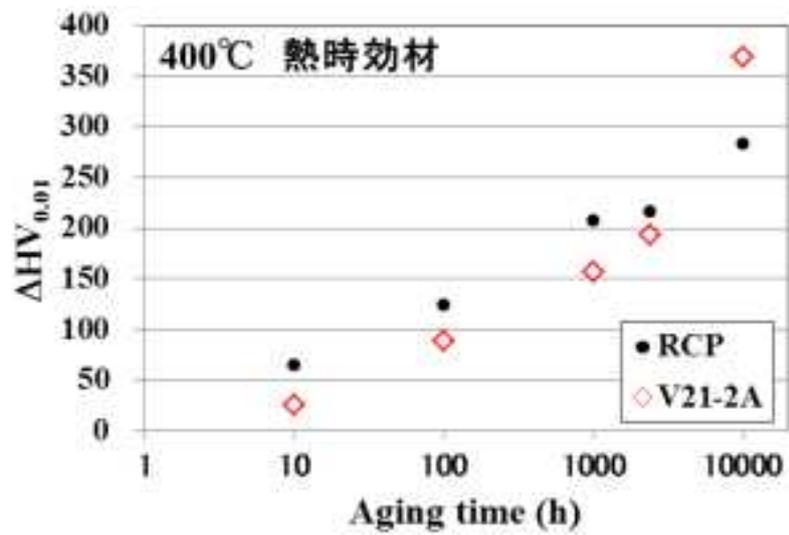


図 3.1.1-21 「ふげん」実機材の熱時効時間と硬さの増加分の関係

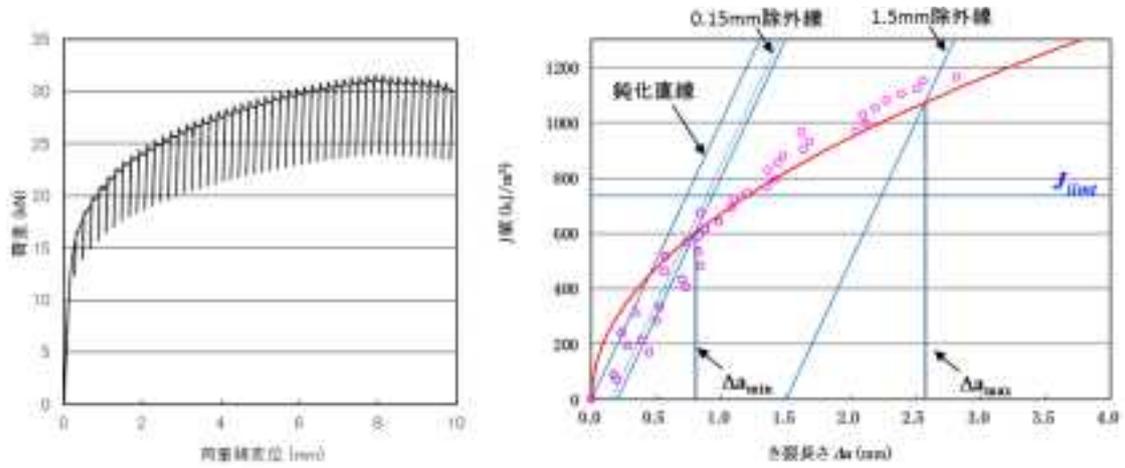


図 3.1.1-22 再循環ポンプ(RCP)の試験力-変位曲線と J-R 曲線  
(400°C×100h 熱時効材 試験温度：280°C、試験片 No. 1-52)

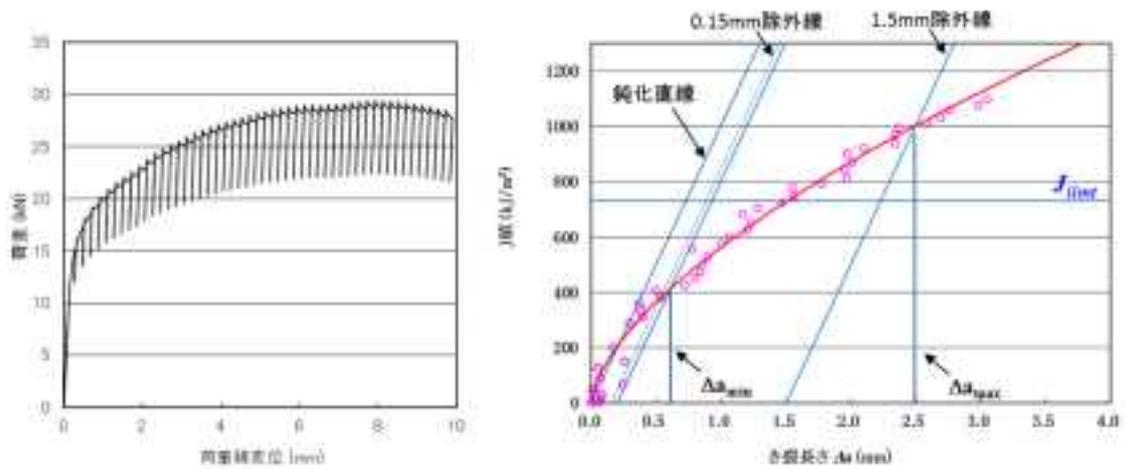


図 3.1.1-23 再循環ポンプ(RCP)の試験力-変位曲線と J-R 曲線  
(400°C×100h 熱時効材 試験温度：280°C、試験片 No. 1-53)

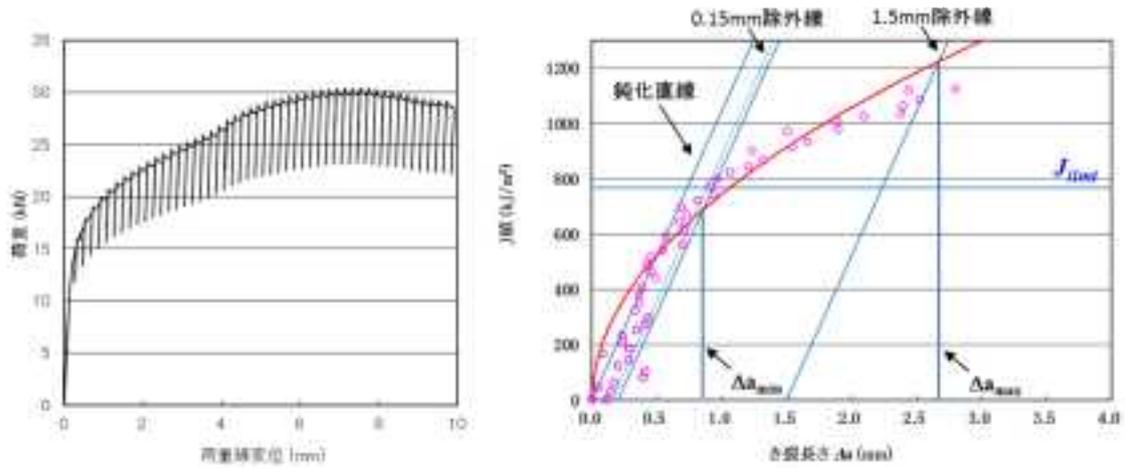


図 3.1.1-24 再循環ポンプ(RCP)の試験力-変位曲線と J-R 曲線  
 (400°C×1000h 熱時効材 試験温度：280°C、試験片 No. 1-54)

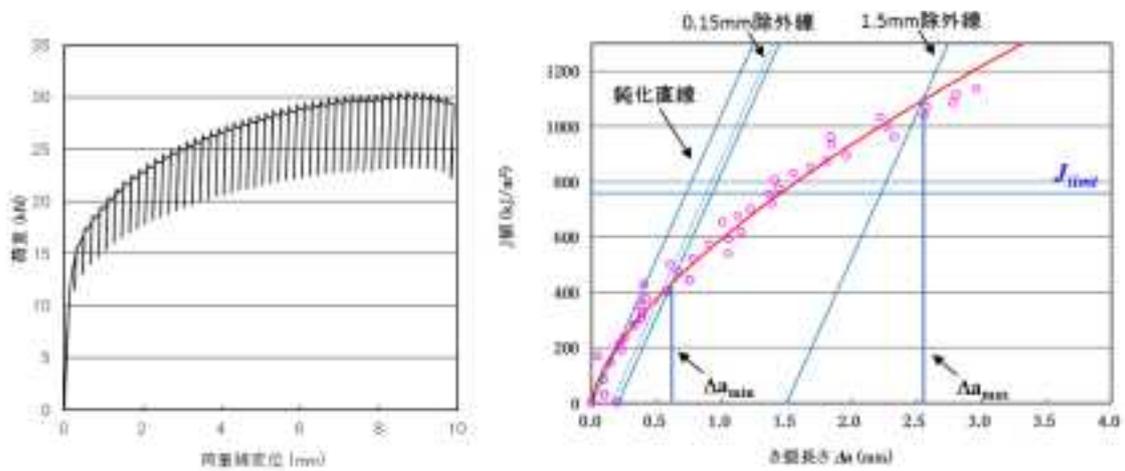


図 3.1.1-25 再循環ポンプ(RCP)の試験力-変位曲線と J-R 曲線  
 (400°C×1000h 熱時効材 試験温度：280°C、試験片 No. 1-55)

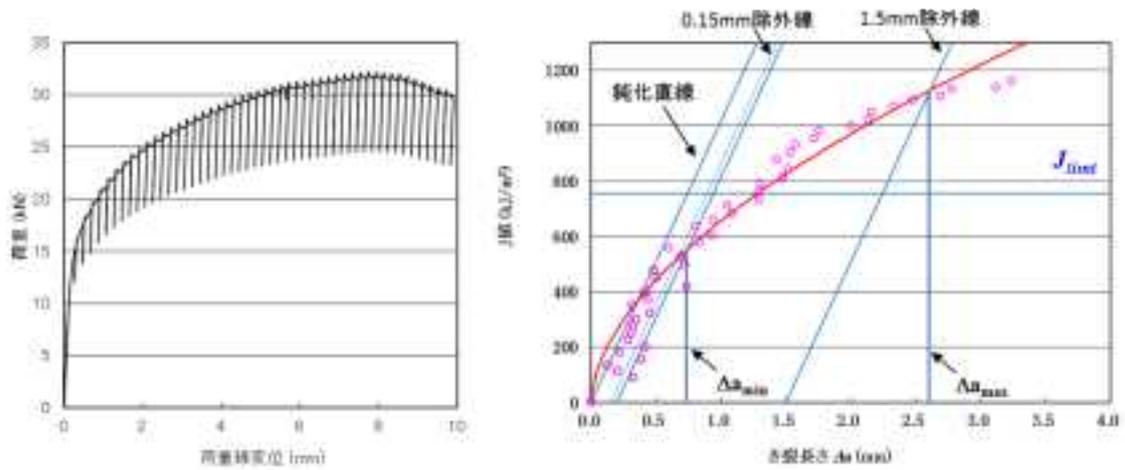


図 3.1.1-26 再循環ポンプ(RCP)の試験力-変位曲線と J-R 曲線  
 (400°C×2400h 熱時効材 試験温度：280°C、試験片 No. 1-57)

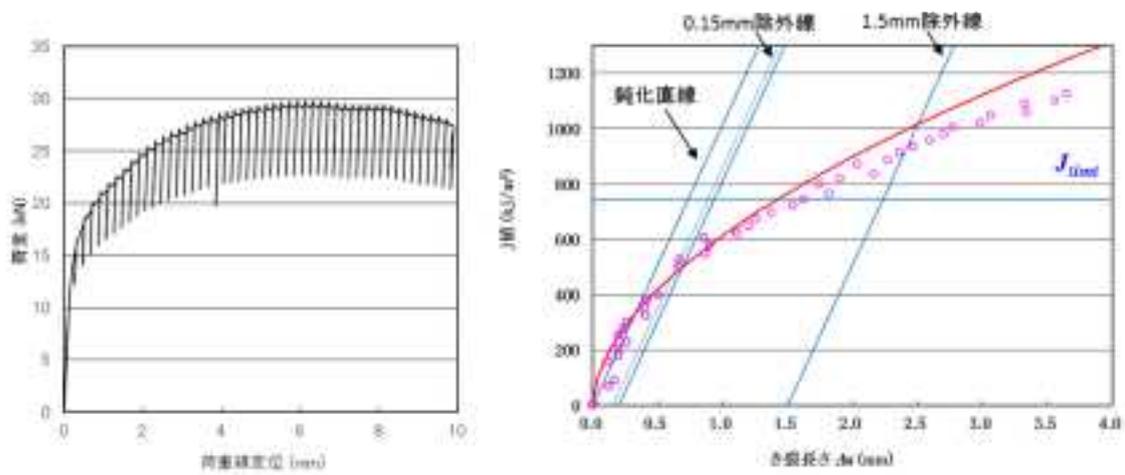


図 3.1.1-27 再循環ポンプ(RCP)の試験力-変位曲線と J-R 曲線  
 (400°C×2400h 熱時効材 試験温度：280°C、試験片 No. 1-58)

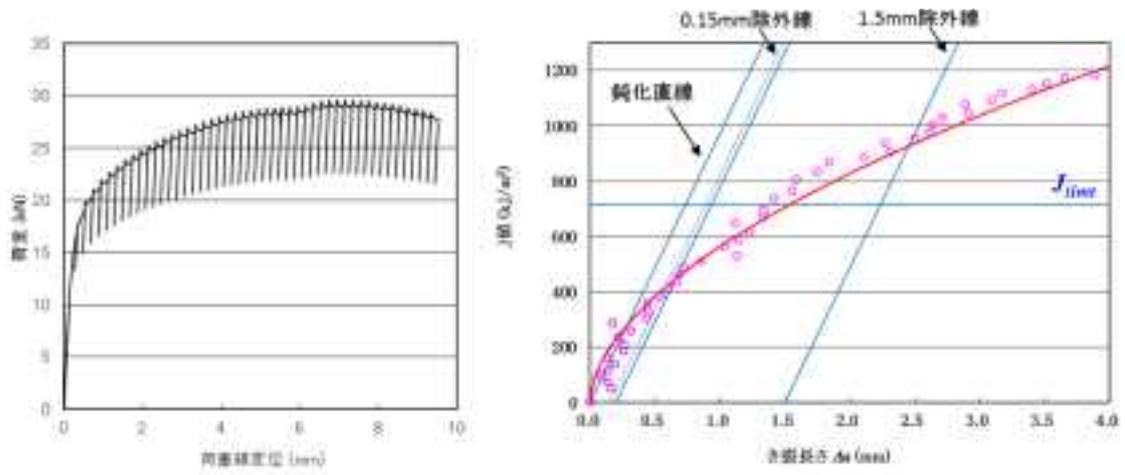


図 3.1.1-28 再循環ポンプ(RCP)の試験力-変位曲線と J-R 曲線  
(350°C×5000h 熱時効材 試験温度：280°C、試験片 No. 1-66)

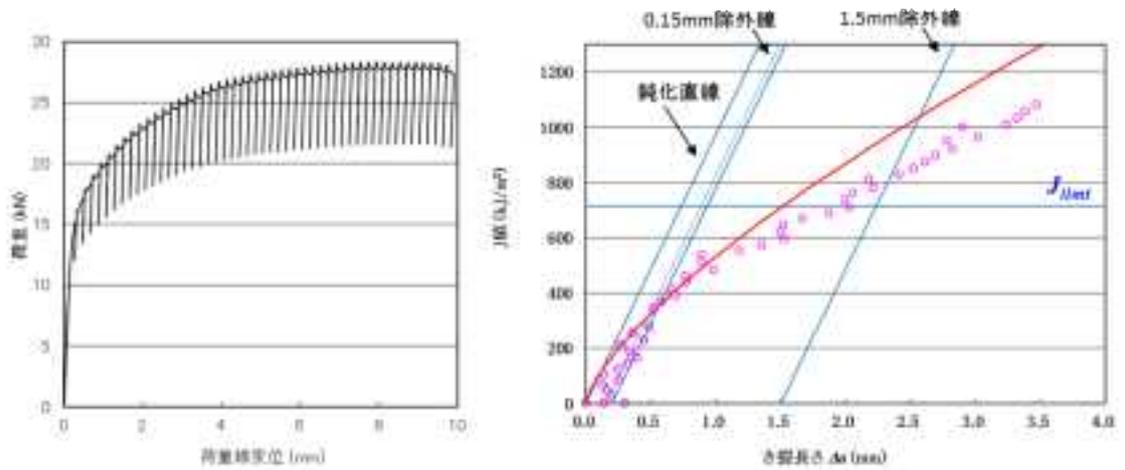


図 3.1.1-29 再循環ポンプ(RCP)の試験力-変位曲線と J-R 曲線  
(350°C×5000h 熱時効材 試験温度：280°C、試験片 No. 1-67)

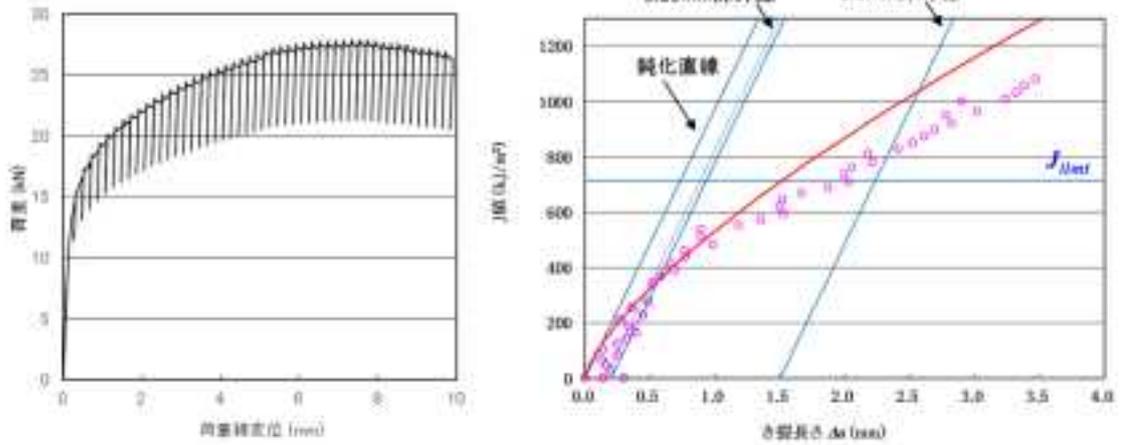


図 3.1.1-30 再循環ポンプ(RCP)の試験力-変位曲線と J-R 曲線  
 (350°C×10000h 熱時効材 試験温度：280°C、試験片 No. 1-69)

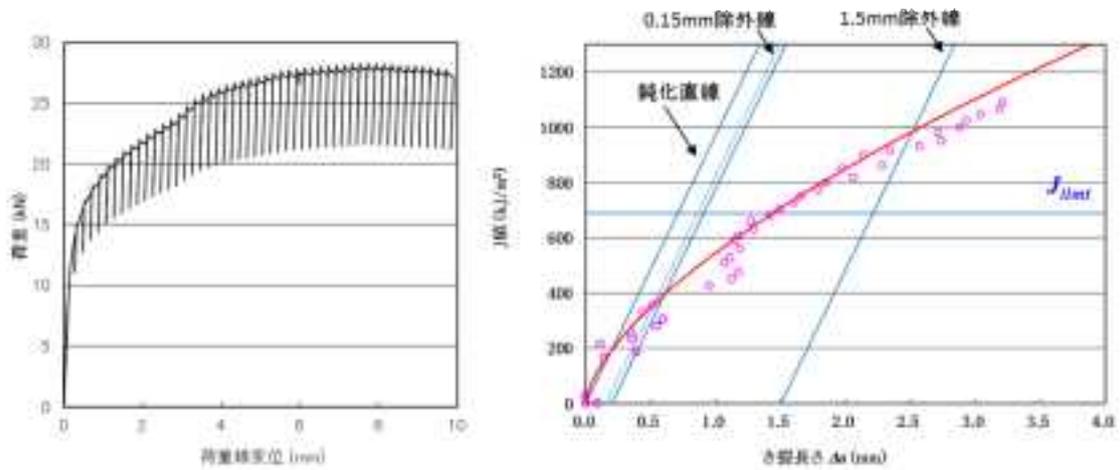


図 3.1.1-31 再循環ポンプ(RCP)の試験力-変位曲線と J-R 曲線  
 (350°C×10000h 熱時効材 試験温度：280°C、試験片 No. 1-70)

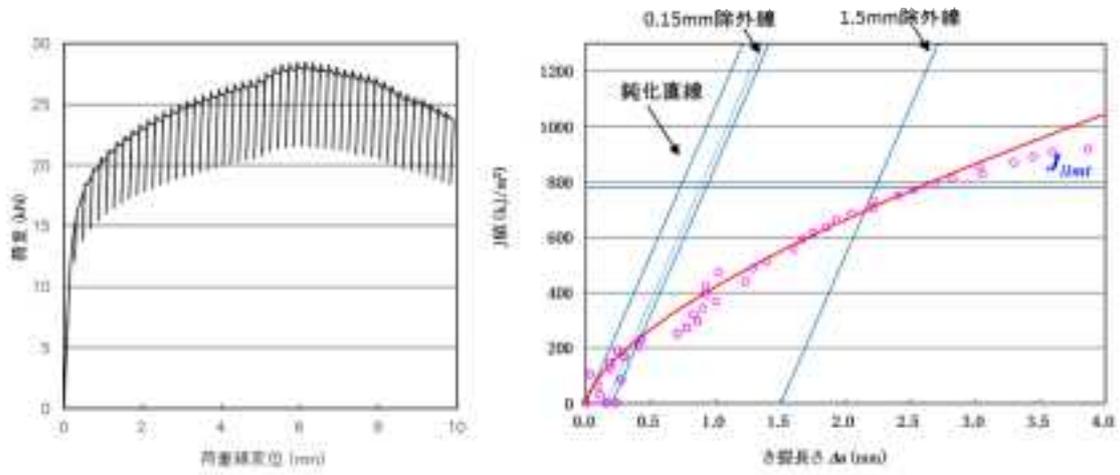


図 3.1.1-32 逆止弁 A ループ (V21-2A) の試験力-変位曲線と J-R 曲線  
 (400°C×100h 熱時効材 試験温度：280°C、試験片 No. 2-51)

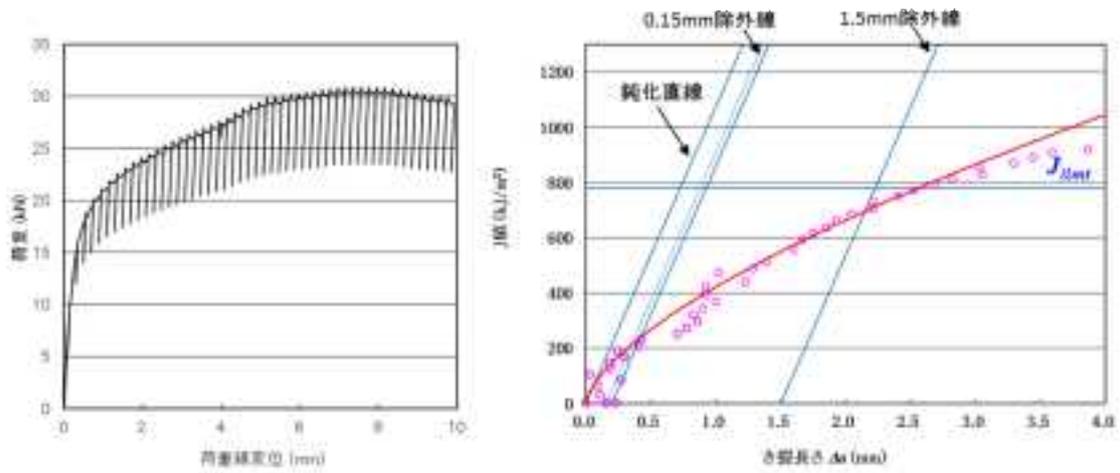


図 3.1.1-33 逆止弁 A ループ (V21-2A) の試験力-変位曲線と J-R 曲線  
 (400°C×100h 熱時効材 試験温度：280°C、試験片 No. 2-52)

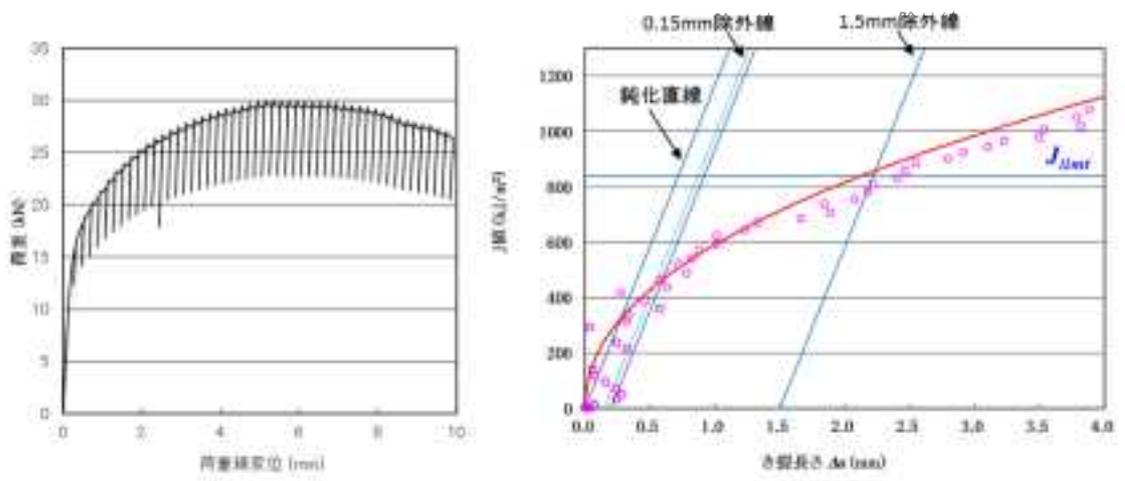


図 3.1.1-34 逆止弁 A ループ (V21-2A) の試験力-変位曲線と J-R 曲線  
 (400°C×1000h 熱時効材 試験温度：280°C、試験片 No. 2-54)

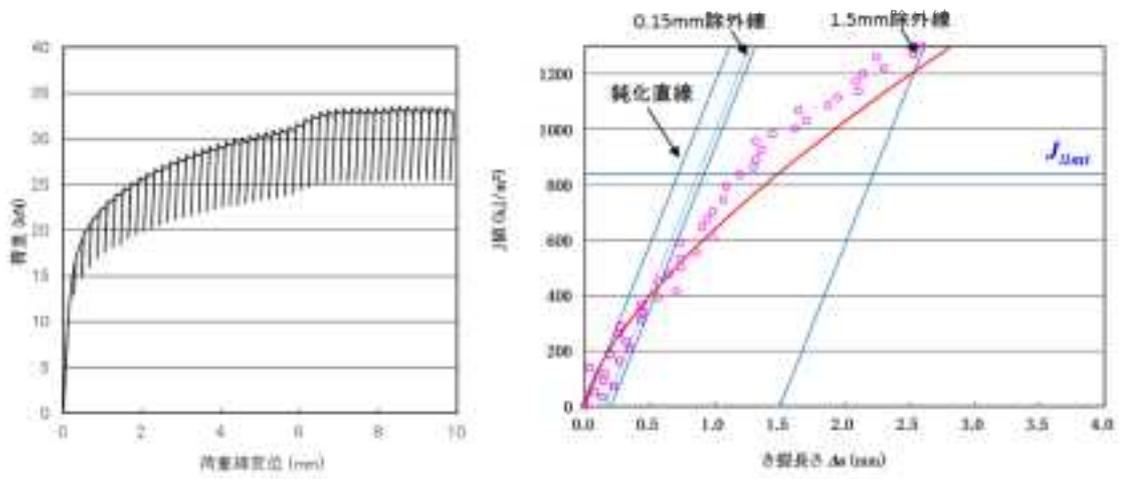


図 3.1.1-35 逆止弁 A ループ (V21-2A) の試験力-変位曲線と J-R 曲線  
 (400°C×1000h 熱時効材 試験温度：280°C、試験片 No. 2-55)

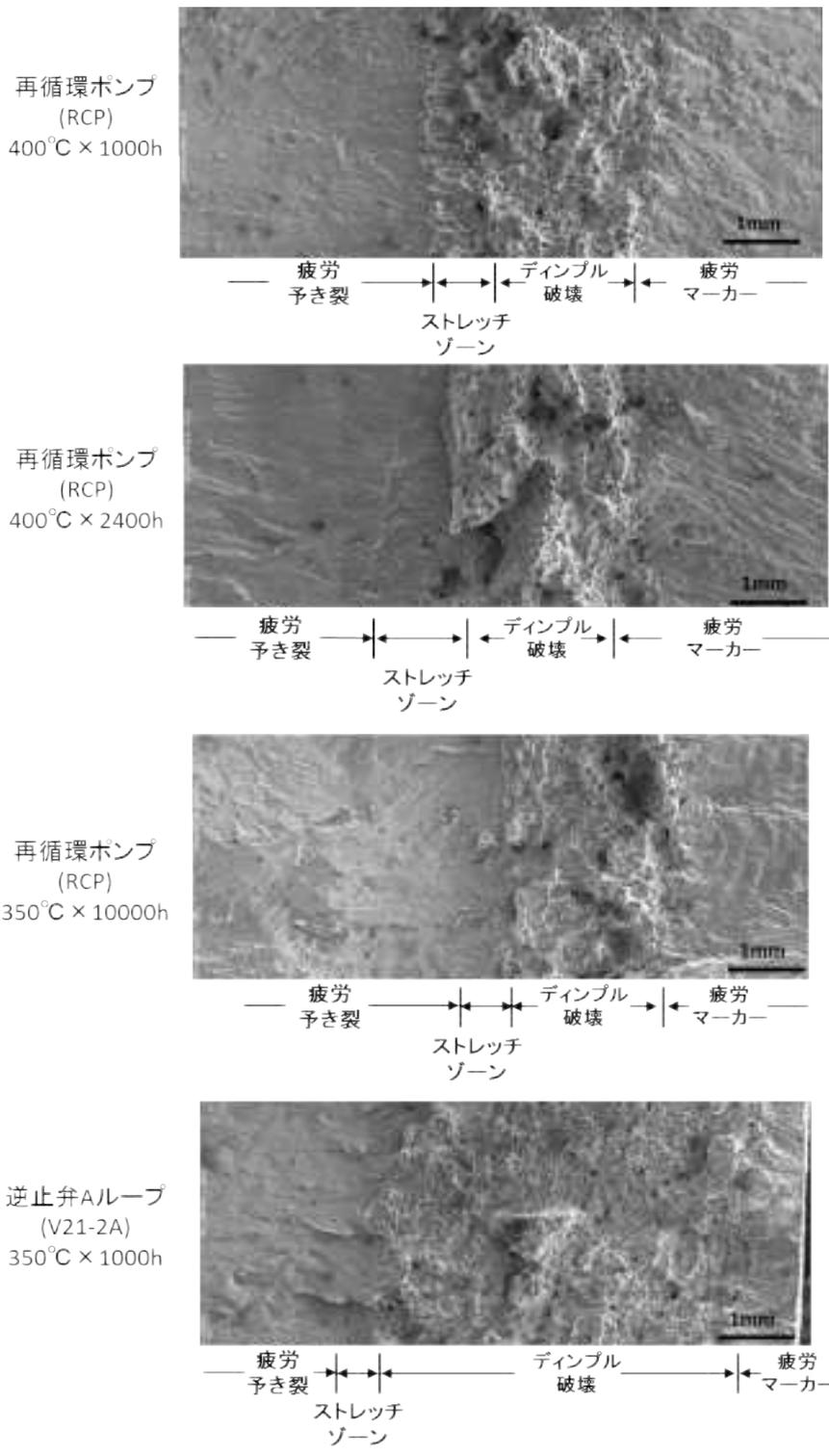


図 3. 1. 1-36 「ふげん」実機材の弾塑性 J<sub>IC</sub>破壊じん性試験後の破面 SEM 像

表 3.1.1-4 ふげん実機材の弾塑性 J<sub>IC</sub>破壊じん性試験結果

部材名	鋼種	試験片 No.	熱時効条件 温度 °C	時間 h	試験 温度 °C	J <sub>Q</sub> kJ/m <sup>2</sup>	J <sub>IC</sub> kJ/m <sup>2</sup>
-	-	-	-	-	-	-	-
再循環	SCS13	1-51	400	100	280	596.5	-
ポンプ	SCS13	1-52	400	100	280	413.0	-
ケーシング	SCS13	1-54	400	1000	280	683.6	-
RCP	SCS13	1-55	400	1000	280	427.2	-
	SCS13	1-57	400	2400	280	551.6	551.6
	SCS13	1-58	400	2400	280	500.6	500.6
	SCS13	1-66	350	5000	280	445.0	445.0
	SCS13	1-67	350	5000	280	413.0	413.0
	SCS13	1-69	350	10000	280	399.0	399.0
	SCS13	1-70	350	10000	280	274.3	274.3
逆止弁	SCS16A	2-51	400	100	280	243.3	-
Aループ	SCS16A	2-52	400	100	280	674.4	-
V21-2A	SCS16A	2-54	400	1000	280	399.0	399.0
	SCS16A	2-55	400	1000	280	462.0	-

### 3.1.1.3. 実機材の加速熱処理と微細組織及び破面解析等による脆化に寄与する因子の検討

#### 1) 実施項目

##### ① 3次元アトムプローブ(3D atom probe: 3DAP)

熱時効脆化の主要原因とされるスピノーダル分解反応を定量評価するため、3次元アトムプローブによる分析を実施した。3次元アトムプローブは、電界イオン顕微鏡に位置敏感型検出器を付けた質量分析装置で、単一原子の質量分析と位置同定のできる局所分析装置である(参 3.1-1)。この装置を用いることにより、3次元原子分布をほぼ原子レベルの分解能で再現することが可能であり、スピノーダル分解などにより生成した微細析出物の検出に適している。分析対象は、再循環ポンプケーシング及び下部ヘッダ逆止弁の 350℃及び 400℃加速熱時効材である。

#### a 試料作製

3次元アトムプローブでは分析対象となる試料を曲率半径が約 50nm の針状に加工する必要があることから、分析対象であるフェライト相が針状試料の先端になるように、FIB-SEM によるマイクロサンプリング法により試料作製を行った。まず各分析対象の試料について、機械研磨及びバフ研磨により鏡面に仕上げた後、金属組織が明瞭に観察されるように 5%シュウ酸水溶液 10V、30sec の条件で電解エッチングを実施した。その後、FIB-SEM(日立ハイテクノロジーズ社製 NB5000)に付属されているマイクロサンプリングシステムにより、図 3.1.1-37 に示すような手順で分析試料を作製した。FIB 加工時の加速電圧は通常は 40kV とし、仕上げ加工時のみ 2kV とした。

#### b 試験方法

分析には「ふげん」高経年化分析室に設置された CAMECA 社製 LEAP3000X HR を用いて実施した。本装置は局所電極と高速検出器及びエネルギー補償機構を有しており、従来の装置に比べて広領域を短時間に高質量分解能で分析可能である。分析条件は電圧パルスモード(繰返し周波数 250kHz、パルス比:15%)で測定中の試料温度は 60K で実施した。

スピノーダル分解により生じた Cr 濃度変調構造の評価については、Cr の元素マップの他、統計的な解析方法がいくつか提案されているが、本調査研究では Variation 法による解析を行った(参 3.1-2)。図 3.1.1-38 はある原子の濃度を横軸に、その分布頻度を縦軸にとった場合の濃度分布プロファイル例である。一般的にある原子が均一に固溶している場合、その濃度分布は平均濃度をピーク値とする二項分布に従うと考えられるが、スピノーダル分解などの相分離反応が進むと  $\alpha$  相と  $\alpha'$  相に相当する 2 つの濃度ピークが表れる。この時、Variation 法では、次式のように測定値と二項分布の差を足し合わせた値で Cr 濃度変調構造化の程度を定義する。

$$V = \sum_{n=0}^N |P(n) - B(n)| \cdots \cdots (3.1.1-1)$$

ここで、対象とする原子濃度が  $n\%$  となる頻度を考えた時の実測値を  $P(n)$  とし、二項分布を仮定した場合の値を  $B(n)$  とする。

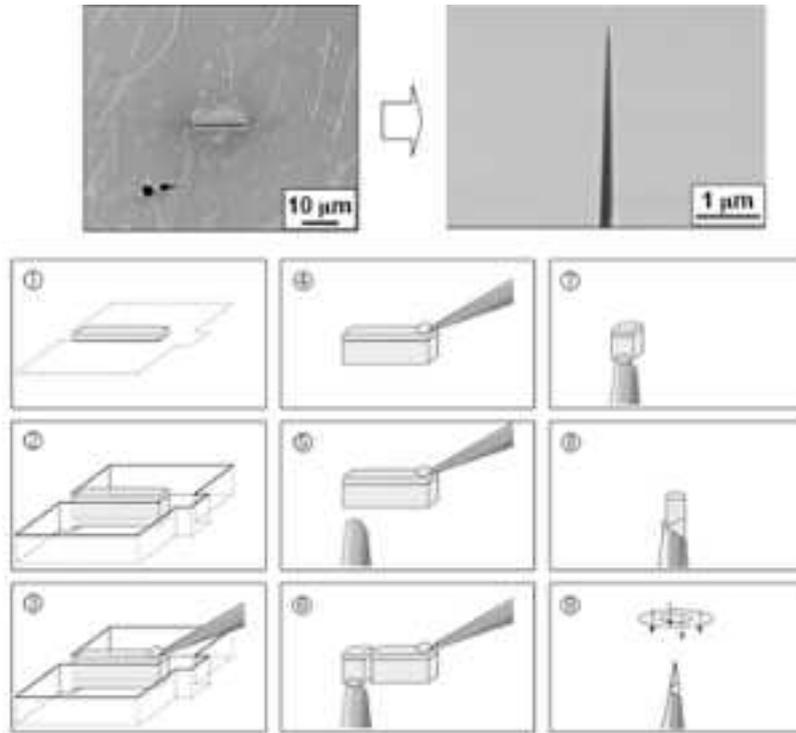


図 3.1.1-37 FIB-SEM による 3 次元アトムプローブ分析試料の作製方法

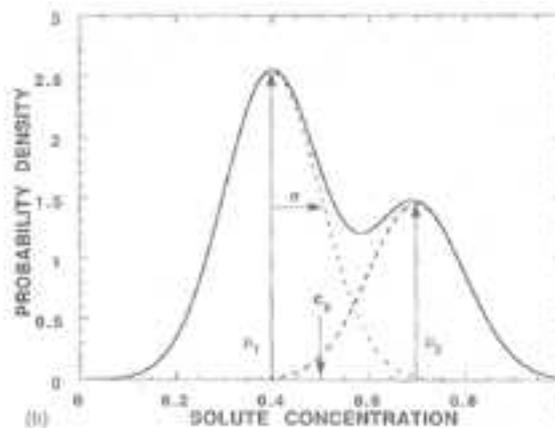


図 3.1.1-38 スピノーダル分解の濃度分布プロファイルの例

② EBSD による破壊じん性試験後の破面解析

シャルピー衝撃試験及び弾塑性  $J_{IC}$  破壊じん性試験を行った試験後の試験片を用いて、EBSD による破面近傍の微細組織評価を行った。分析対象試料を表 3.1.1-5 に示す。試験後の試験片について破面断面が観察面になる様に切断加工し、#500 のサンドペーパーから  $1/4 \mu\text{m}$  のダイヤモンド研磨剤を用いて段階的に機械研磨を行い、その後にコロイダルシリカで仕上げ研磨を行った。分析評価には日立社製超高分解能走査電子顕微鏡(SU-70)及びその分析室内に設置された EBSD 検出器(EDAX 製: DifiViewIV)を用いた。フェライト、オーステナイトの各相の分布、結晶方位分布を示す逆極点図(Inverse Pole Figure, IPF)マップ及び局所ひずみ解析の代表的な指標である KAM(Kernel Average Misorientation)解析を行った。

表 3.1.1-5 EBSD による破面解析の分析対象試料

シャルピー衝撃試験後の試験片

	熱時効条件	試験温度	試験片No
再循環ポンプ ケーシング(RCP)	400℃×10000h時効材	室温	1-61
	350℃×10000h時効材	室温	1-74
逆止弁Aループ (V21-2A)	400℃×10000h時効材	室温	2-62
	350℃×10000h時効材	室温	2-74
逆止弁Bループ (V21-2D)	400℃×10000h時効材	室温	3-62
	350℃×10000h時効材	室温	3-74
注水弁 (AV72-8A)	400℃×10000h時効材	室温	4-61
	350℃×10000h時効材	室温	4-72

弾塑性  $J_{IC}$  破壊じん性試験後の試験片

	熱時効条件	試験温度	試験片No
再循環ポンプ ケーシング(RCP)	採取まま材	室温	1-1
	採取まま材	280℃	1-5
	400℃×1000h時効材	280℃	1-54
	400℃×2400h時効材	280℃	1-57
	350℃×10000h時効材	280℃	1-69
逆止弁Aループ (V21-2A)	採取まま材	280℃	2-2
	400℃×1000h時効材	280℃	2-54

## 2) 実施項目

### ① 3次元アトムプローブ(3D atom probe: 3DAP)

図 3.1.1-39 及び図 3.1.1-40 に 3次元アトムプローブにより得られた再循環ポンプケーシング及び逆止弁 A ループの各時効条件下におけるフェライト相の Cr 濃度分布を示す。図中には昨年度までに実施した結果に加え、今年度実施した 400℃×10000h 及び 350℃×10000h 熱時効材の結果を示した。図 3.1.1-41 は熱時効時間と Variation 値の関係をプロットしたものである。各条件とも熱時効時間の増加と共に Cr 濃度差が大きくなっており、スピノーダル分解反応による Cr 濃度変調構造化が確認された。また熱時効温度が高い 400℃時効条件では、350℃時効条件よりも短い時間で Cr 濃度変調構造化が進む傾向があり、機械特性試験（シャルピー衝撃試験、硬さ試験）の結果と一致している。

### ② EBSD による破壊じん性試験後の破面解析結果

#### a シャルピー衝撃試験後の試験片の破面解析結果

図 3.1.1-42～図 3.1.1-49 に「ふげん」実機材のシャルピー衝撃試験後の試験片について、EBSD を用いて破面断面の解析を行った結果を示す。いずれの部材についても、オーステナイト相ではフェライト相と比較して塑性変形をした痕跡である多数のひずみが観察されたのに対して、フェライト相ではひずみ線はほとんど観察されず、試料表面近傍ではへき開破壊している様子が観察された。フェライト量の少なかった注水弁では、特にひずみ線が多数観察されたのに対して、フェライト相が比較的多く、フェライト相同士がある程度連結している他の部材では、注水弁に比べひずみ線の数はいくつか少なく、KAM 値も低めの傾向であった。

#### b 弾塑性 $J_{IC}$ 破壊じん性試験後の試験片の破面解析結果

図 3.1.1-50～図 3.1.1-55 に「ふげん」実機材の弾塑性  $J_{IC}$ 破壊じん性試験後の試験片について、EBSD を用いて破面断面の解析を行った結果を示す。図 3.1.1-57 はシャルピー衝撃試験後の破面と  $J_{IC}$ 試験後の破面を比較したものである。いずれの条件においても、シャルピー衝撃試験後の試験片の分析結果とは異なり、オーステナイト相のみならずフェライト相においてもひずみ線が観察されており、フェライト相も延性的に破壊した様子が確認される。静的な破壊じん性試験ではシャルピー衝撃試験の場合と比べて変形速度が小さい。b. c. c. 構造を持つフェライトは、f. c. c. 構造を持つオーステナイトと比較して、降伏応力のひずみ速度依存性が大きい事が知られている。そのため、変形速度が大きいシャルピー衝撃試験では、フェライト相の降伏応力が高いために塑性変形に対する抵抗が大きくなり、へき開破壊をしたと考えられる。一方で、変形速度が小さい  $J_{IC}$ 試験ではフェライト相も延性的に破壊し、ディンプル破壊が支配的だったと考えられる。

図 3.1.1-58 はシャルピー衝撃試験により得られた吸収エネルギーと  $J_{IC}$  値との関係について、過去の報告(参 3.1-3)と比較したものである。ANL の報告では吸収エネルギーと  $J_{IC}$

値の間には一定の関係が成り立つとされていたが、本結果もこの関係に一致する事が確認された。すなわち、シャルピー衝撃試験と弾塑性  $J_{IC}$ 破壊じん性試験とでは変形速度の違いに起因して異なる破壊様式を示すものの、吸収エネルギーと  $J_{IC}$ 値との間には定性的には一定の相関が成り立つ事が本試験結果からも確認された。

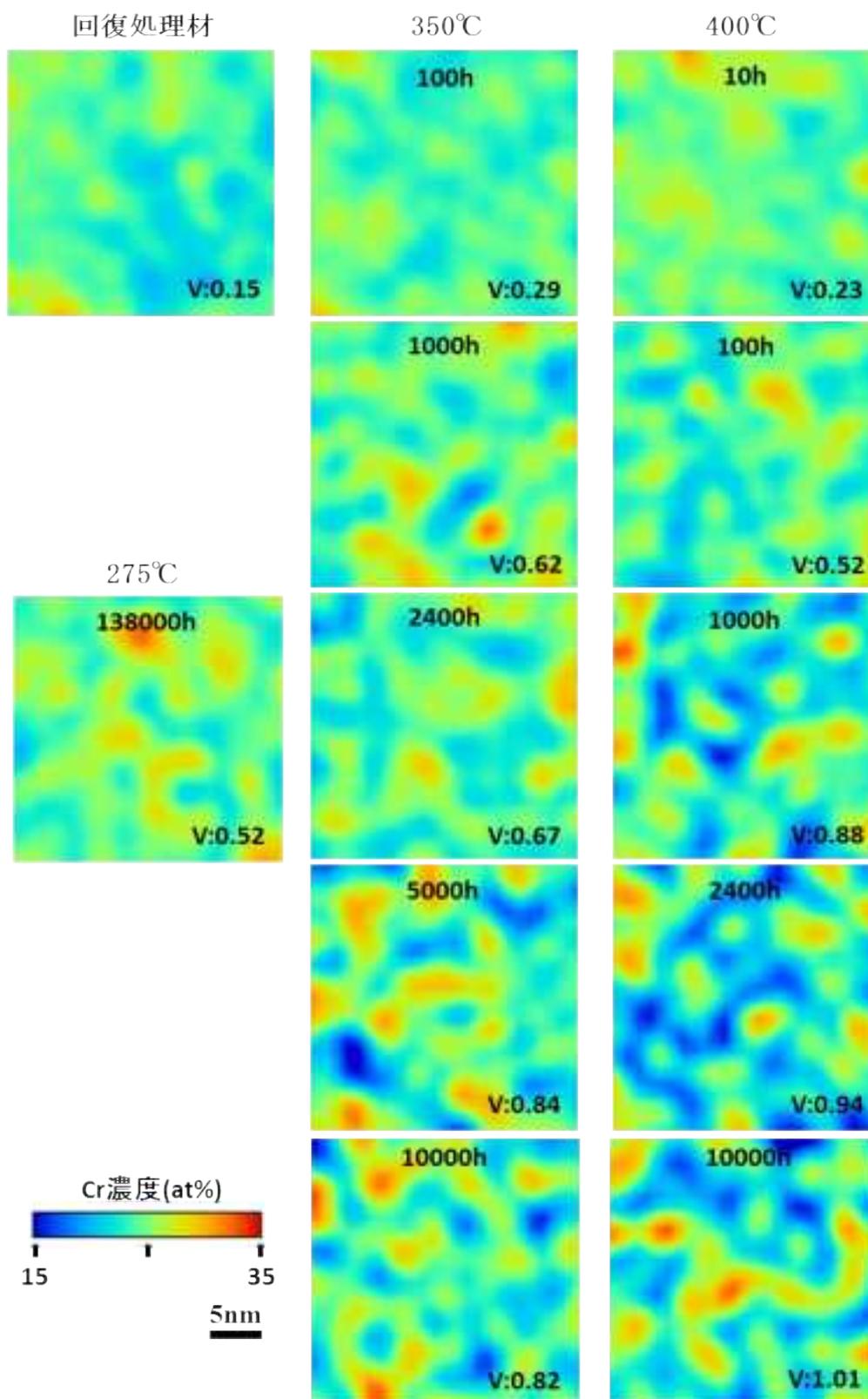


図 3.1.1-39 再循環ポンプケーシングのフェライト相のCr濃度分布図

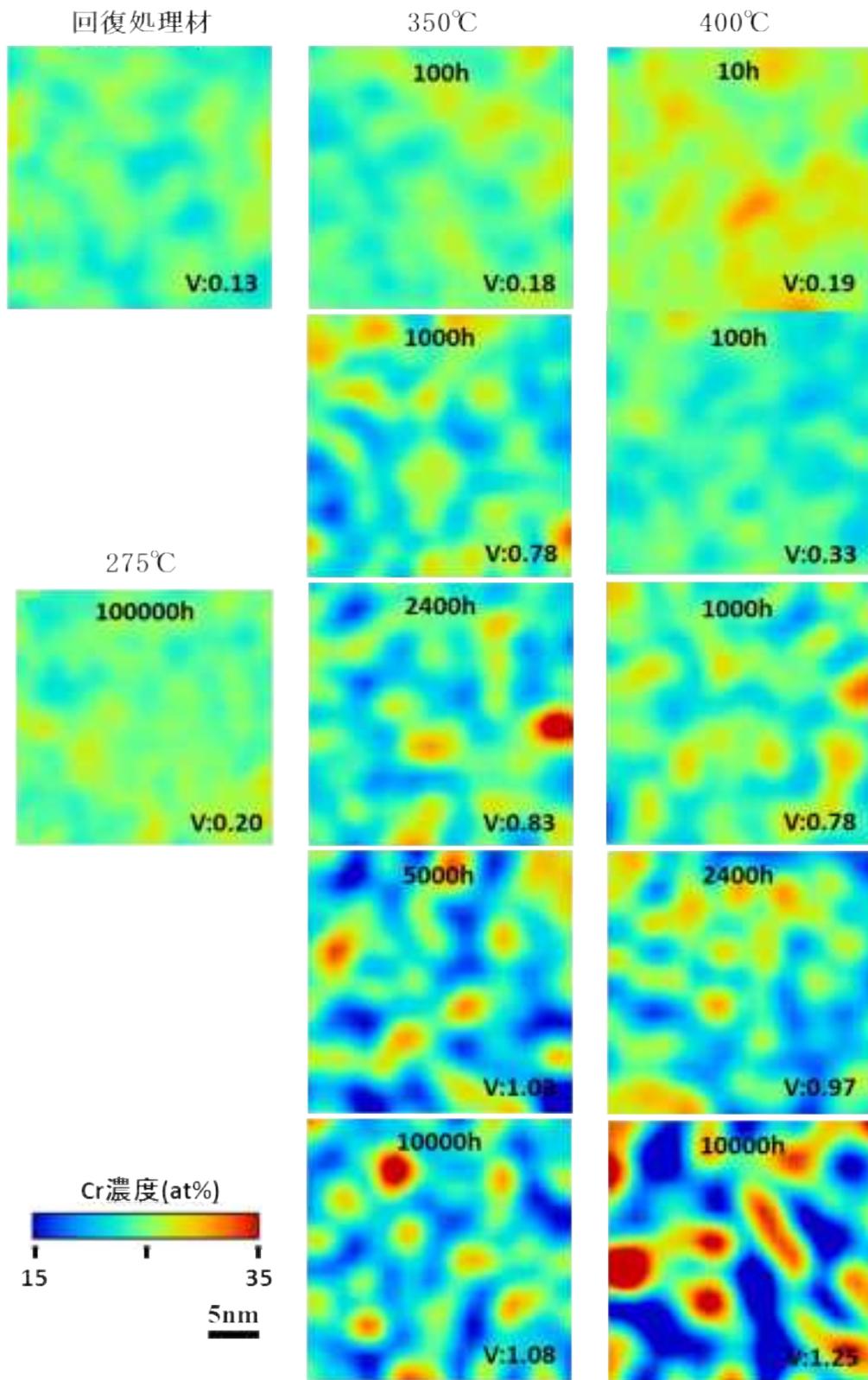
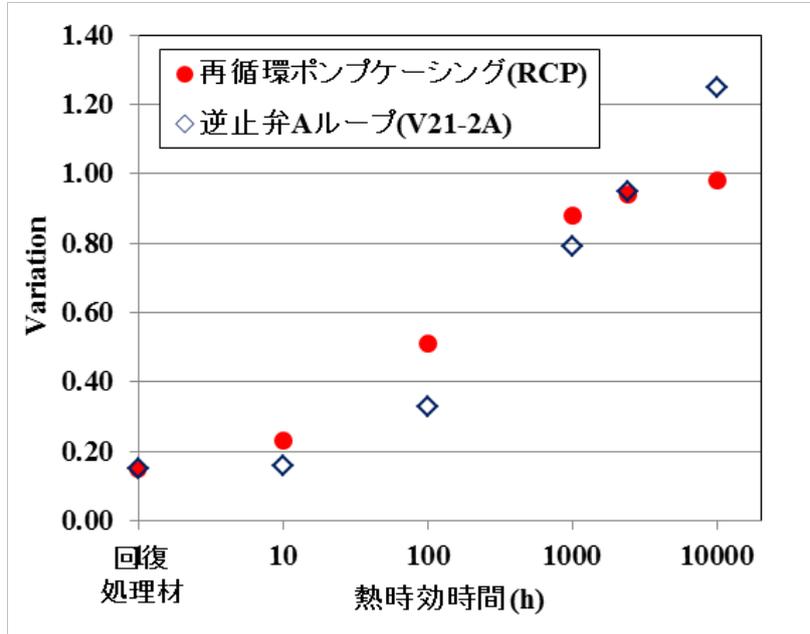


図 3.1.1-40 逆止弁 A ループのフェライト相の Cr 濃度分布図

(a) 400°C熱時効材



(b) 350°C熱時効材

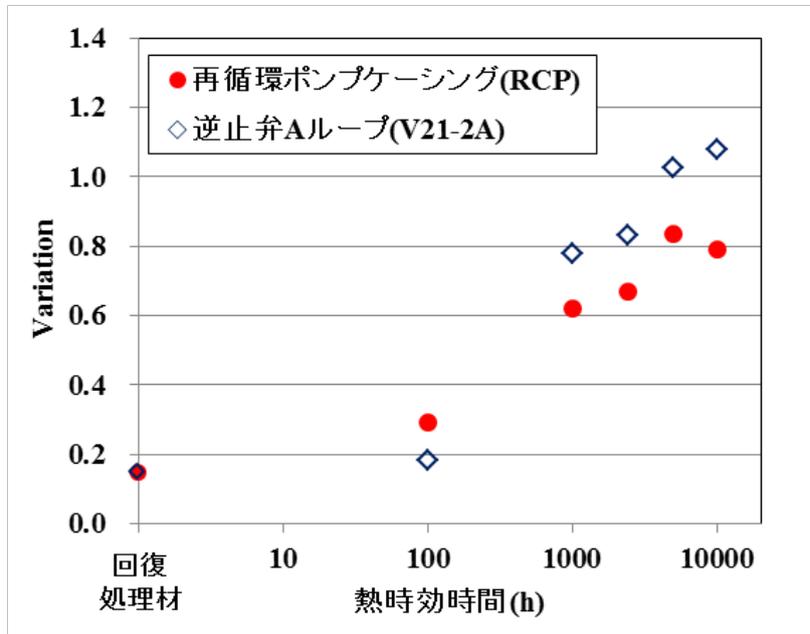
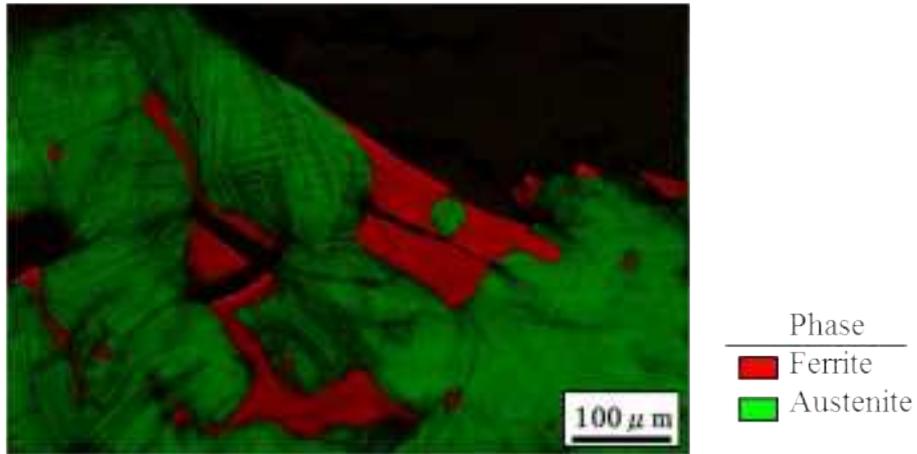
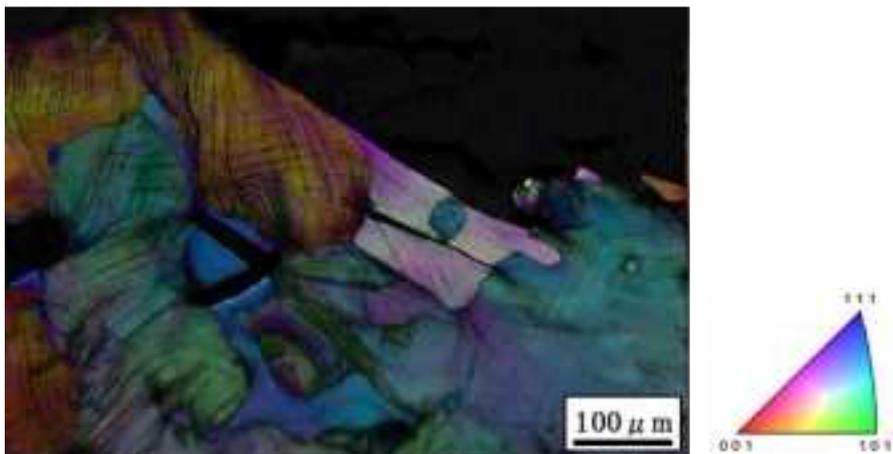


図 3.1.1-41 「ふげん」実機熱時効材の熱時効時間と Variation 値の関係

(a) 相分布図



(b) 結晶方位分布図



(c) KAM分布図

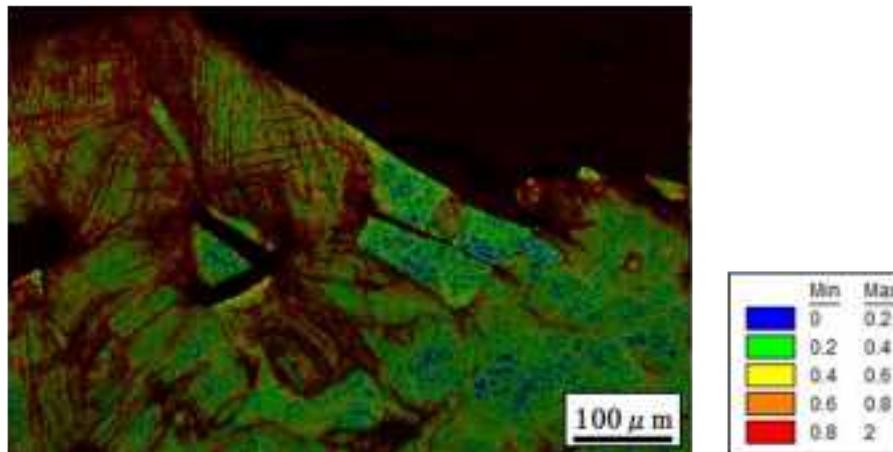
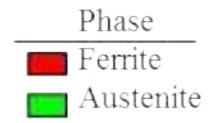
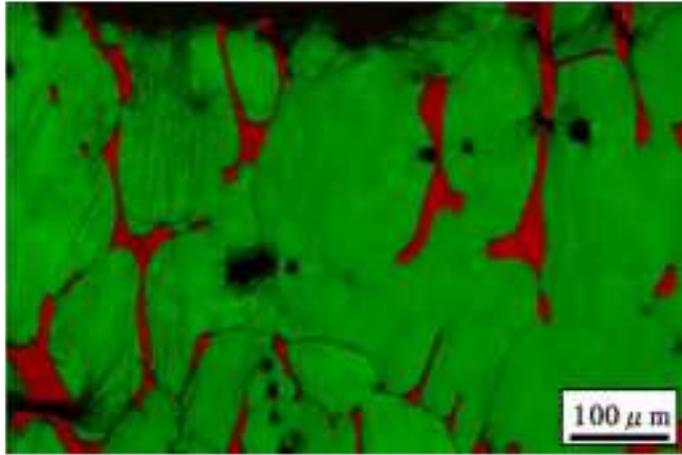
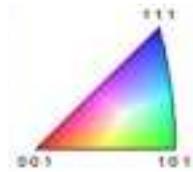
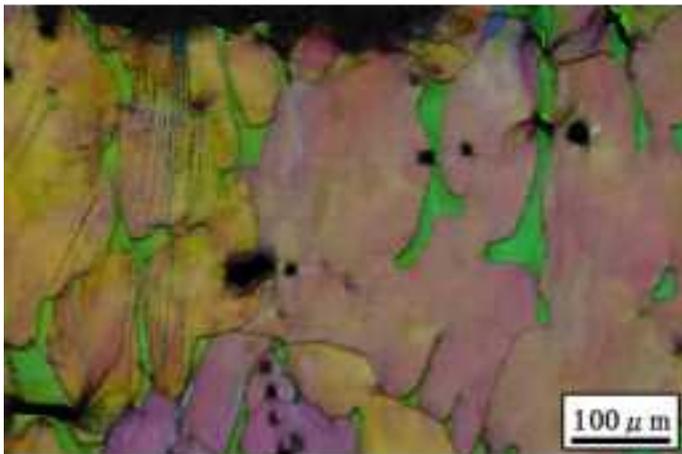


図 3.1.1-42 再循環ポンプケーシング(RCP) 400°C×10000h 時効材のシャルピー破面のEBSD 分析結果

(a) 相分布図



(b) 結晶方位分布図



(c) KAM分布図

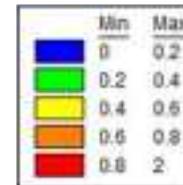
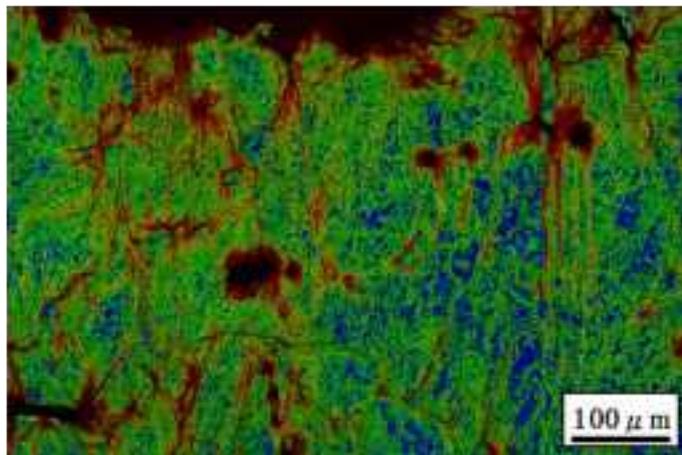
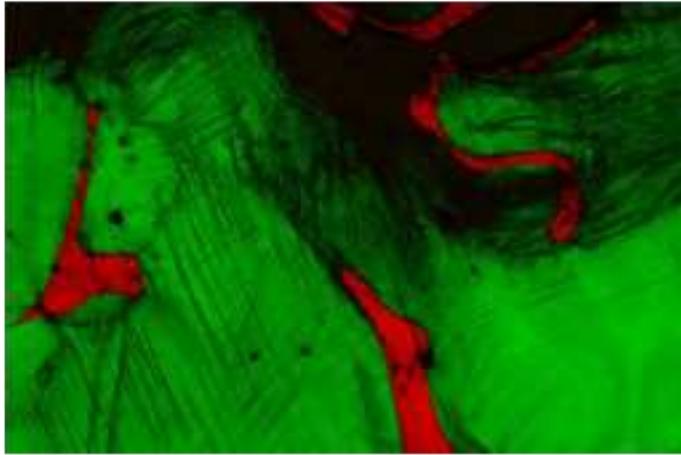
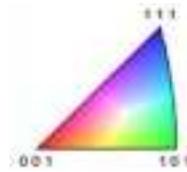


図 3.1.1-43 逆止弁 A ループ (V21-2A) 400°C×10000h 時効材のシャルピー破面の EBSD 分析結果

(a) 相分布図



(b) 結晶方位分布図



(c) KAM分布図

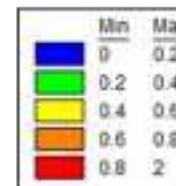
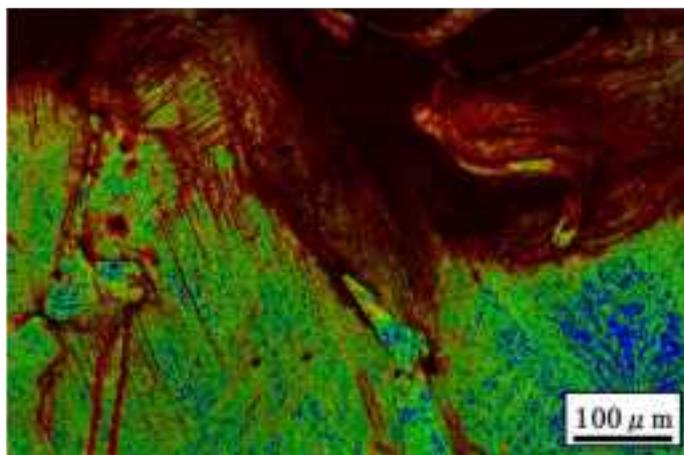
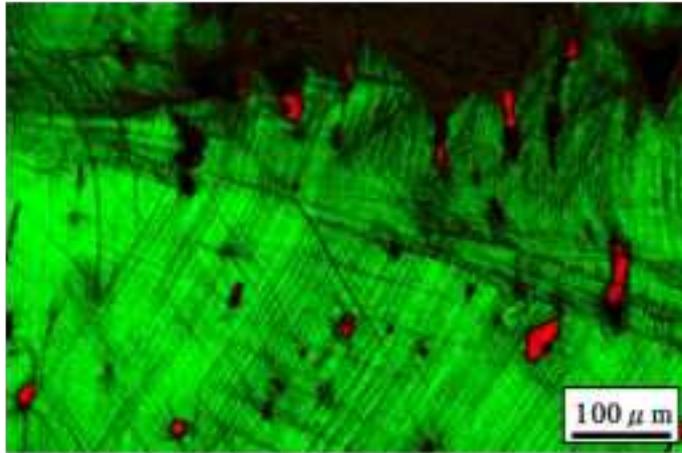
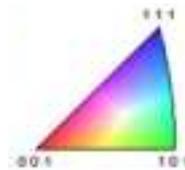
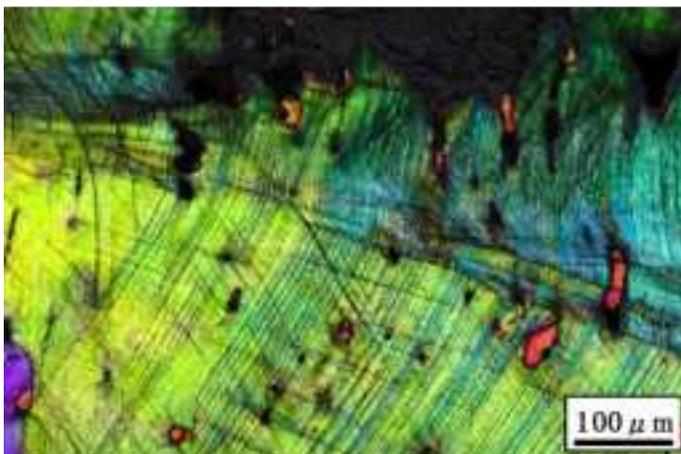


図 3.1.1-44 逆止弁 B ループ (V21-2D) 400°C×10000h 時効材のシャルピー破面の EBSD 分析結果

(a) 相分布図



(b) 結晶方位分布図



(c) KAM分布図

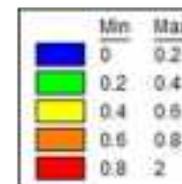
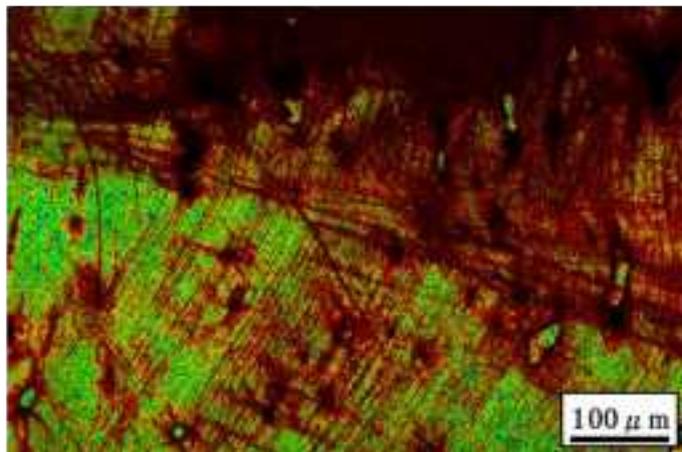
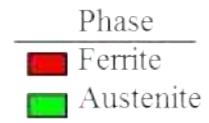
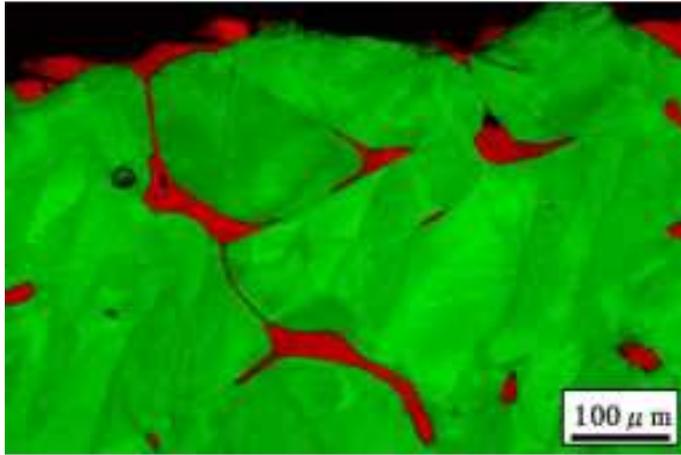
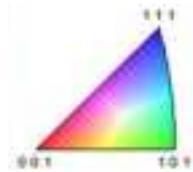
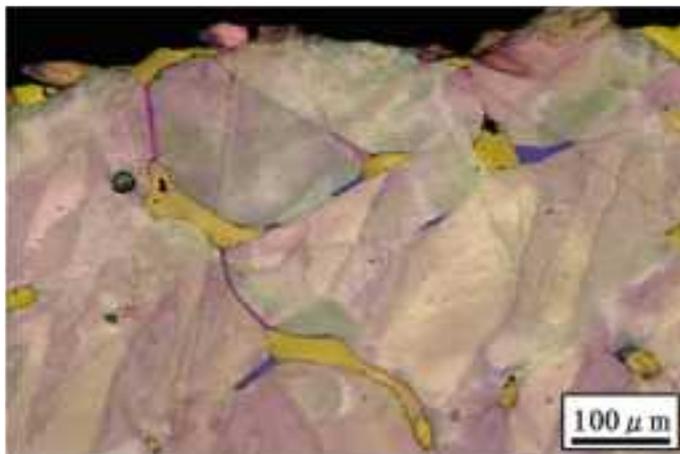


図 3.1.1-45 注水弁 (AV72-8A) 400°C×10000h 時効材のシャルピー破面の EBSD 分析結果

(a) 相分布図



(b) 結晶方位分布図



(b) KAM分布図

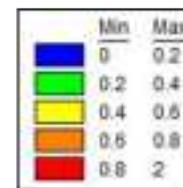
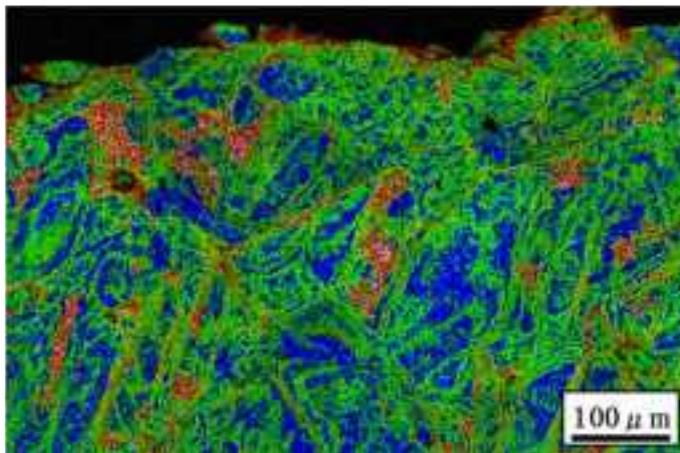
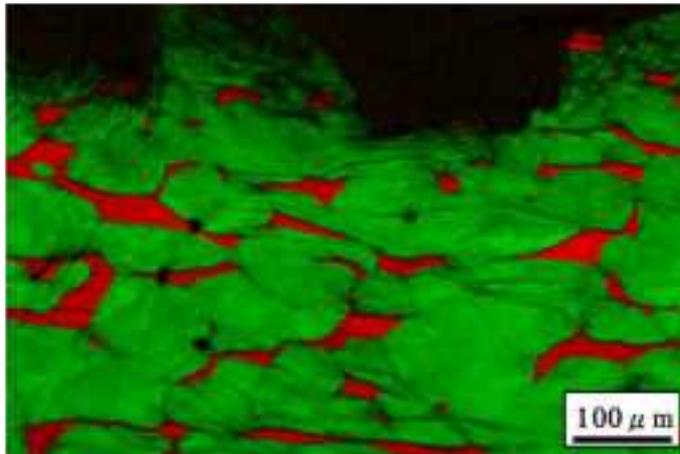
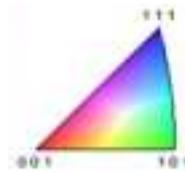
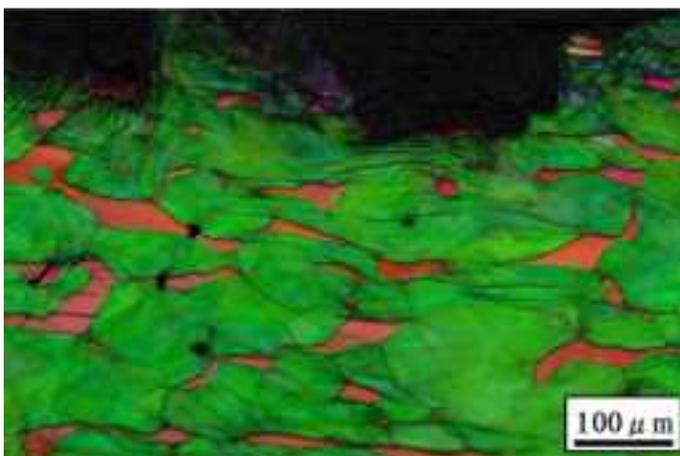


図 3.1.1-46 再循環ポンプケーシング(RCP) 350°C×10000h 時効材のシャルピー破面のEBSD 分析結果

(a) 相分布図



(b) 結晶方位分布図



(c) KAM分布図

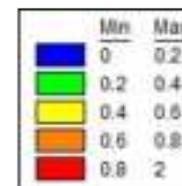
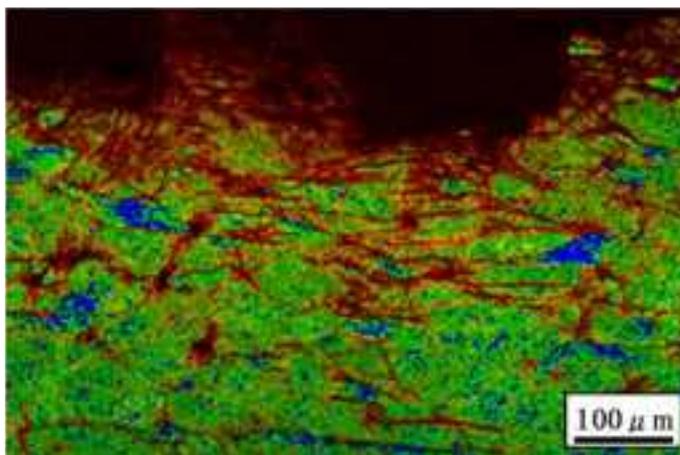
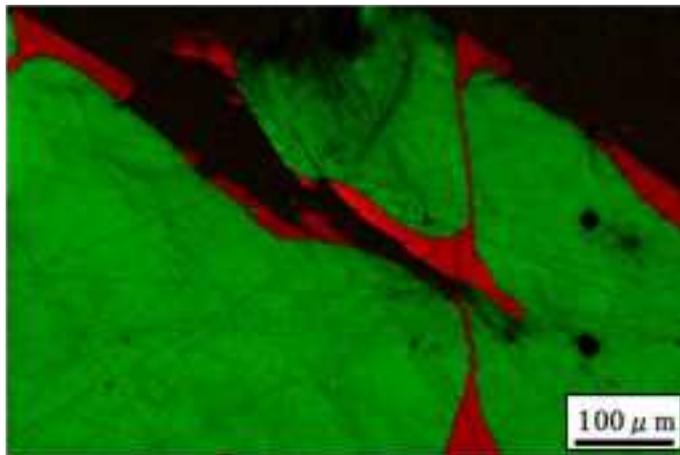
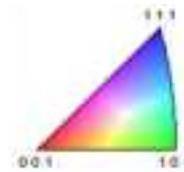
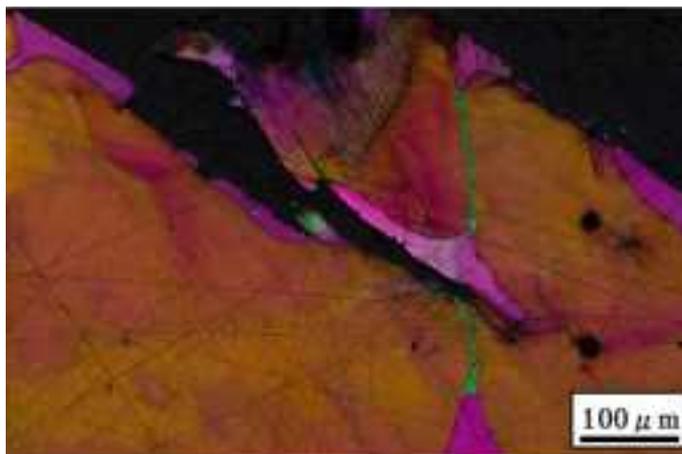


図 3.1.1-47 逆止弁 A ループ (V21-2A) 350°C×10000h 時効材のシャルピー破面の EBSD 分析結果

(a) 相分布図



(b) 結晶方位分布図



(b) KAM分布図

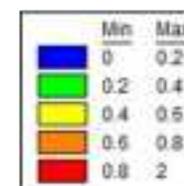
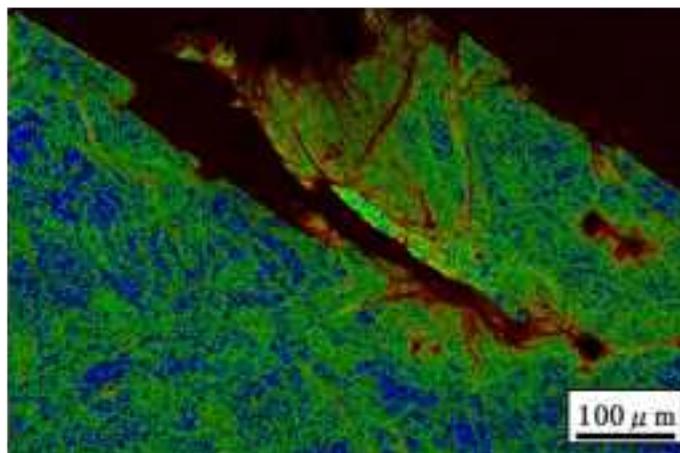
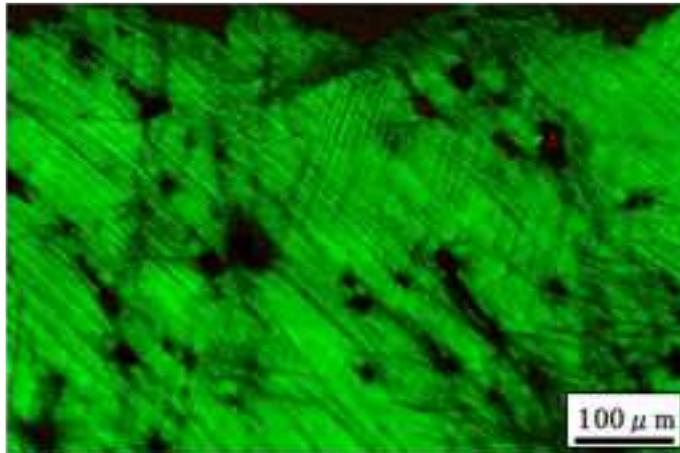
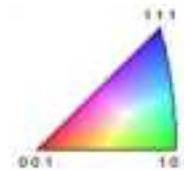
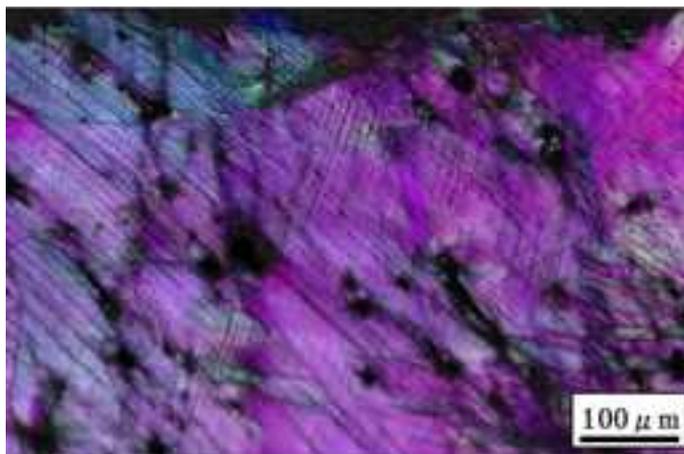


図 3.1.1-48 逆止弁 B ループ (V21-2D) 350°C×10000h 時効材のシャルピー破面の EBSD 分析結果

(a) 相分布図



(b) 結晶方位分布図



(b) KAM分布図

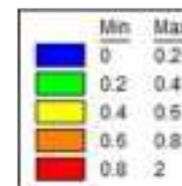
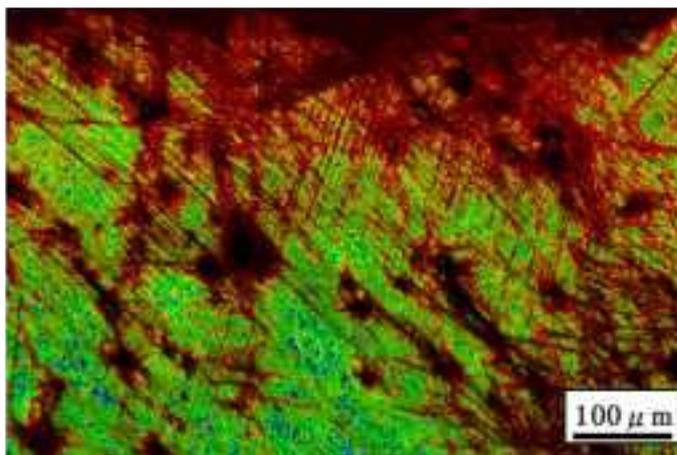
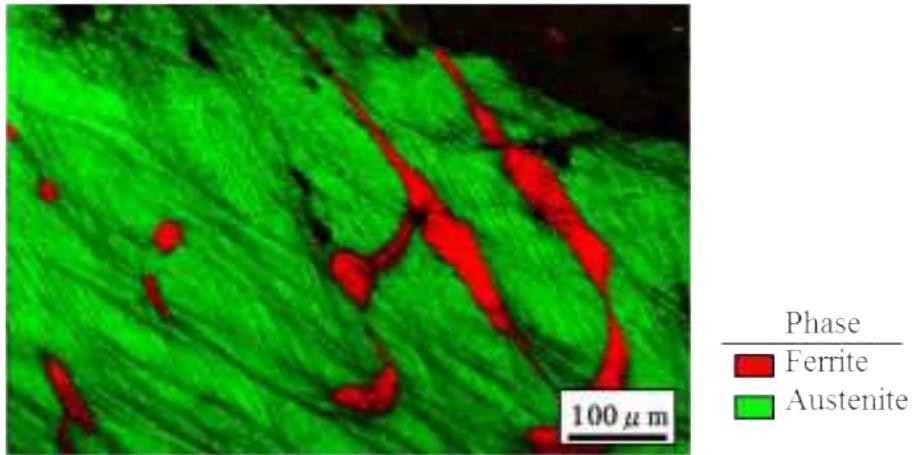
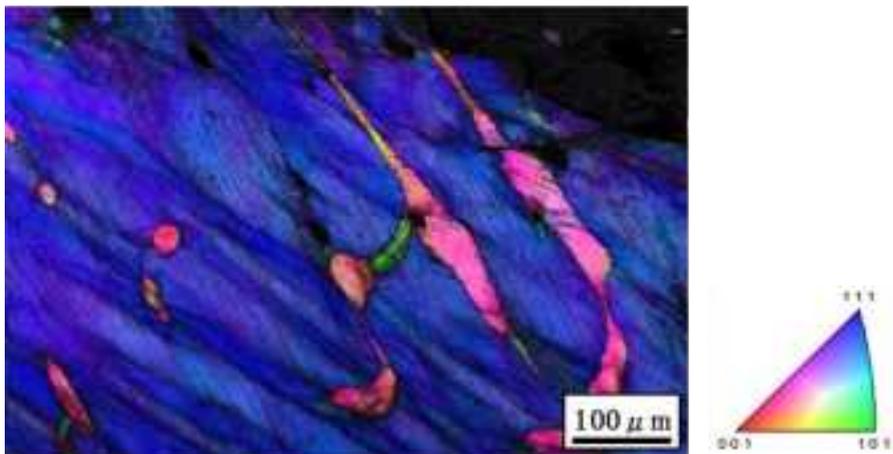


図 3.1.1-49 注水弁 (AV72-8A) 350°C×10000h 時効材のシャルピー破面の EBSD 分析結果

(a) 相分布図



(b) 結晶方位分布図



(b) KAM分布図

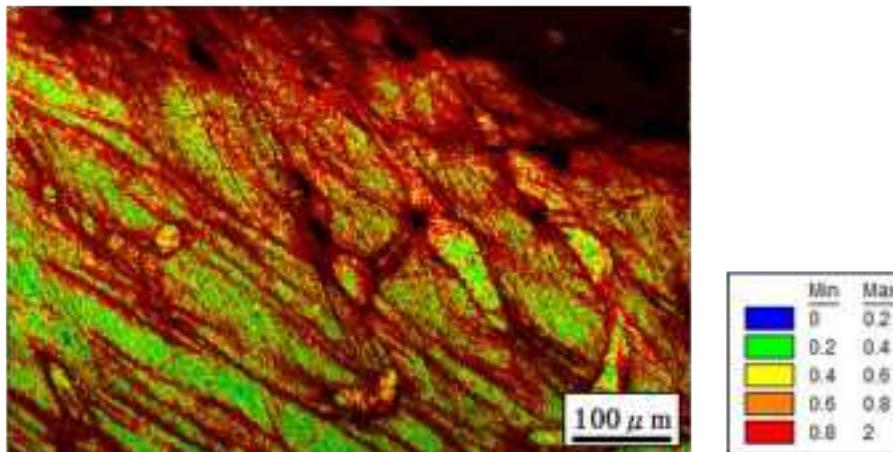
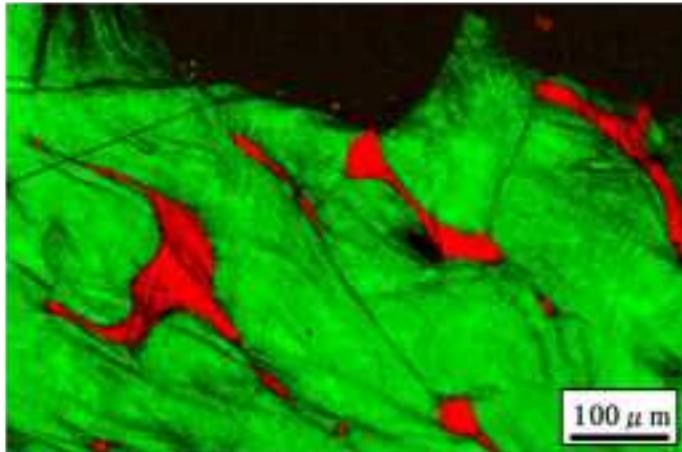
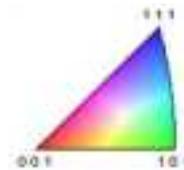
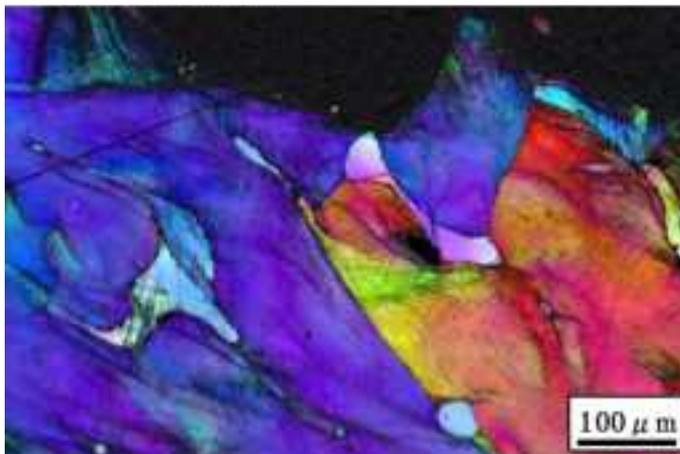


図 3.1.1-50 再循環ポンプケーシング(RCP) 採取まま材の  $J_{IC}$  試験後の破面のEBSD分析結果

(a) 相分布図



(b) 結晶方位分布図



(c) KAM分布図

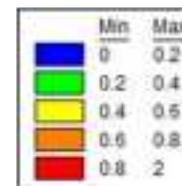
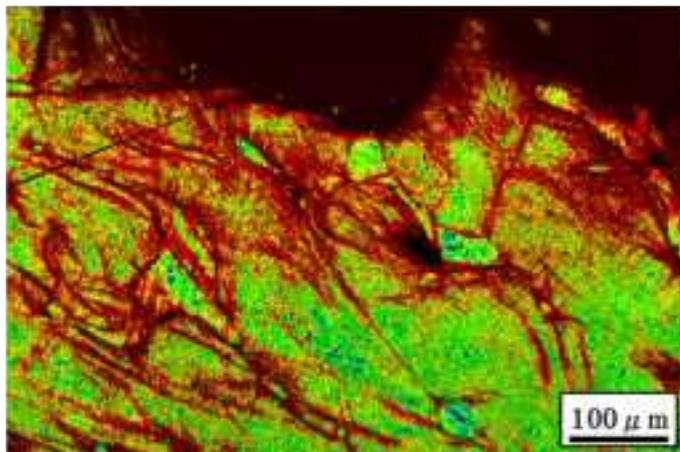
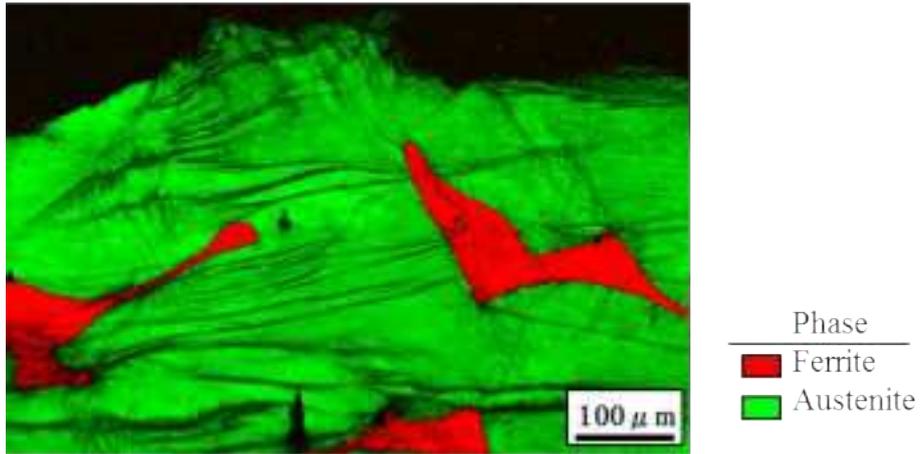
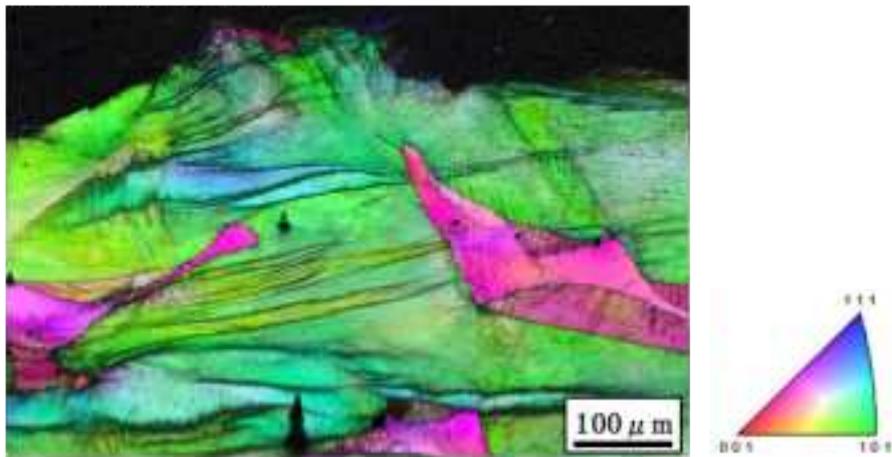


図 3.1.1-51 再循環ポンプケーシング(RCP) 400°C×1000h 時効材の  $J_{IC}$  試験後の破面の EBSD 分析結果

(a) 相分布図



(b) 結晶方位分布図



(b) KAM分布図

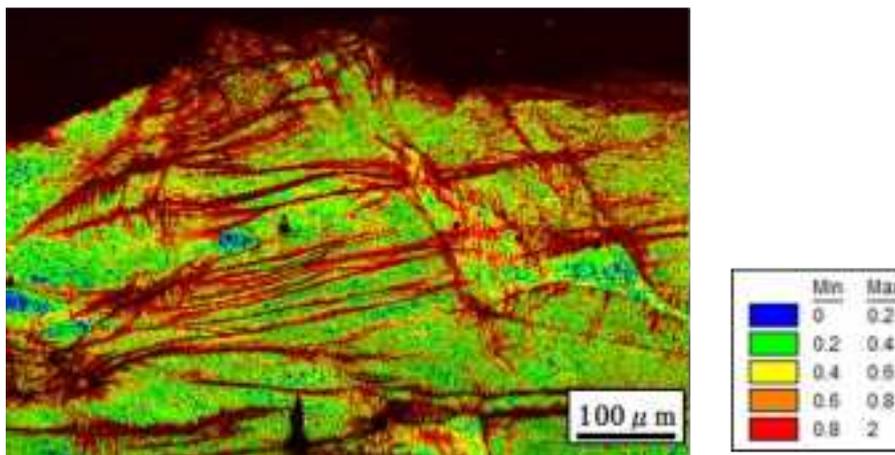
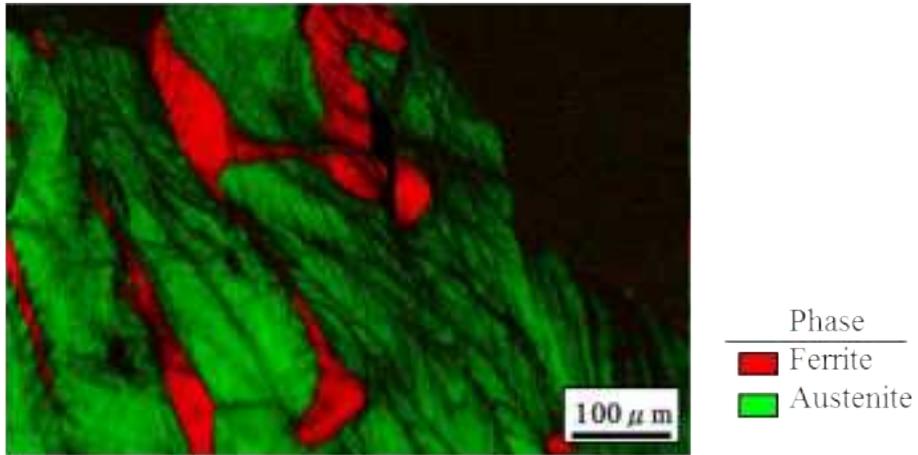


図 3.1.1-52 再循環ポンプケーシング(RCP) 400°C×2400h 時効材の  $J_{IC}$  試験後の破面の EBSD 分析結果

(a) 相分布図



(b) 結晶方位分布図



(b) KAM分布図

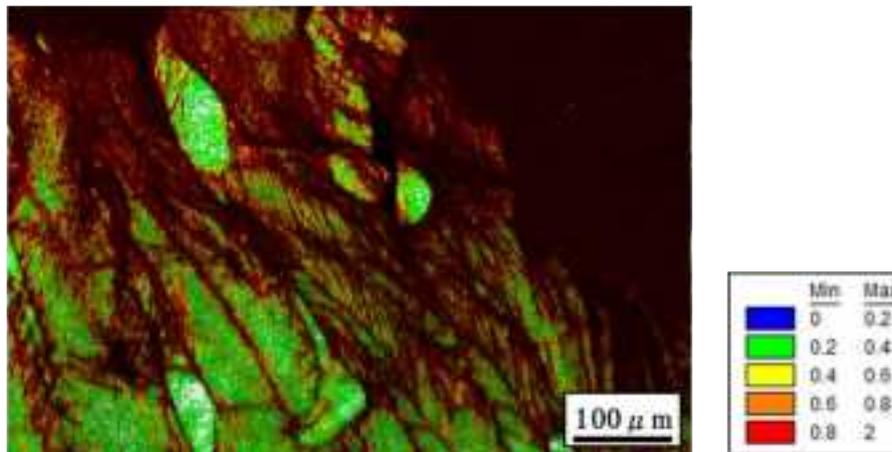
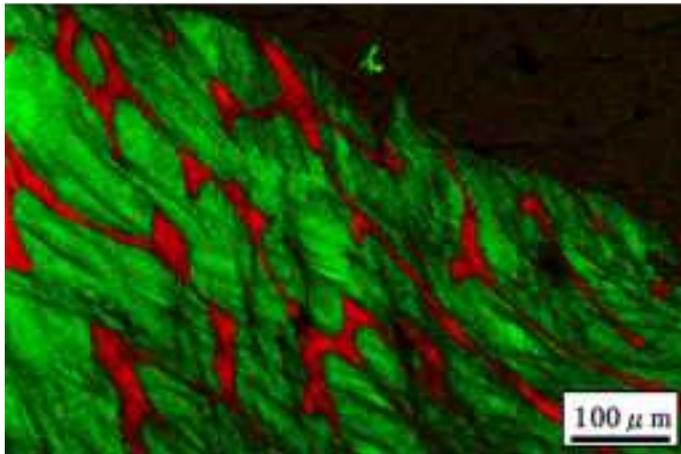
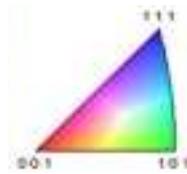
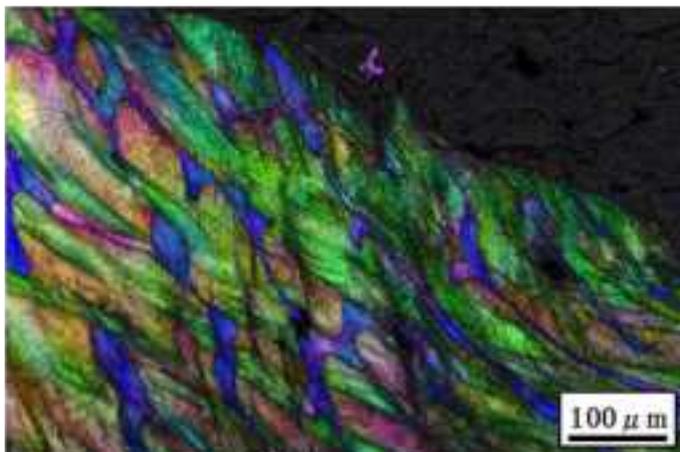


図 3.1.1-53 再循環ポンプケーシング(RCP) 350°C×10000h時効材の $J_{IC}$ 試験後の破面のEBSD分析結果

(a) 相分布図



(b) 結晶方位分布図



(c) KAM分布図

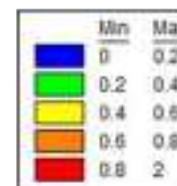
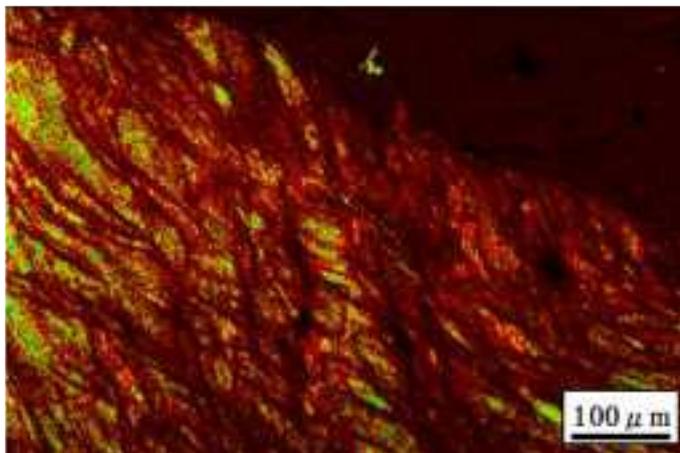
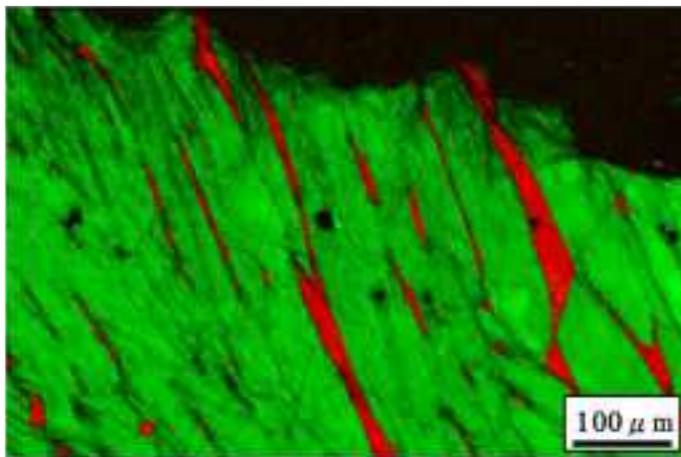
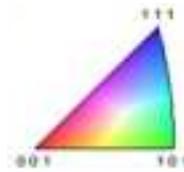
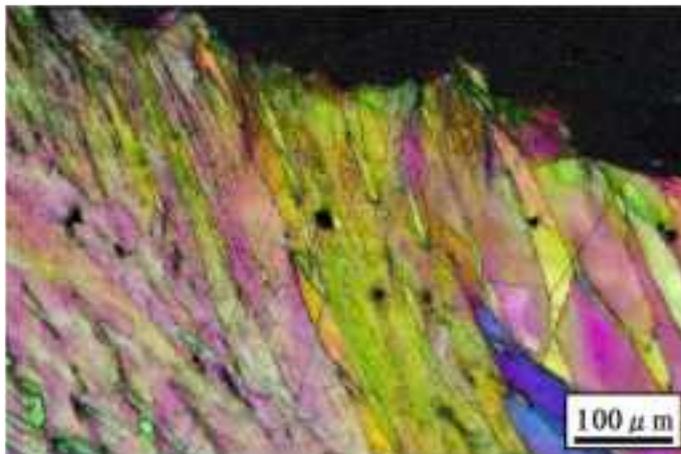


図 3.1.1-54 逆止弁 A ループ (V21-2A) 採取まま材の  $J_{IC}$  試験後の破面の EBSD 分析結果

(a) 相分布図



(b) 結晶方位分布図



(b) KAM分布図

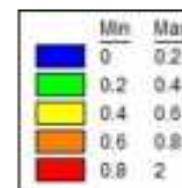
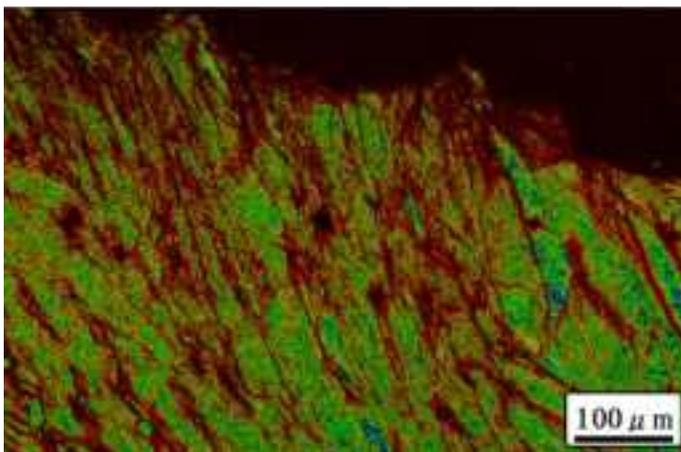


図 3.1.1-55 逆止弁 A ループ (V21-2A) 400°C×1000h 時効材の  $J_{IC}$  試験後の破面の EBSD 分析結果

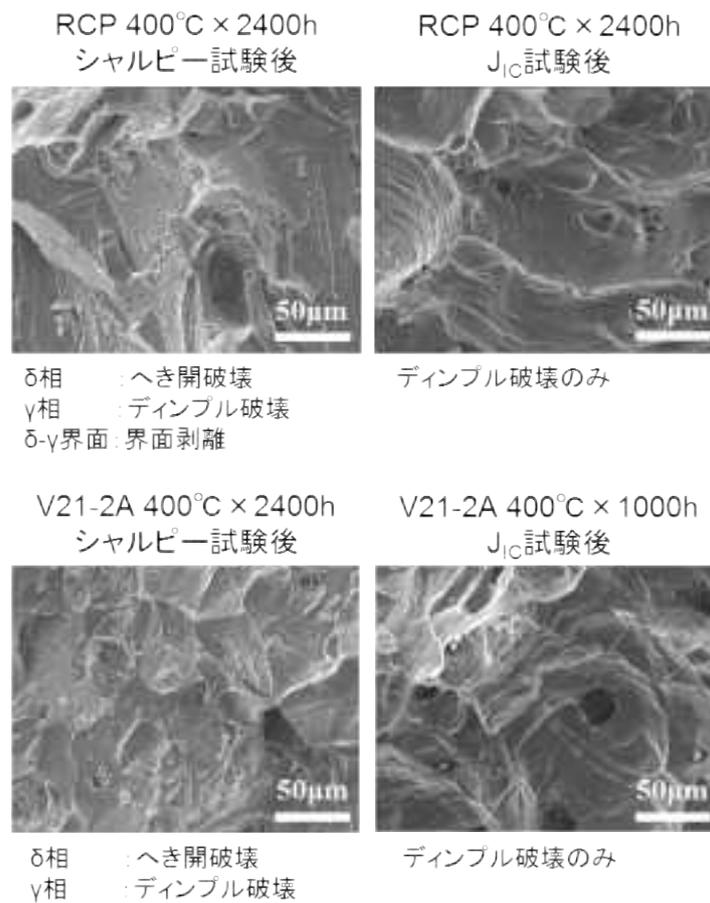


図 3.1.1-56 J<sub>IC</sub>と吸収エネルギーの試験後の破面の比較

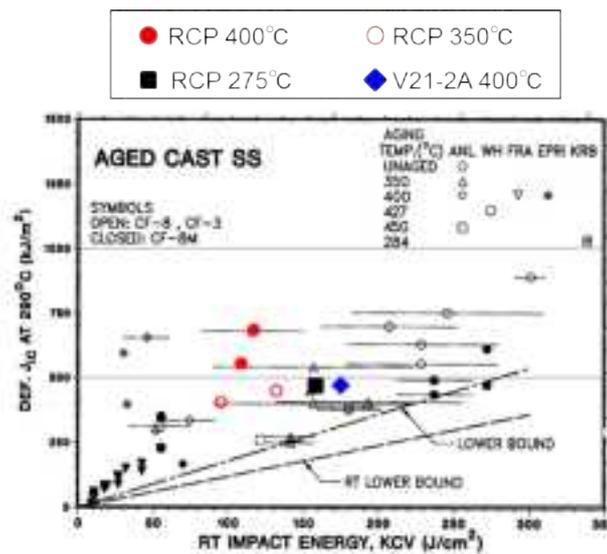


図 3.1.1-57 J<sub>IC</sub>とHVの関係

### 3.1.1.4. 実機材の活性化エネルギーの導出及び検討

#### 1) 実施項目

##### ① 吸収エネルギーに関する活性化エネルギーの導出

吸収エネルギーの活性化エネルギーについて、今年度に得られた長時間側の測定データを考慮して昨年度と同様の方法で導出を行った。対象は加速熱時効試験を行った昨年度に一部分析評価を実施していた再循環ポンプケーシングと下部ヘッダ逆止弁 A ループに加えて下部ヘッダ逆止弁 B ループとした。導出方法は下記の通りである。

##### a 活性化エネルギーが温度に依存せず単一の値であると仮定した場合

熱時効による吸収エネルギーの変化が単一の熱活性化過程に従うと仮定した場合、熱時効時間： $t$ と吸収エネルギー： $CV$ の関係は双曲線関数( $\tanh$ )を用いて次式のように表される。

$$CV = CV_0 - \beta \{1 + \tanh[(P - \theta)/\alpha]\}$$
$$P = \log t + 0.4343 \frac{Q}{R} \left( \frac{1}{673} - \frac{1}{T} \right) \dots \dots \dots (3.1.1-2)$$

ここで、 $P$ は熱活性化過程に基づく熱時効パラメータであり、 $T$ は試験温度(K)、 $Q$ は活性化エネルギー(kJ/mol)、 $R$ はガス定数( $8.369 \times 10^{-3}$  kJ/(mol・K))である。また $CV_0$ は吸収エネルギーの初期値、 $\alpha$ 、 $\beta$ 、 $\theta$ はそれぞれフィッティング係数である。275℃、350℃及び400℃熱時効温度条件から得られた各時効時間と吸収エネルギーの関係の測定値を上式でフィッティングし、得られた $Q$ の値を活性化エネルギーとした。

##### b 活性化エネルギーが温度に依存せず単一の値であると仮定した場合

熱時効が熱活性化過程で進行していると仮定した場合、活性化エネルギー： $Q$ は熱時効の効果が同程度進んでいる時の熱時効条件 $P_1(t_1, T_1)$ 、 $P_2(t_2, T_2)$ を用いて次式のように導出される(参 3.1-4)。

$$t_2 = t_1 \exp \left[ \frac{Q}{R} \left( \frac{1}{T_2} - \frac{1}{T_1} \right) \right] \dots \dots \dots (3.1.1-3)$$

ここで、 $R$ は気体定数、 $t_1$ 、 $t_2$ は熱時効時間、 $T_1$ 、 $T_2$ は熱時効温度である。350℃及び400℃の各測定結果から採取まま材(275℃熱時効)の吸収エネルギー値が同等となる熱時効時間を算出し、式(3.1.1-4)を用いて(275-350℃)及び(350-400℃)とに分けてそれぞれ活性化エネルギーを導出し、活性化エネルギーの温度依存性について検討を行った。

## ② マイクロビッカース硬さに関する活性化エネルギーの導出

シャルピー衝撃試験の吸収エネルギーと同様に、活性化エネルギーが温度に依存しないと仮定した場合と、すると過程した場合の2つの場合について、それぞれ活性化エネルギーの導出を行った。分析対象は再循環ポンプケーシング及び逆止弁Aループである。導出方法は下記の通りである。

### a 活性化エネルギーが温度に依存せず単一の値であると仮定した場合

熱時効による硬さの変化が単一の熱活性化過程に従うと仮定した場合、熱時効時間： $t$ とマイクロビッカース硬さ： $CV$ の関係は次式の様に表される。

$$HV = HV_0 - \alpha P$$
$$P = \log t + 0.4343 \frac{Q}{R} \left( \frac{1}{673} - \frac{1}{T} \right) \cdots \cdots (3.1.1-4)$$

ここで、 $HV_0$ 、 $\alpha$ はそれぞれフィッティング係数である。吸収エネルギーの場合と同様、275℃、350℃及び400℃熱時効温度条件から得られた各時効時間と硬さの関係の測定値を上式でフィッティングし、得られた $Q$ の値を活性化エネルギーとした。

### b 活性化エネルギーが温度に依存せず単一の値であると仮定した場合

吸収エネルギーの場合と同様に式(3.1.1-3)を用いて、(275-350℃)及び(350-400℃)とに分けてそれぞれ活性化エネルギーを導出し、活性化エネルギーの温度依存性について検討を行った。

## ③ スピノーダル分解反応に関する活性化エネルギーの導出

吸収エネルギー及び硬さと同様に、活性化エネルギーが温度に依存しないと仮定した場合と、すると過程した場合の2つの場合について、それぞれ活性化エネルギーの導出を行った。解析対象は再循環ポンプケーシングと逆止弁Aループである。スピノーダル分解反応の進行を表すパラメータにはVariation値を使用した。導出方法は下記の通りである。

### a 活性化エネルギーが温度に依存せず単一の値であると仮定した場合

熱時効によるVariation値の変化が単一の熱活性化過程に従うと仮定した場合、熱時効時間： $t$ とVariation値： $V$ の関係は次式の様に表される。

$$V = V_0 - \alpha P$$
$$P = \log t + 0.4343 \frac{Q}{R} \left( \frac{1}{673} - \frac{1}{T} \right) \cdots \cdots (3.1.1-5)$$

ここで、 $V_0$ 、 $\alpha$ はそれぞれフィッティング係数である。硬さや吸収エネルギーの場合と同様、275℃、350℃及び400℃熱時効温度条件から得られた各時効時間と硬さの関係の測定値を上式でフィッティングし、得られた $Q$ の値を活性化エネルギーとした。

b 活性化エネルギーが温度に依存せず単一の値であると仮定した場合

硬さや吸収エネルギーの場合と同様に式(3.1.1-3)を用いて、本調査研究では(275-350℃)及び(350-400℃)とに分けてそれぞれ活性化エネルギーを導出し、活性化エネルギーの温度依存性について検討を行った。

2) 実施結果

① シャルピー試験の吸収エネルギーに関する活性化エネルギーの導出

a 活性化エネルギーが温度に依存せず単一の値であると仮定した場合

図 3.1.1-58 にそれぞれ再循環ポンプケーシング及び下部ヘッド逆止弁 A ループについて、熱時効時間と吸収エネルギーの実測値の関係及び式(3.1.1-2)を用いてフィッティングした結果を示す。得られた活性化エネルギーは再循環ポンプケーシングの場合が 145.9kJ/mol、下部ヘッド逆止弁 A ループの場合が 172.0kJ/mol、下部ヘッド逆止弁 B ループの場合が 193.5kJ/mol となった。いずれの場合も予測式中で用いられる活性化エネルギー100kJ/mol よりも大きい値となり、昨年度までに得られていた熱時効時間の短い試験データ(400℃時効材は 2400h まで、350℃時効材は 5000h まで)による知見と同様の結果が得られた。

b 活性化エネルギーが温度に依存すると仮定した場合

図 3.1.1-59 にそれぞれの「ふげん」実機材について、採取まま材と吸収エネルギーが同等となる場合の熱時効温度と時間の関係をプロットしたものを示す。また図中には各温度間において見積もられた活性化エネルギーの値も示した。各部材とも活性化エネルギーは温度依存性を示し、350-400℃間で見積もられた値はいずれの場合も約 100kJ/mol となったのに対し、実機条件に近い 275-350℃間で見積もられた値は 150~200kJ/mol となり、昨年度までに得られていた熱時効時間の短い試験データによる知見と同様の結果が得られた。

② マイクロビッカース硬さに関する活性化エネルギーの導出

a 活性化エネルギーが温度に依存せず単一の値であると仮定した場合

図 3.1.1-60 にそれぞれ再循環ポンプケーシング及び下部ヘッド逆止弁 A ループについて、熱時効時間と硬さの実測値の関係及び式(3.1.1-4)を用いてフィッティングした結果を示す。得られた活性化エネルギーは再循環ポンプケーシングの場合が 196.8kJ/mol、下部ヘッド逆止弁 A ループの場合が 184.5kJ/mol であり、シャルピー試験の吸収エネルギーと同様にいずれの場合も予測式中で用いられる活性化エネルギー100kJ/mol よりも大きい値となった。

b 活性化エネルギーが温度に依存すると仮定した場合

図 3.1.1-61 にそれぞれ再循環ポンプケーシング及び下部ヘッダ逆止弁 A ループについて、採取まま材と硬さが同等となる場合の熱時効温度と時間の関係をプロットしたものを示す。また図中には各温度間において見積もられた活性化エネルギーの値も示した。シャルピー試験の吸収エネルギーの場合と同様に、各部材とも活性化エネルギーは温度依存性を示し、350-400℃間で見積もられた値はいずれの部材の場合も約 110kJ/mol となったのに対し、実機条件に近い 275-350℃間で見積もられた値は 250~300kJ/mol となった。

③ スピノーダル分解反応に関する活性化エネルギーの導出

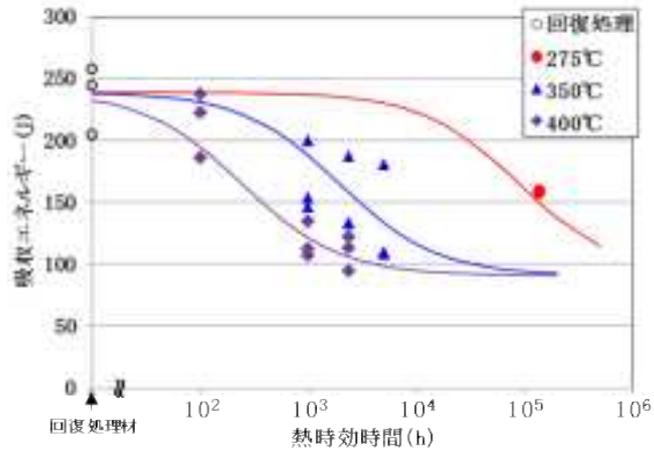
a 活性化エネルギーが温度に依存せず単一の値であると仮定した場合

図 3.1.1-62 にそれぞれ再循環ポンプケーシング及び下部ヘッダ逆止弁 A ループについて、熱時効時間と Variation の実測値の関係及び式(3.1.1-5)を用いてフィッティングした結果を示す。得られた活性化エネルギーは再循環ポンプケーシングの場合が 152.1kJ/mol、下部ヘッダ逆止弁 A ループの場合が 207.8kJ/mol であり、シャルピー試験の吸収エネルギーや硬さ試験の結果と同様にいずれの場合も予測式中で用いられる活性化エネルギー 100kJ/mol よりも大きい値となった。

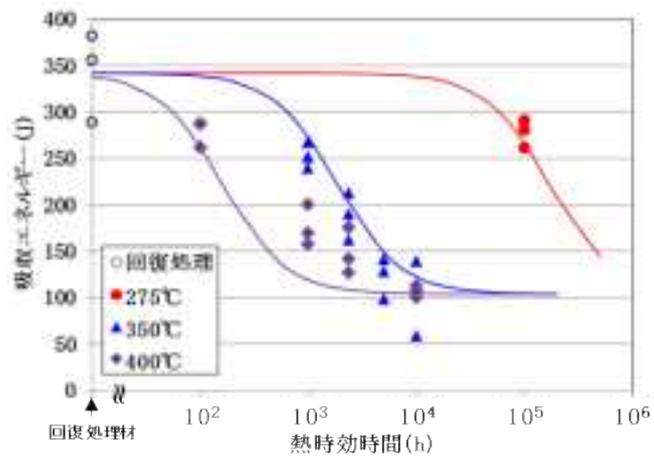
b 活性化エネルギーが温度に依存すると仮定した場合

図 3.1.1-63 にそれぞれ再循環ポンプケーシング及び下部ヘッダ逆止弁 A ループについて、採取まま材と硬さが同等となる場合の熱時効温度と時間の関係をプロットしたものを示す。また図中には各温度間において見積もられた活性化エネルギーの値も示した。シャルピー試験の吸収エネルギーの場合と同様に、各部材とも活性化エネルギーは温度依存性を示し、350-400℃間で見積もられた値はいずれの部材の場合も約 100kJ/mol となったのに対し、実機条件に近い 275-350℃間で見積もられた値は 170~270kJ/mol となった。

(a) 再循環ポンプケーシング (RCP)



(b) 逆止弁Aループ (V21-2A)



(c) 逆止弁Bループ (V21-2D)

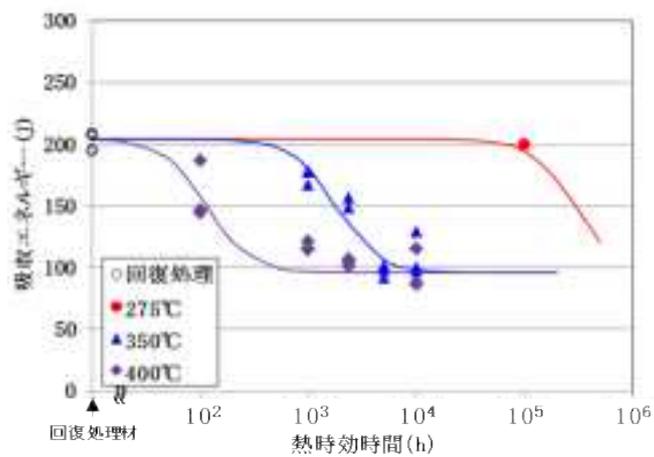
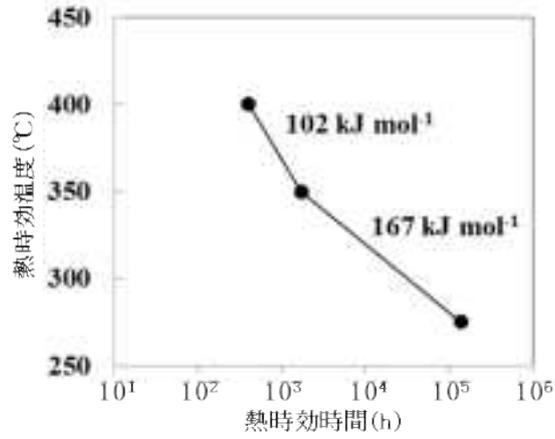
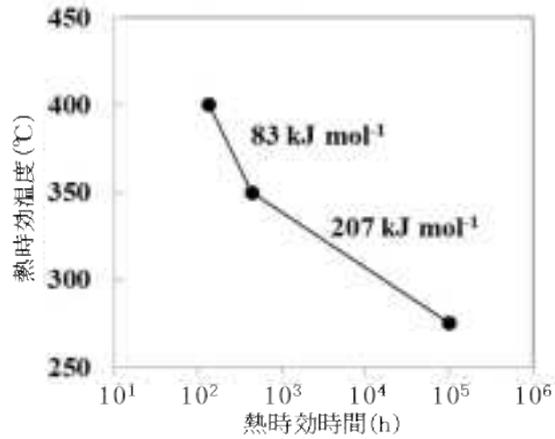


図 3.1.1-58 実機材の熱時効時間と吸収エネルギーの関係 (実測値とフィッティング曲線)

(a) 再循環ポンプケーシング(RCP)



(b) 逆止弁Aループ(V21-2A)



(c) 逆止弁Bループ(V21-2D)

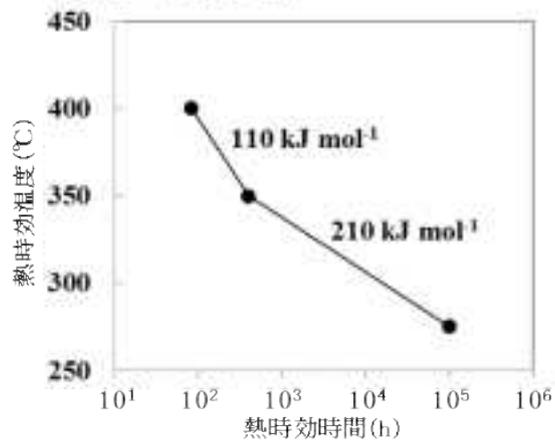
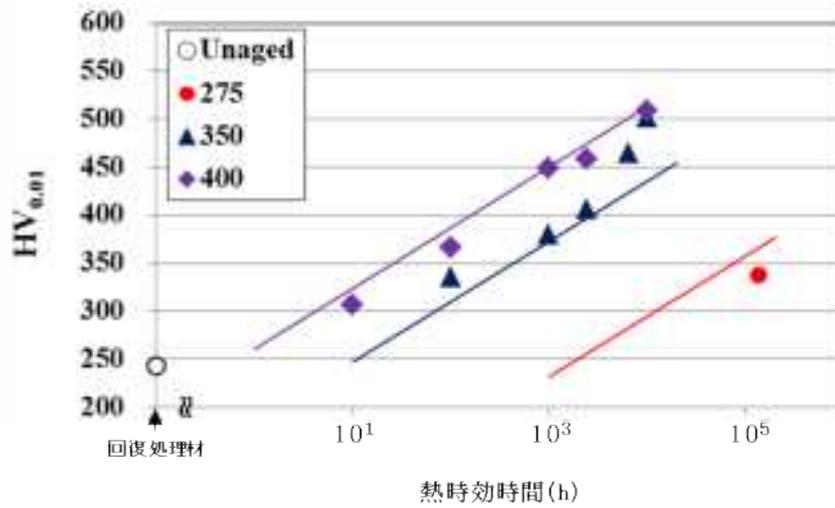


図 3.1.1-59 吸収エネルギーが同等となる熱時効時間と温度の関係  
(「ふげん」実機材の採取まま材の測定値を基準とした)

(a) 再循環ポンプケーシング (RCP)



(b) 逆止弁Aループ (V21-2A)

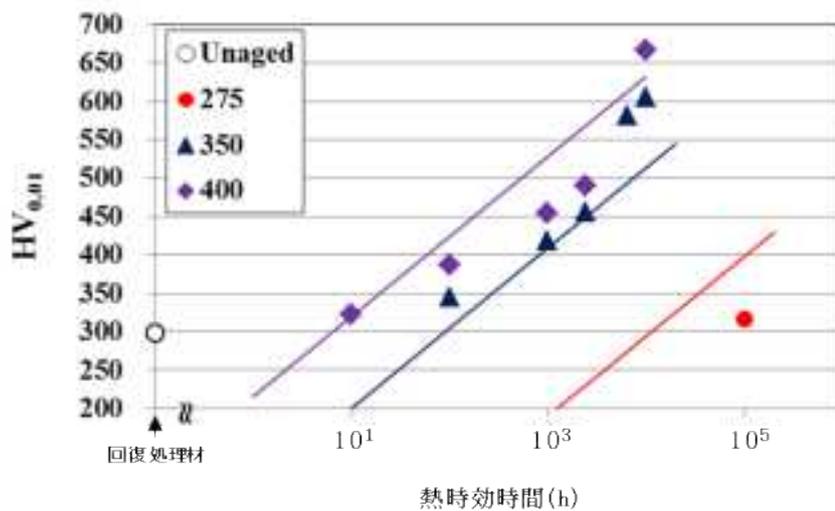
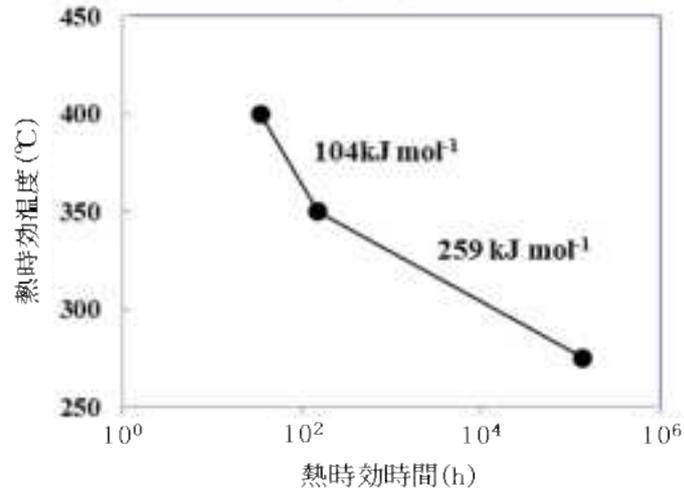


図 3.1.1-60 実機材の熱時効時間とマイクロビッカース硬さの関係 (実測値とフィッティング線)

(a) 再循環ポンプケーシング(RCP)



(b) 逆止弁Aループ(V21-2A)

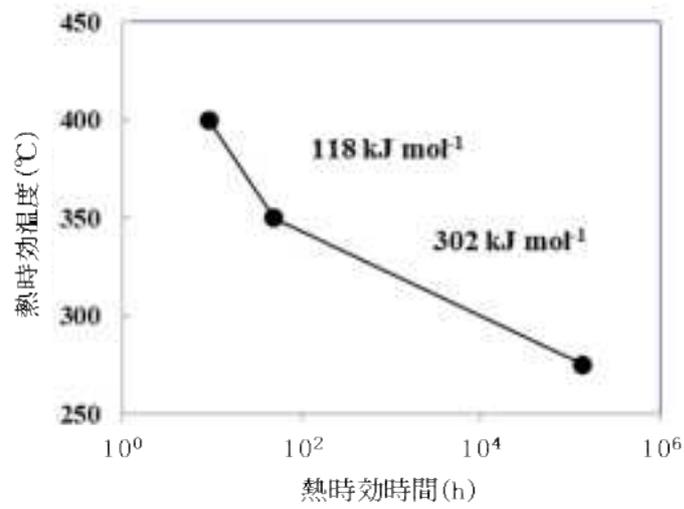
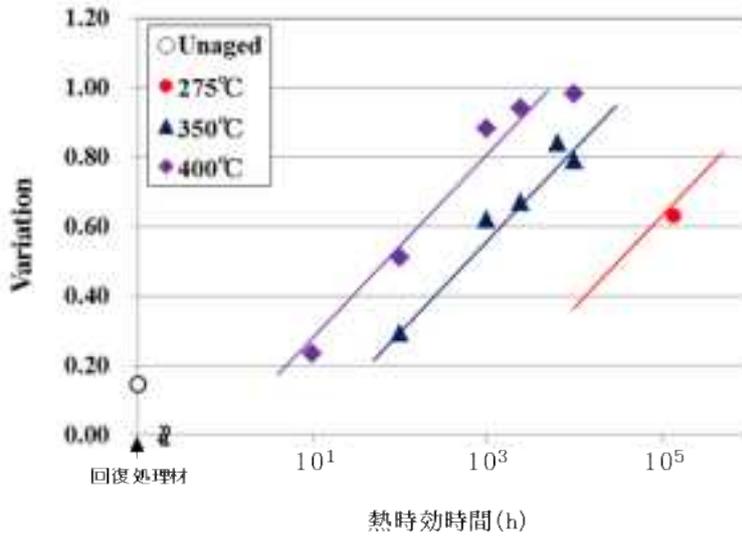


図 3.1.1-61 マイクロビッカース硬さが同等となる熱時効時間と時効温度の関係  
(ふげん実機材の採取まま材の値を基準とした)

(a) 再循環ポンプケーシング(RCP)



(b) 逆止弁Aループ(V21-2A)

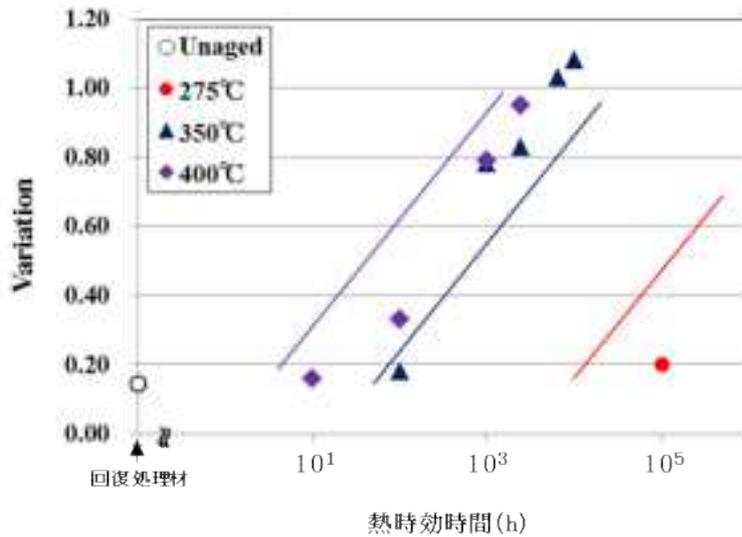
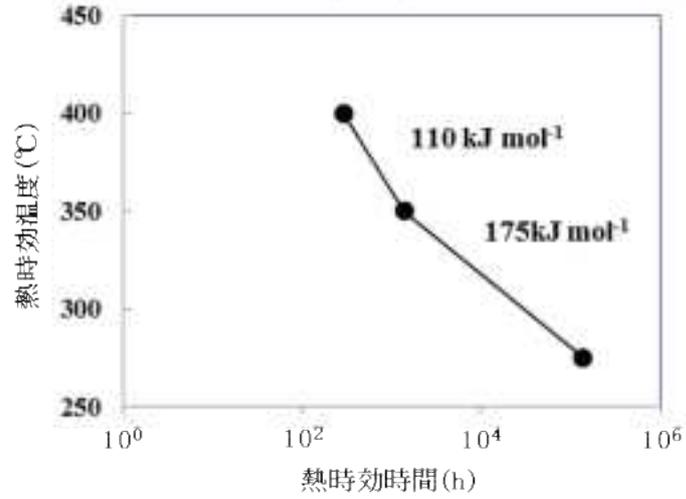


図 3.1.1-62 実機材の熱時効時間と Variation 値の関係  
(実測値とフィッティング線)

(a) 再循環ポンプケーシング(RCP)



(b) 逆止弁Aループ(V21-2A)

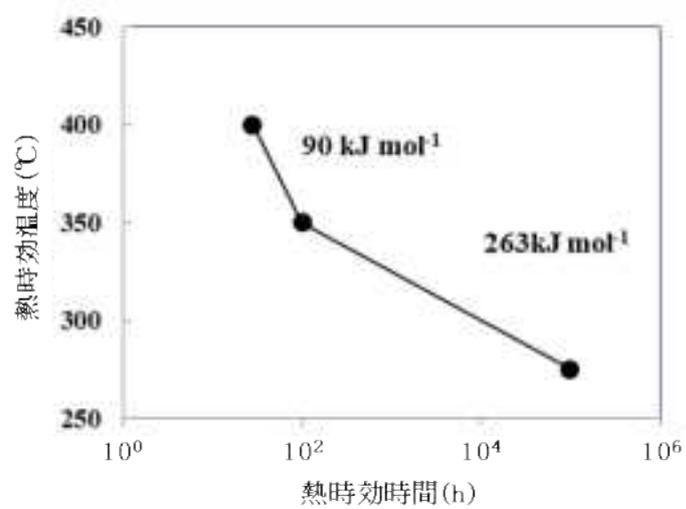


図 3.1.1-63 Variation が同等となる熱時効時間と温度の関係  
(「ふげん」実機材の採取まま材の値を基準とした)

### 3.1.1.5. 「ふげん」実機材評価による熱時効脆化発生状況のまとめ

#### 1) 「ふげん」実機材の機械特性試験

ふげん実機材の加速熱時効材を対象として、昨年度までに実施した測定データに加えてさらに長時間側の加速熱時効材のマイクロビッカース硬さ試験及びシャルピー衝撃試験を実施した。逆止弁 A ループでは熱時効による軽微な吸収エネルギーの低下が認められたが、いずれの場合も十分な破壊靱性を有していることが示された。

再循環ポンプケーシング及び下部ヘッダ逆止弁 A ループを対象に弾塑性  $J_{IC}$  破壊じん性試験を実施した。シャルピー衝撃試験と弾塑性  $J_{IC}$  破壊じん性試験とでは、変形速度の違いに起因して異なる破壊様式を示す事が確認された。ただし、吸収エネルギーと  $J_{IC}$  値との間には過去の試験データと同様に一定の相関がある事が確認された。

#### 2) 「ふげん」実機材の微細組織試験

昨年度の加速熱時効材評価(400°C : ~2400h, 350°C : ~5000h)に加えて、更に長時間の加速熱時効材(350°C, 400°C×10000h)について3次元アトムプローブを用いた分析評価を実施した。マイクロビッカース硬さ試験の結果と同様に熱時効時間の増加に伴いスピノーダル分解反応が進んでいる事が確認された。10000hの長時間側の試験データでも、再循環ポンプケーシング(SCS13)と逆止弁 A ループ(SCS16A)とでは、スピノーダル分解反応速度に顕著な差は無く、Mo含有がスピノーダル分解反応に及ぼす影響はない事が示された。

#### 3) 活性化エネルギーの導出

昨年度の試験データに加え、更に長時間の加速熱時効材の各試験データから、吸収エネルギー(シャルピー衝撃試験)、フェライト相の硬さ(マイクロビッカース硬さ試験)、スピノーダル分解反応(3DAP)について、それぞれの見かけの活性化エネルギーを導出した。いずれの場合も、昨年度までの試験データと同様に活性化エネルギーは100kJ/molを上回り、熱時効温度域ごとに導出した値は低温域(275-350°C)の方が高温域(350-400°C)よりも大きな値が示された。

試験及び分析結果の詳細を下記の資料に示す。

- (1) 別紙 1 「ふげん」 実機材 3次元アトムプローブ分析データ
- (2) 別紙 2 「ふげん」 実機材 機械特性試験結果
- (3) 別紙 3 「ふげん」 実機材 破面断面 EBSD 分析結果

### 3.1.2. 機構論的解析による脆化メカニズムの検討Ⅲ

脆化予測式の信頼性向上のために考慮すべき脆化因子の機構論的な検証を実施した。具体的な実施項目は下記の通りである。

#### 3.1.2.1. モデル合金の加速熱処理と機械特性試験

##### 1) 供試材・試験計画

供試材は、H22年度及びH23年度に作製したモデル合金である。各モデル合金の化学組成及びフェライト量を表 3.1.2-1 に示す。各合金は SCS13 及び SCS16A を基準とし、Cr 量及び Ni 量の調整によりフェライト量を調整し、不純物元素の影響を調査するために C, N 量を調整した。モデル合金の加速処理と機械特性試験計画を表 3.1.2-2 に示す。

##### 2) 実施内容及び結果

###### ① シャルピー衝撃試験

シャルピー衝撃試験は実機材と同様に JIS Z 2242-2005 に準拠し、試験片はフルサイズ（厚さ 10mm）、V ノッチ試験片とした。試験片形状を図 3.1.1-4 に示す。試験温度は、全て室温にて実施した。試験結果を図 3.1.2-1 に示す。

###### ② マイクロビッカース硬さ試験

マイクロビッカース硬さ試験は JIS Z 2244 に準拠し実施した。樹脂固めし、研磨の最終仕上げを  $1/4\mu\text{m}$  の SiO<sub>2</sub> 懸濁液でバフ研磨したものを供した。測定はフェライト相を選択し、押し込み荷重条件を 5g とし、10 点の計測を行った。試験結果を図 3.1.2-2 に示す。

表 3.1.2-1 モデル合金の化学組成とフェライト量

合金No		C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Al	N	O	フェライト量 <sup>*)</sup>
H22-1	目標値	<0.005	0.80	1.00	0.020	0.010	20.75	8.25	-	<0.03	<0.04	0.03	26.6
	分析結果	0.004	0.77	1.00	0.028	0.010	20.62	8.20	-	0.001	0.002	0.018	
H22-2	目標値	<0.005	0.80	1.00	0.020	0.010	19.75	9.25	-	<0.03	<0.04	0.03	8.2
	分析結果	0.002	0.77	1.01	0.020	0.011	19.71	9.20	-	0.002	0.003	0.015	
H22-3	目標値	<0.005	0.80	1.00	0.020	0.010	18.25	10.75	-	<0.03	<0.04	0.03	6.1
	分析結果	0.002	0.77	1.00	0.018	0.011	18.21	10.67	-	0.003	0.002	0.012	
H22-4	目標値	<0.005	0.80	1.00	0.020	0.010	20.75	8.25	-	<0.03	0.175	0.03	8.6
	分析結果	0.004	0.79	1.01	0.022	0.012	20.64	8.16	-	0.003	0.180	0.020	
H22-5	目標値	0.080	0.80	1.00	0.020	0.010	20.75	8.25	-	<0.03	<0.04	0.03	19.2
	分析結果	0.083	0.82	1.01	0.025	0.009	50.54	8.12	-	0.002	0.003	0.021	
H23-1	目標値	<0.005	0.80	1.00	0.020	0.010	21.00	9.00	2.25	<0.03	<0.04	0.35	24.7
	分析結果	0.003	0.79	1.02	0.022	0.010	20.82	9.25	2.28	0.001	0.0033	0.013	
H23-2	目標値	<0.005	0.80	1.00	0.020	0.010	19.50	9.50	2.25	<0.03	<0.04	0.35	14.4
	分析結果	0.005	0.82	1.08	0.041	0.011	19.13	9.54	2.32	0.001	0.0046	0.014	
H23-3	目標値	<0.005	0.80	1.00	0.020	0.010	19.00	10.50	2.25	<0.03	<0.04	0.35	8.1
	分析結果	0.003	0.08	1.02	0.022	0.010	18.77	10.68	2.28	0.001	0.0034	0.013	
H23-4	目標値	<0.005	0.80	1.00	0.020	0.010	21.00	9.00	2.25	<0.03	0.100	0.35	17.6
	分析結果	0.003	0.81	1.04	0.023	0.011	20.92	9.26	2.27	0.003	0.0700	0.015	
H23-5	目標値	0.080	0.80	1.00	0.020	0.010	21.00	9.00	2.25	<0.03	<0.04	0.35	17.4
	分析結果	0.079	0.83	1.00	0.023	0.011	20.61	9.11	2.21	0.002	0.0036	0.014	
H23-6	目標値	<0.005	0.80	1.00	0.040	0.020	19.00	10.00	2.25	<0.03	<0.04	0.35	10.8
	分析結果	0.003	0.79	1.02	0.041	0.010	18.84	10.19	2.28	0.002	0.0032	0.013	
H23-7	目標値	<0.005	0.80	1.00	0.020	0.010	20.00	8.00	0.01	<0.03	<0.04	0.35	10.4
	分析結果	0.002	0.80	1.01	0.025	0.010	19.74	8.20	0.00	0.002	0.0026	0.018	
H23-8	目標値	0.050	0.72	0.94	<0.030	0.009	20.10	8.46	0.01	<0.03	0.027	0.35	6.6
	分析結果	0.051	0.73	0.98	0.003	0.009	20.11	8.46	0.00	0.002	0.0260	0.016	
H23-9	目標値	0.010	0.82	0.77	<0.030	0.005	19.97	10.08	2.25	<0.03	0.084	0.35	7.6
	分析結果	0.008	0.84	0.79	0.003	0.006	19.98	9.99	2.26	0.001	0.0830	0.018	

\*)光学顕微鏡観察による実測値

表 3.1.2-2 モデル合金の機械特性試験実施計画

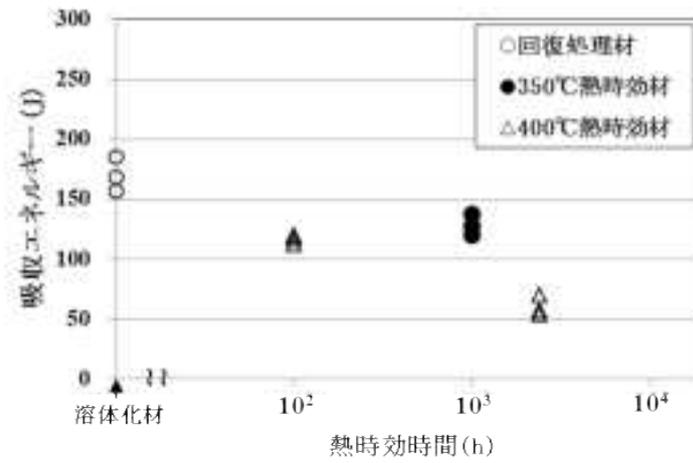
シャルピー衝撃試験

		溶体化 まま	400℃				350℃			
			10h	100h	1000h	2400h	10h	100h	1000h	5000h
H22 作製	H22- 1	済	-	済	-	済	-	-	済	-
	H22- 2	済	-	済	-	済	-	-	済	-
	H22- 3	済	-	済	-	済	-	-	済	-
	H22- 4	済	-	済	-	済	-	-	済	-
	H22- 5	済	-	済	-	済	-	-	済	-
H23 作製	H23- 1	済	-	済	済	済	-	-	済	○
	H23- 2	済	-	済	済	済	-	-	済	○
	H23- 3	済	-	済	済	済	-	-	済	○
	H23- 4	済	-	済	済	済	-	-	済	○
	H23- 5	済	-	済	済	済	-	-	済	○
	H23- 6	済	-	済	済	済	-	-	済	○
	H23- 7	済	-	済	済	済	-	-	済	○
	H23- 8	済	-	済	済	済	-	-	済	○
	H23- 9	済	-	済	済	済	-	-	済	○

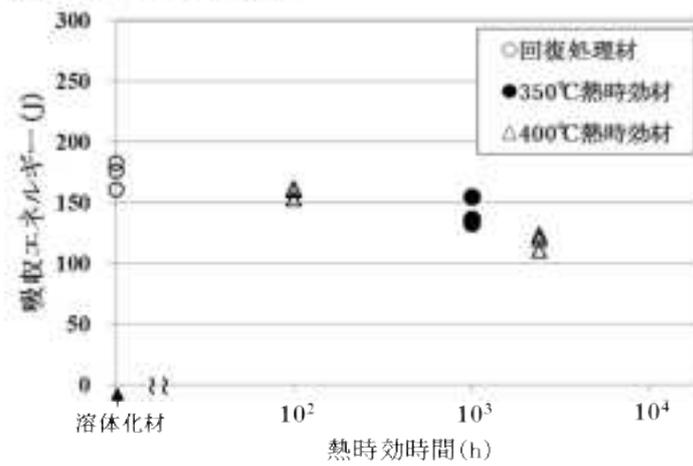
引張試験

		溶体化 まま	400℃				350℃			
			10h	100h	1000h	2400h	10h	100h	1000h	5000h
H22 作製	H22- 1	済	-	済	-	済	-	-	済	-
	H22- 2	済	-	済	-	済	-	-	済	-
	H22- 3	済	-	済	-	済	-	-	済	-
	H22- 4	-	-	済	-	済	-	-	済	-
	H22- 5	-	-	済	-	済	-	-	済	-
H23 作製	H23- 1	済	-	済	済	済	-	-	済	○
	H23- 2	○	-	-	-	-	-	-	-	-
	H23- 3	○	-	済	済	済	-	-	済	○
	H23- 4	○	-	-	-	-	-	-	-	-
	H23- 5	○	-	-	-	-	-	-	-	-
	H23- 6	-	-	-	-	-	-	-	-	-
	H23- 7	済	-	済	済	済	-	-	済	○
	H23- 8	済	-	済	済	済	-	-	済	○
	H23- 9	済	-	済	済	済	-	-	済	○

(a) モデル合金 H22-1



(b) モデル合金 H22-2



(c) モデル合金 H22-3

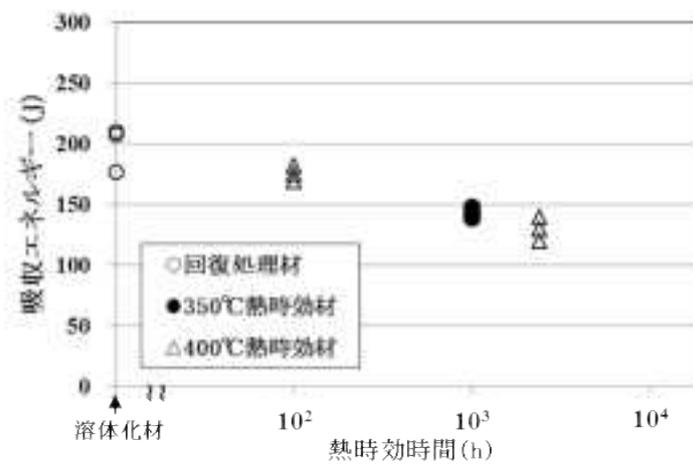
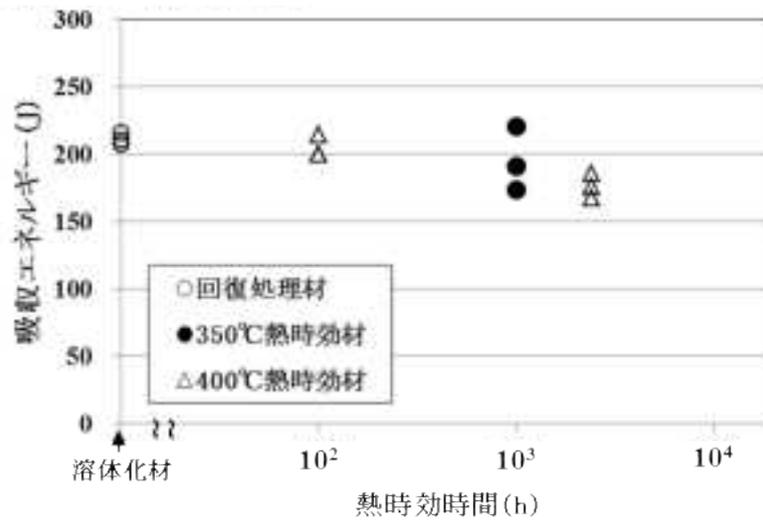


図 3.1.2-1 モデル合金熱時効材のシャルピー衝撃試験結果 (1/5)

(d) モデル合金 H22-4



(e) モデル合金 H22-5

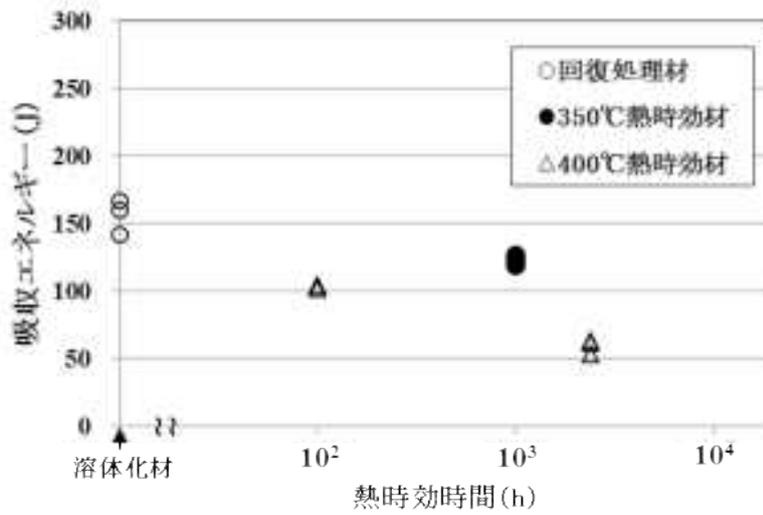
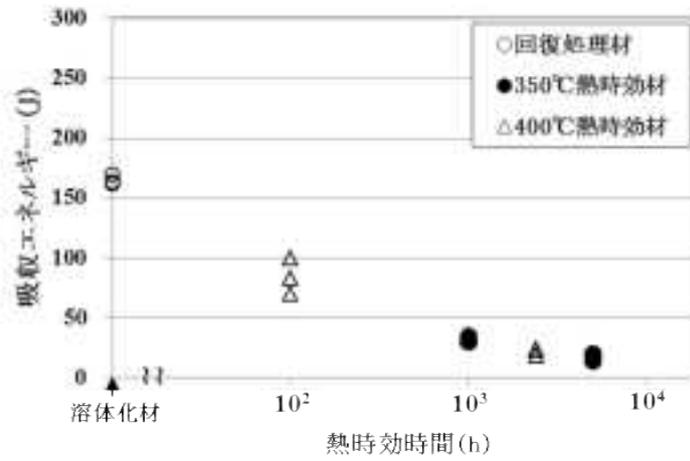
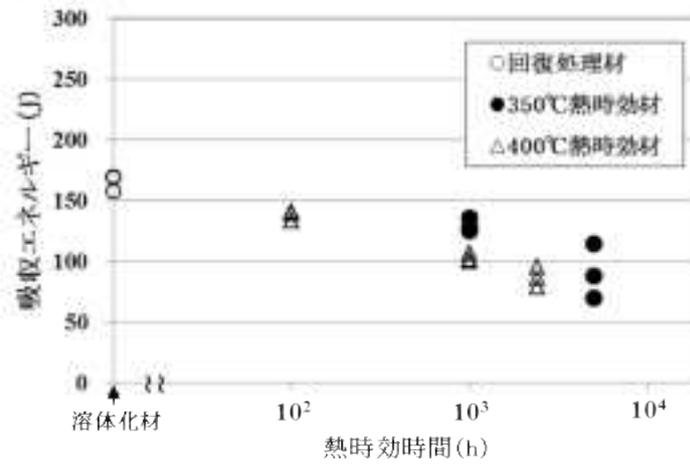


図 3.1.2-1 モデル合金熱時効材のシャルピー衝撃試験結果  
(2/5)

(f) モデル合金 H23-1



(g) モデル合金 H23-2



(h) モデル合金 H23-3

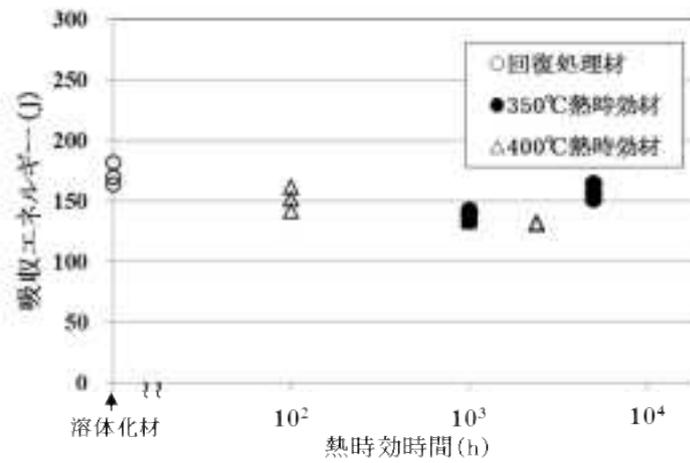
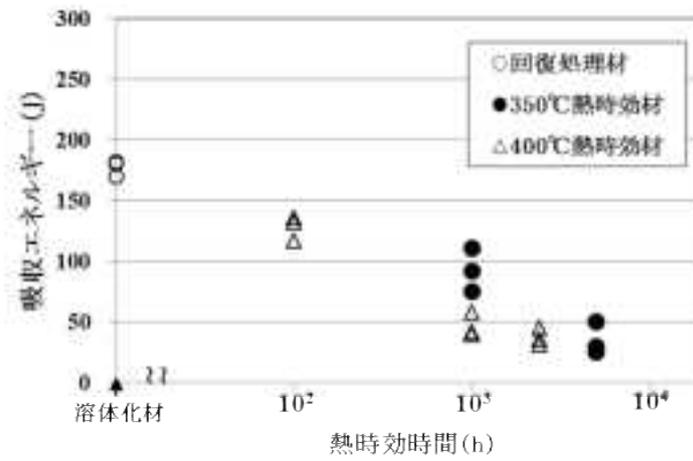


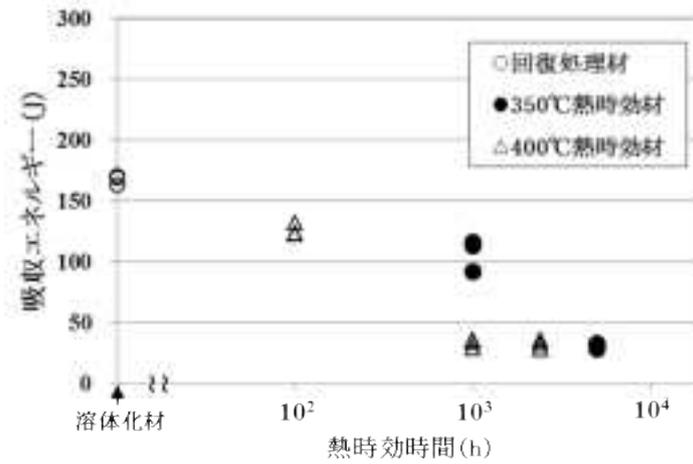
図 3.1.2-1 モデル合金熱時効材のシャルピー衝撃試験結果

(3/5)

(i) モデル合金 H23-4



(j) モデル合金 H23-5



(k) モデル合金 H23-6

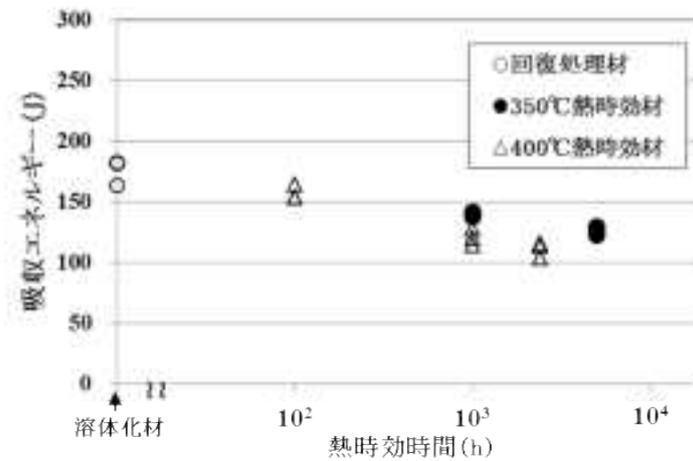
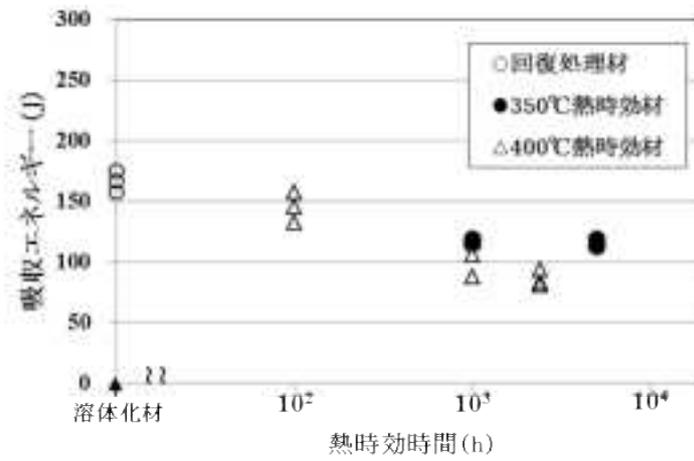
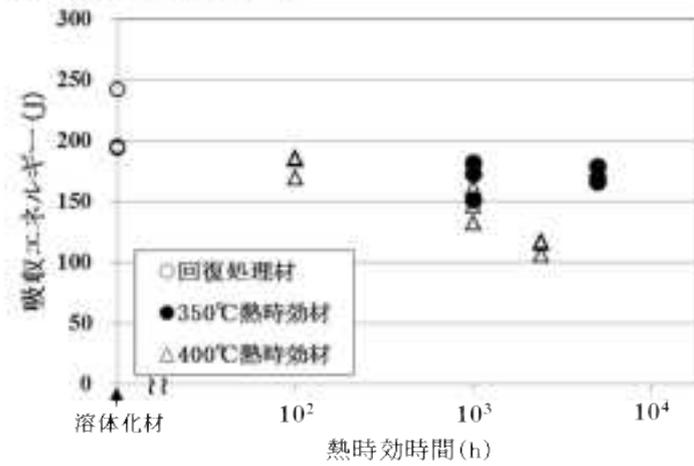


図 3.1.2-1 モデル合金熱時効材のシャルピー衝撃試験結果  
(4/5)

(l) モデル合金 H23-7



(m) モデル合金 H23-8



(n) モデル合金 H23-9

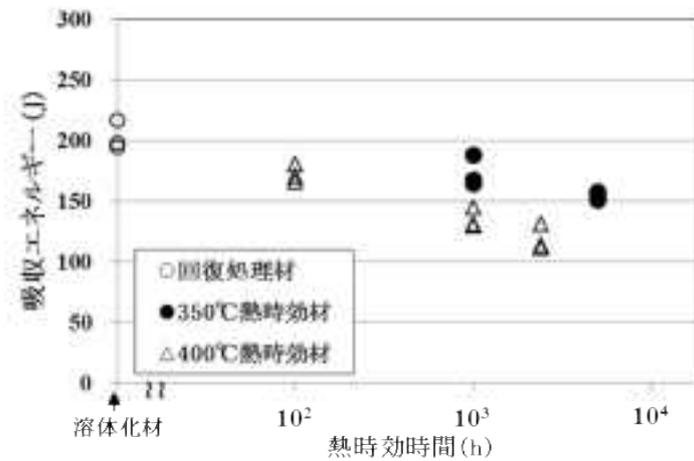


図 3.1.2-1 モデル合金熱時効材のシャルピー衝撃試験結果  
(5/5)

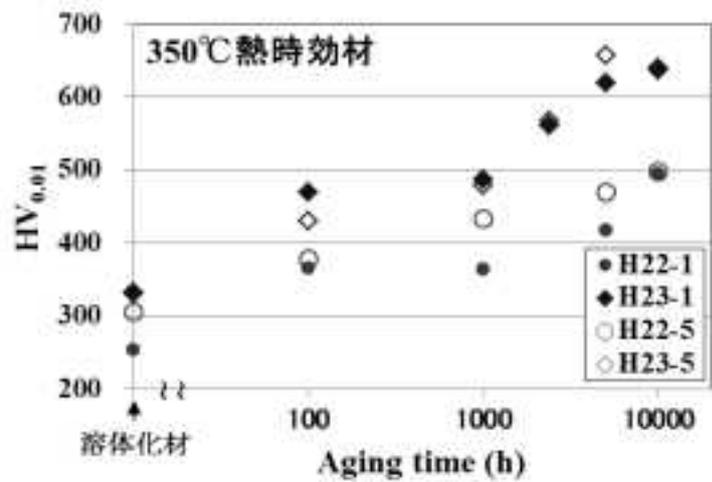
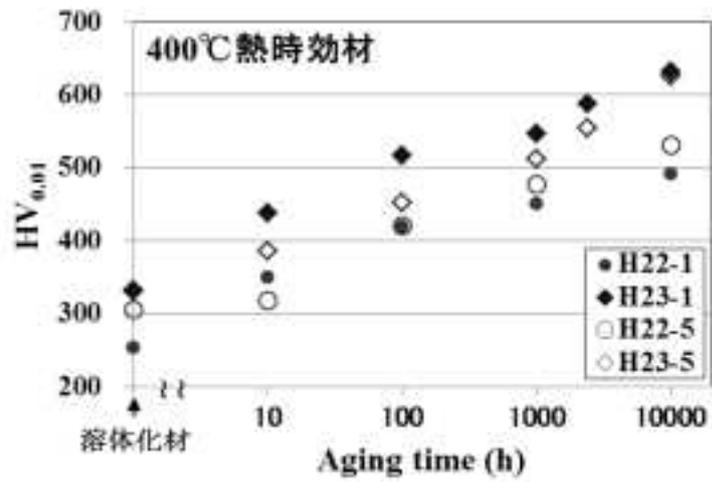


図 3.1.2-2 モデル合金熱時効材のマイクロビッカース硬さ試験結果

### 3.1.2.2. モデル合金の加速熱処理材の微細組織及び破面解析等による脆化に寄与する因子の検討

#### 1) 実施項目

##### ① 3次元アトムプローブ(3D atom probe: 3DAP)

熱時効脆化の主要原因とされるスピノーダル分解反応について、実機材と同様にモデル合金を用いた3次元アトムプローブによる分析を実施した。実機材による知見では、熱時効温度によりスピノーダル分解反応の見かけの活性化エネルギーが異なり、低温時効ほど活性化エネルギーが大きくなるという知見が得られている。モデル合金を用いた分析では、化学成分が異なる事に起因して、(a)フェライト量の差、(b)Mo添加の有無、(c)含有炭素量がスピノーダル分解反応に及ぼす影響に着目して解析を実施した。なお、試料作製方法及び試験方法は実機材と同様の方法にて同条件で実施した。分析対象は下記の通りである。

・ Mo 無添加(SCS13 相当) : H22-1(F量:多、炭素量:低)

H22-3(F量:少、炭素量:低)

H22-5(F量:多、炭素量:多)

・ Mo 添加(SCS16A 相当) : H23-1(F量:多、炭素量:低)

H23-3(F量:少、炭素量:低)

H23-5(F量:多、炭素量:多)

(\*化学組成及びフェライト量は表 3.1.2-1 参照)

##### ② 透過電子顕微鏡による分析評価

スピノーダル分解反応によるCr濃度変調構造及び析出状況の確認のため、超高分解能電子顕微鏡による観察評価を行った。分析対象はH22-1(Mo無添加、低炭素量)、H22-5(Mo無添加、高炭素量)、H23-1(Mo添加、低炭素量)、H23-5(Mo添加、高炭素量)の4種とした。熱時効条件は400℃×10000h、350℃×10000hである。試料は下記の手順により作製した。まず試料を厚さ約0.5mmとなるように切断加工した各分析対象試料を機械研磨により約0.1~0.2mm厚にし、ディスクパンチを用いてφ3mmに打ち抜いた。その後、ツインジェット電解研磨法により薄片化し観察試料に供した。電解液には過塩素酸:エタノール=95:5の混酸を用い、試料温度:-20℃、印加電圧:40Vの条件で電解研磨を行った。観察は日立社製走査透過電子顕微鏡:HD-2700を用いて行った。

また一部の試料(H23-1時効材)については、通常の間・暗視野像の他にEDSの元素マッピングなどによりCr濃度変調構造の定量評価を行い、3次元アトムプローブによる分析結果との比較を行った。精度良い寸法評価のため、球面収差補正機能が付属した透過電子顕微鏡(JEOL社製Cs-corrected STEM装置 JEM-ARM200)にて観察評価を行った。

##### ③ EBSDによるモデル合金のシャルピー衝撃試験後の破面観察

シャルピー衝撃試験後の試験片について代表的な試験条件を選択し、破面断面のEBSD法

による組織評価を実施した。試料作製方法は実機材の場合と同様に機械研磨を行い、その後コロイダルシリカで仕上げ研磨を行い分析試料に供した。解析はフェライト、オーステナイトの各相の分布、結晶方位分布を示す逆極点図(Inverse Pole Figure, IPF)マップ及び局所ひずみ解析の代表的な指標であるKAM(Kernel Average Misorientation)解析を行った。

## 2) 試験結果

### ① 3次元アトムプローブ

図 3.1.2-3～図 3.1.2-6 にモデル合金の加速熱時効について3次元アトムプローブから得られた2次元Cr濃度分布図を示す。図 3.1.2-7 及び図 3.1.2-8 はそれぞれ、400℃加速熱時効材及び350℃加速熱時効材について、3次元アトムプローブ分析の解析結果から得られたVariation値と熱時効時間の関係を示したものである。いずれの条件でも熱時効時間の増加に伴い、スピノーダル分解が進んでおり、その傾向は熱時効温度が高い400℃加速熱時効材の方が顕著であることがわかる。Moが添加されていないH22-1, H22-3, H22-5とMoが添加されているH23-1, H23-3, H23-5との間で顕著な差は認められず、実機材による知見と同様にMo添加がスピノーダル分解の反応速度に及ぼす影響は無いか無視できる程度と考えられる。またフェライト量が異なるH22-1とH22-3及びH23-1とH23-3との比較でも、スピノーダル分解の反応速度には差は認められなかった。

図 3.1.2-9 及び図 3.1.2-10 は、モデル合金熱時効材について3次元アトムプローブ分析結果から得られた3次元原子マップである。いずれの条件においてもNi, Si, Mn原子が集まっている様子が観察された。これは後のTEM観察による回折解析からG相であると考えられる。各試料とも400℃時効材に比べて350℃時効材ではG相はサイズが小さく高密度に分散していた。またMo添加材(H22-1, H22-5)の方がMo無添加材(H23-1, H23-5)と比較して高密度に析出する傾向があった。

### ② 透過電子顕微鏡による分析評価

図 3.1.2-11 はモデル合金熱時効材(H22-1, H22-5, H23-1, H23-5)のSTEM明視野像(BF-STEM像)である。黒いドット状の斑点は回折像の解析からG相であることが確認された。3次元アトムプローブによる知見と同様に、400℃熱時効材よりも350℃熱時効材の方がG相のサイズは小さい傾向にあった。また数密度については正確な試料厚さが不明なため単純な比較は難しいが、3次元アトムプローブによる知見と同様に400℃熱時効材よりも350℃熱時効材の方が高密度にG相が分散している傾向にあった。

図 3.1.2-12 はCs-TEMによるモデル合金熱時効材(H23-1)のEDSマップ分析結果である。Crの濃度分布より熱時効時間の増加に伴い濃度変調構造が明瞭に変化しており、相分離が進んでいる様子が観察された。また熱時効温度が低い350℃熱時効材の方が400℃熱時効材と比較してCr濃度変調の周期が小さいかった。またNi, Si, Mnで構成されるG相も観察

された。3次元アトムプローブによる知見と同様に350℃時効材の方が400℃時効材と比べて、サイズが小さく高密度に分散している様子が観察された。

### ③ EBSDによるモデル合金のシャルピー衝撃試験後の破面観察

シャルピー衝撃試験後の試験片について、溶体化材と400℃×2400h熱時効材について試験後の破面断面のEBSD法による組織評価を実施した。図3.1.2-13～図3.1.2-24に分析結果を示す。いずれの合金の場合も溶体化材ではオーステナイト相中に多数のひずみ線が観察され、KAM値も高い傾向があった。一方で400℃×2400h熱時効材では、フェライト量に応じて破壊様式が異なり、比較的フェライト量が多いものはひずみ線も減少し、KAM値も低い傾向にあった。フェライト量が少ないものは溶体化材とほぼ同様にオーステナイト相に多数のひずみ線が観察された。

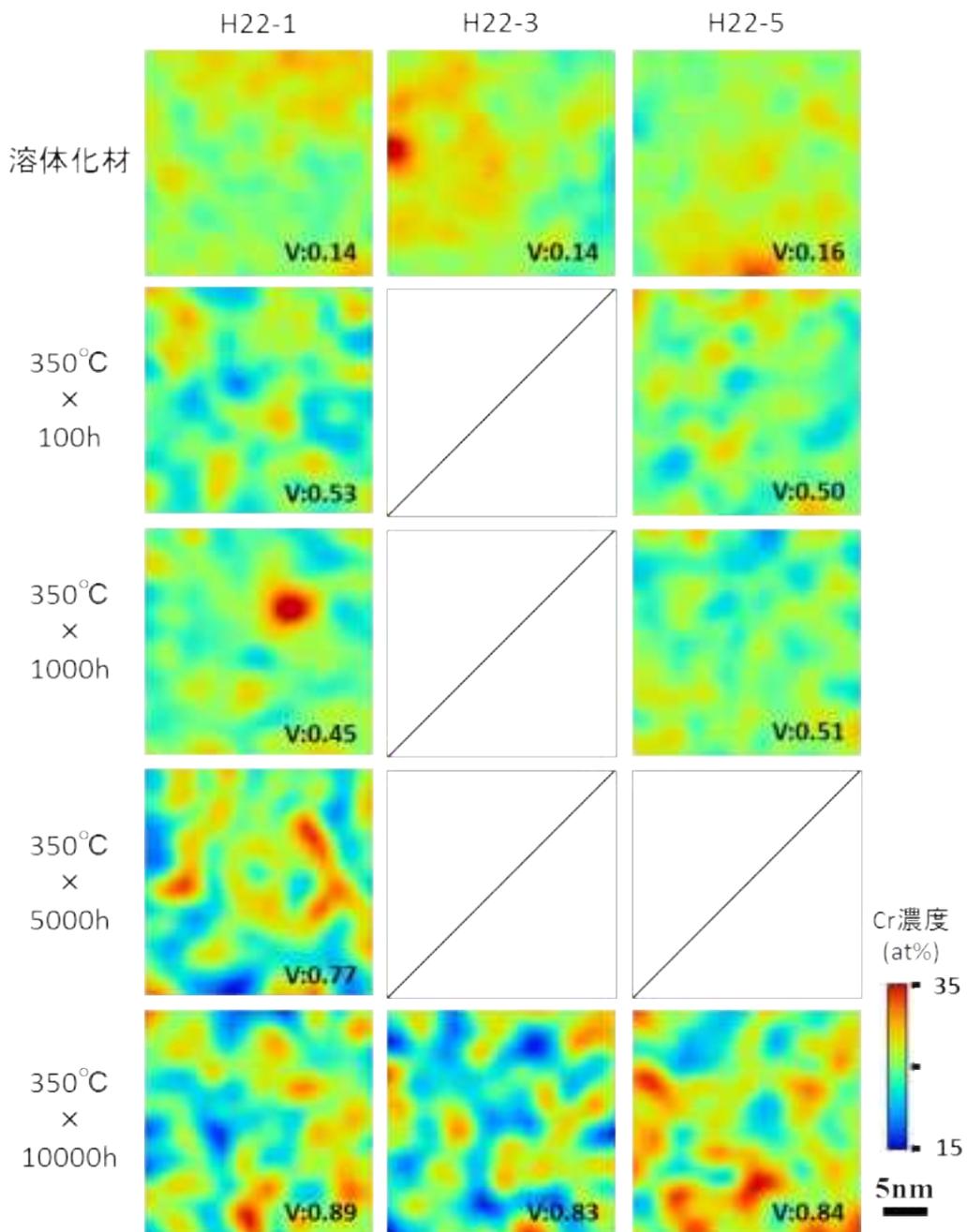


図 3.1.2-3 モデル合金 350°C熱時効材の2次元Cr濃度分布図(1/2)

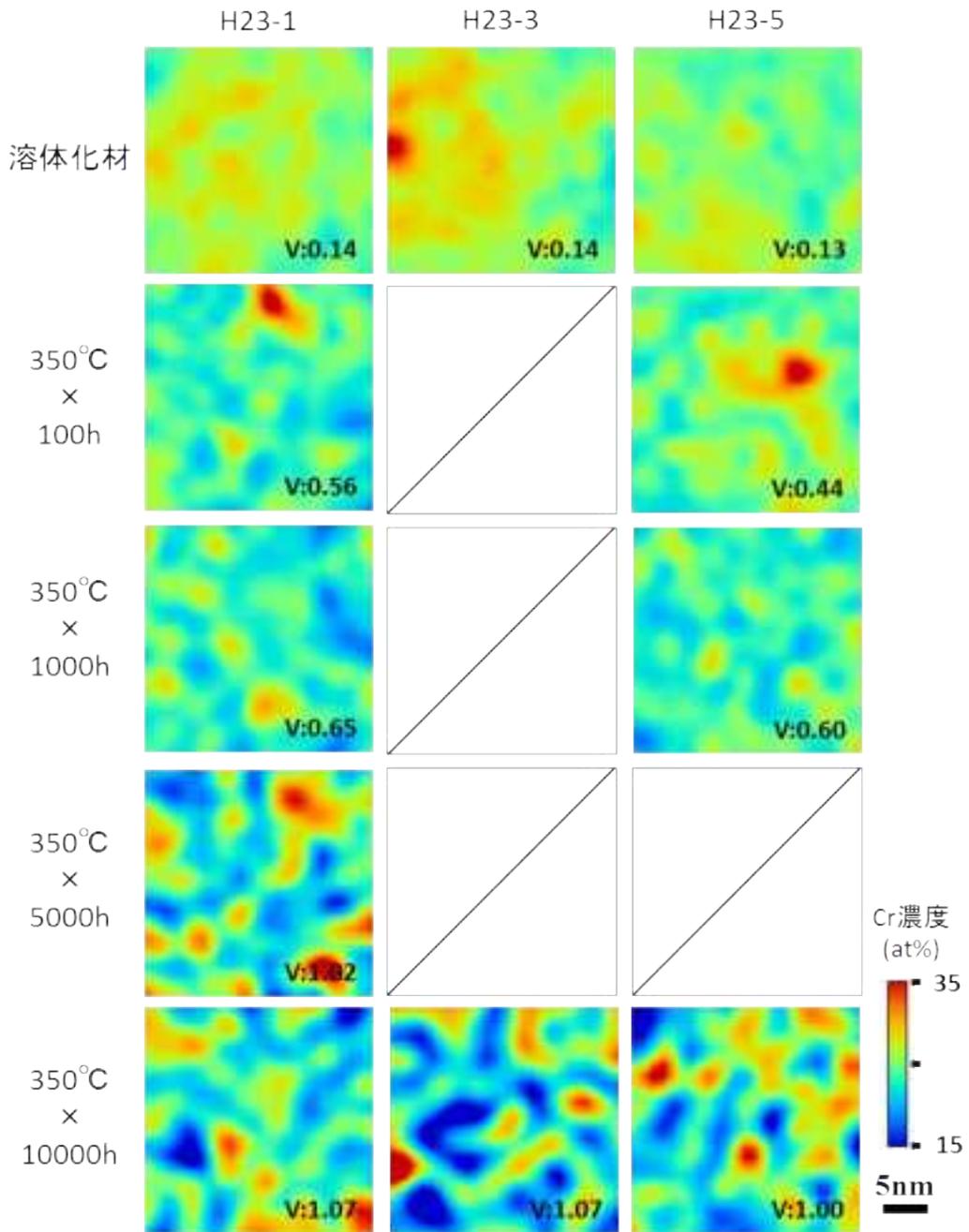


図 3.1.2-4 モデル合金 350°C熱時効材の2次元Cr濃度分布図(2/2)

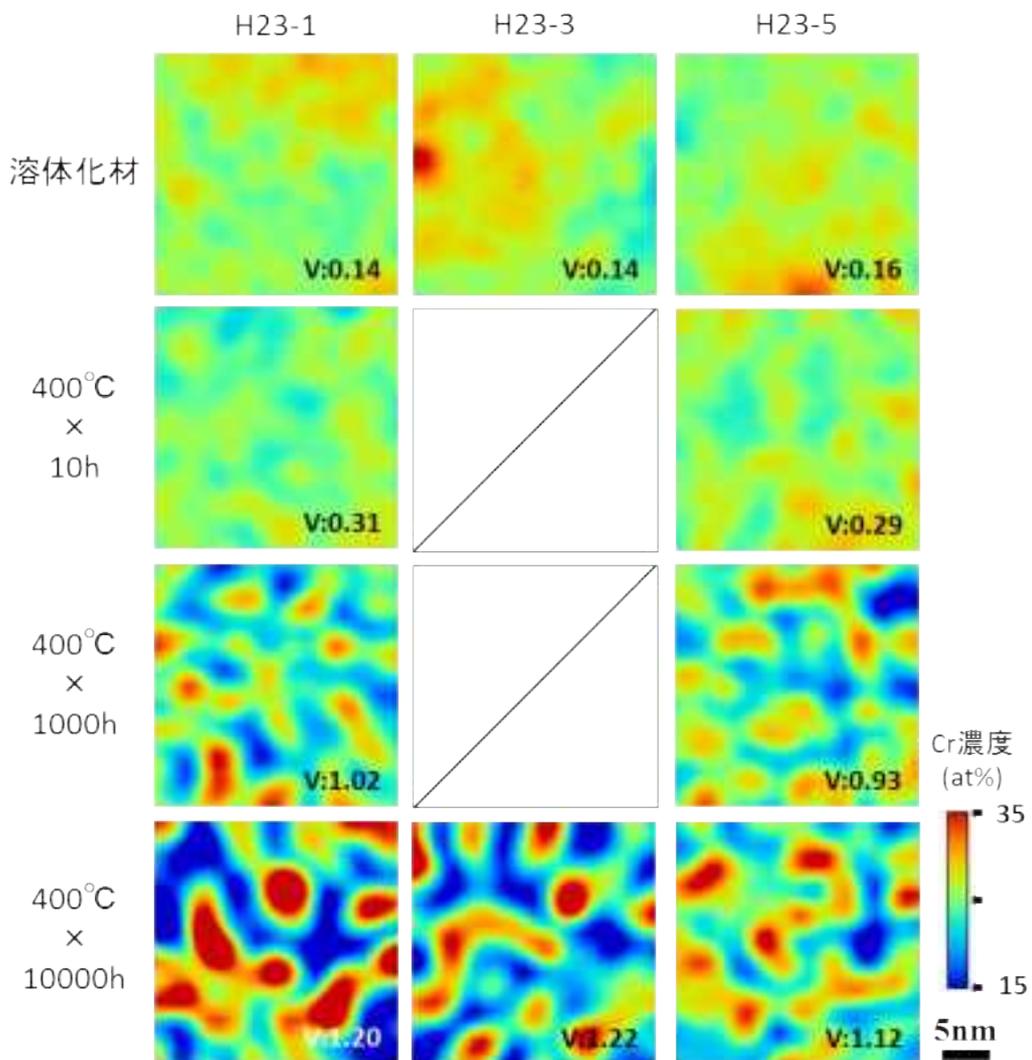


図 3.1.2-5 モデル合金 400°C熱時効材の2次元Cr濃度分布図(1/2)

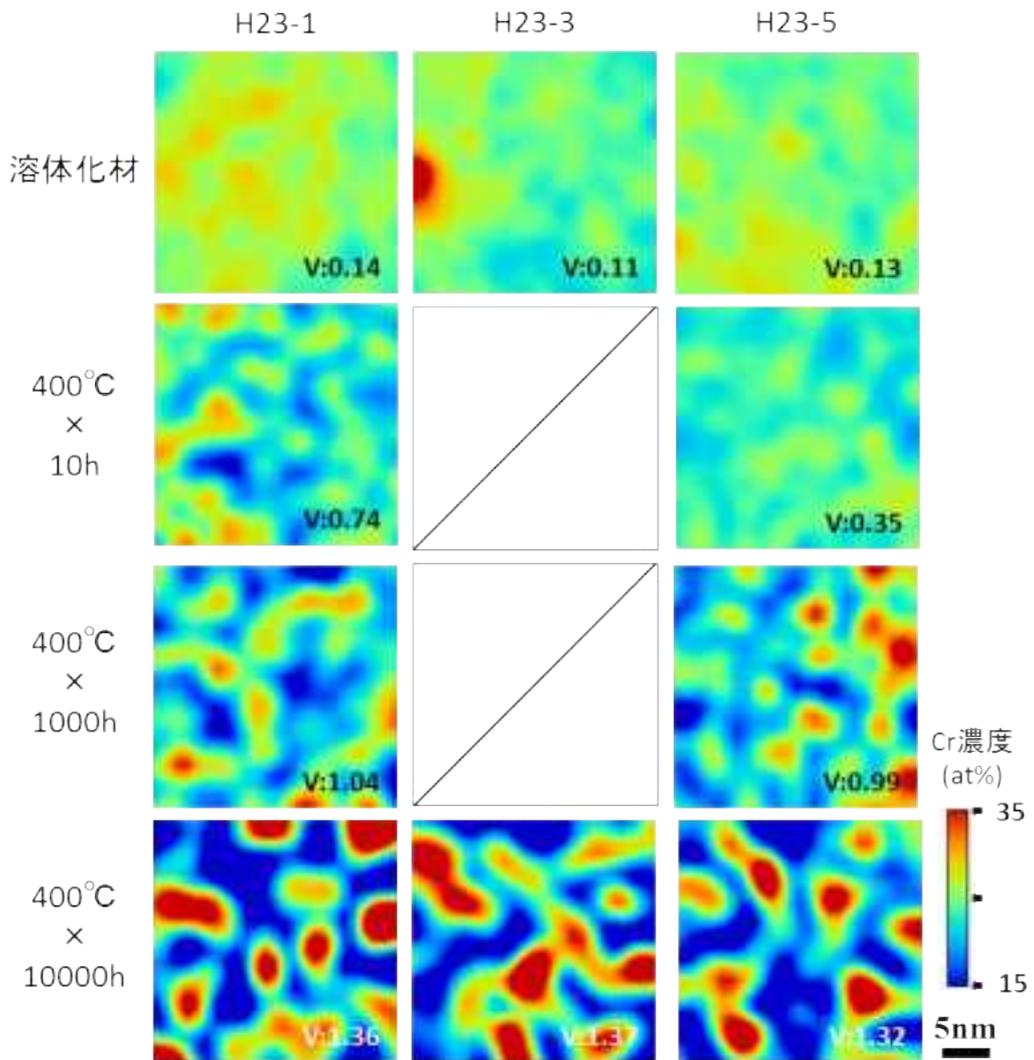


図 3.1.2-6 モデル合金 400°C熱時効材の2次元Cr濃度分布図(2/2)

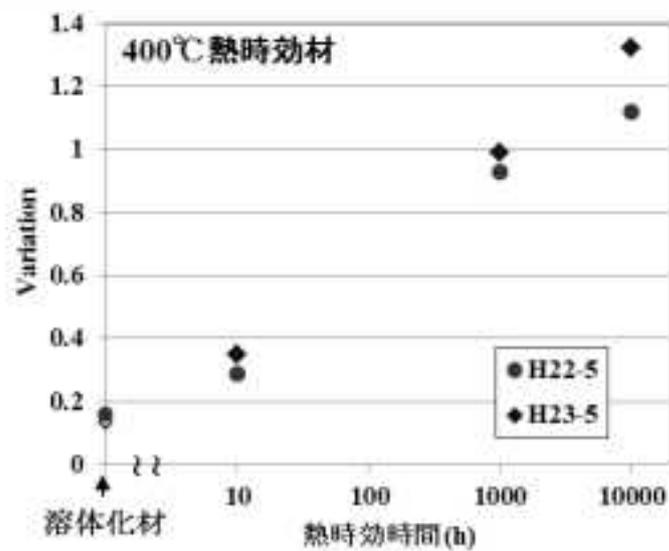
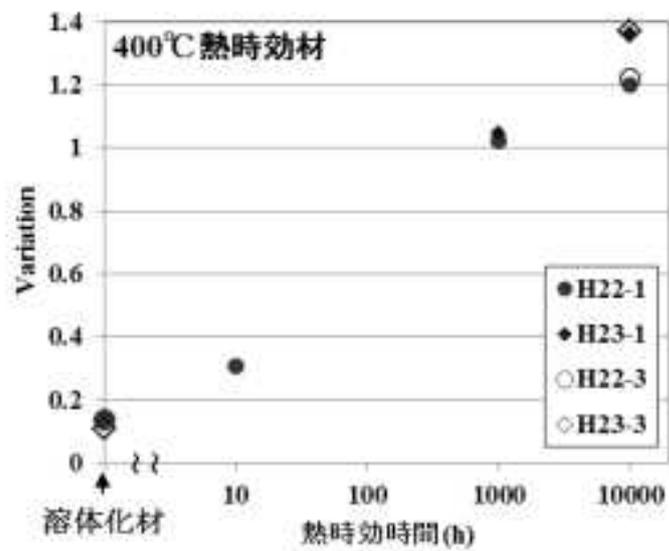


図 3.1.2-7 モデル合金 400°C熱時効材の 3DAP 分析結果

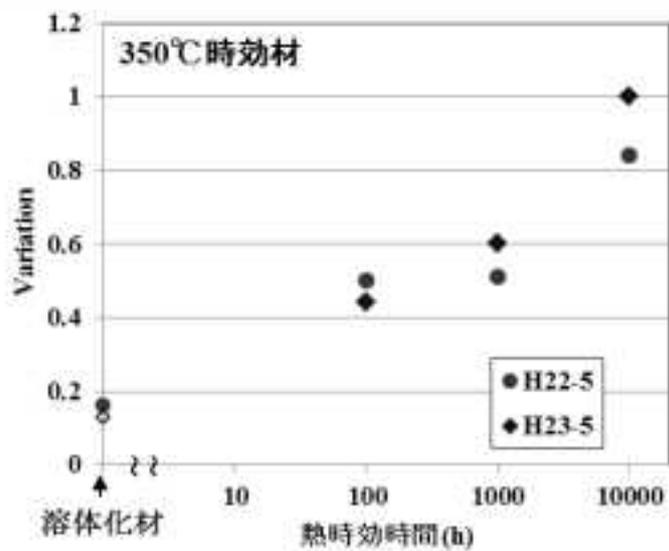
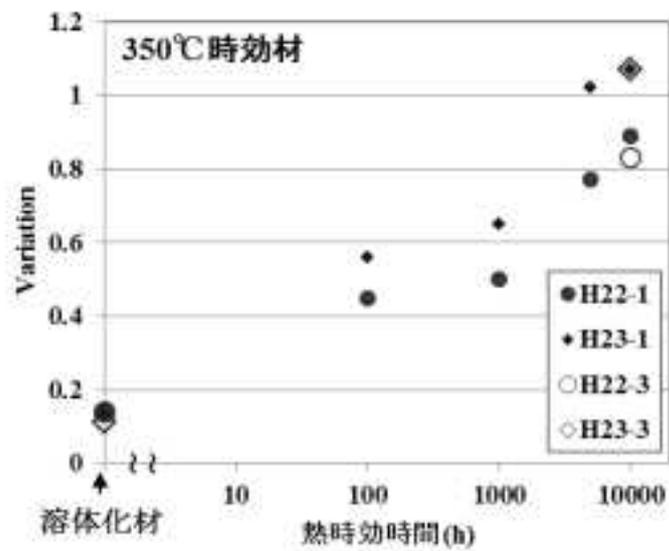
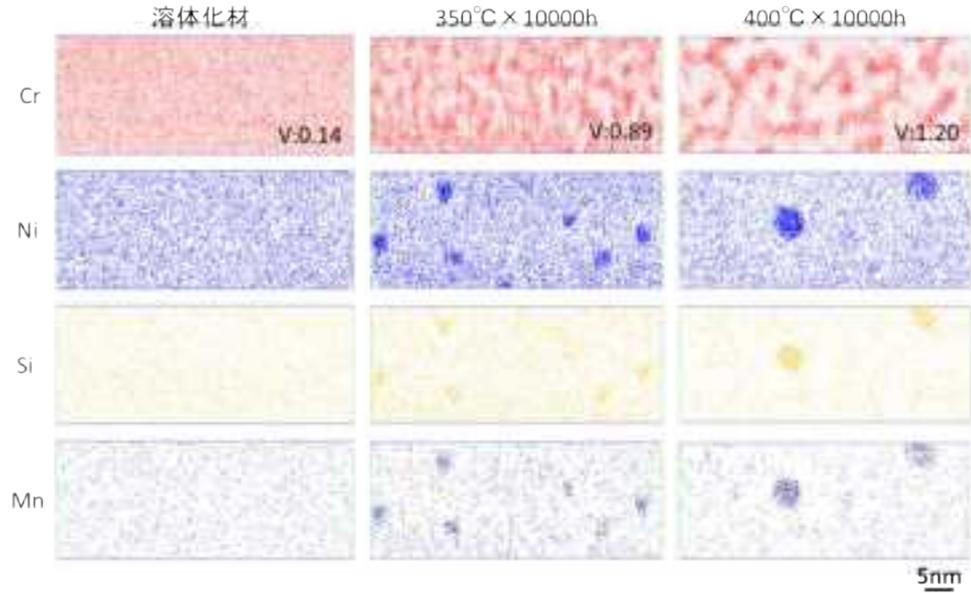


図 3.1.2-8 モデル合金 350°C熱時効材の 3DAP 分析結果

(a)モデル合金 H22-1



(b)モデル合金 H22-5

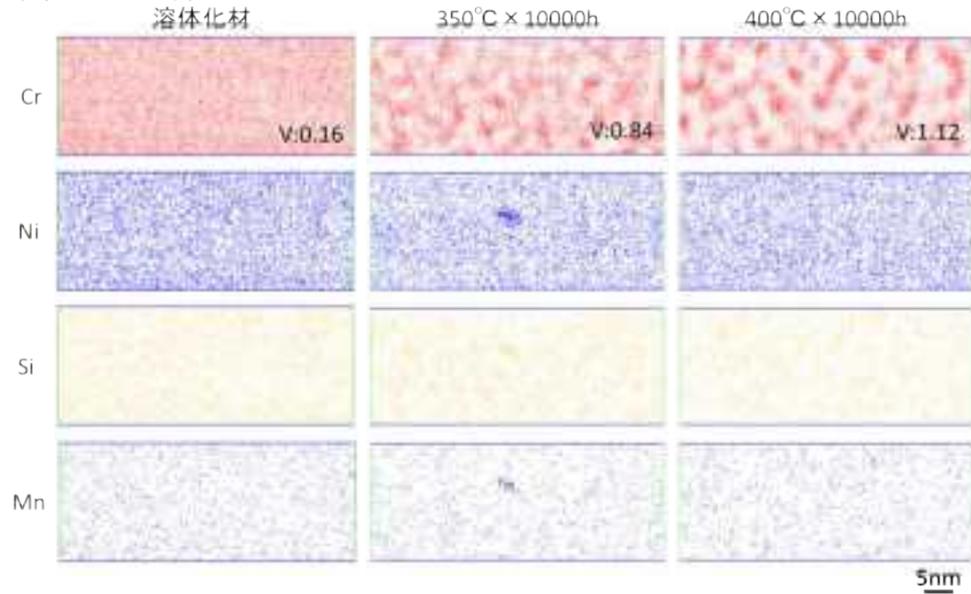
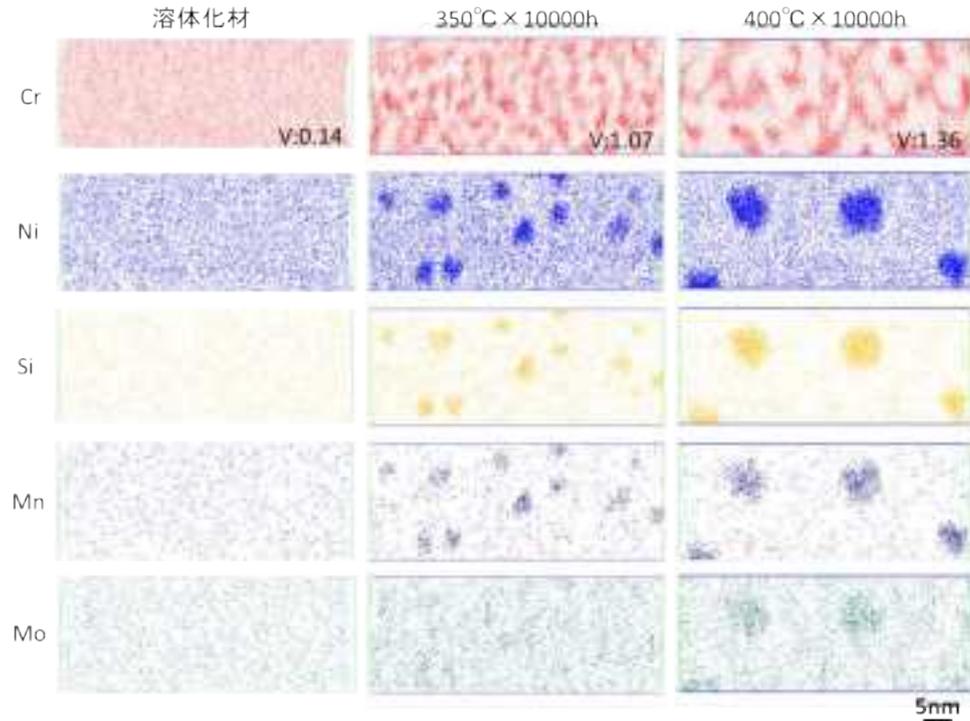


図 3.1.2-9 モデル合金熱時効材の 3DAP 測定結果(3D 原子分布図) (1/2)

(a)モデル合金 H22-1



(b)モデル合金 H22-5

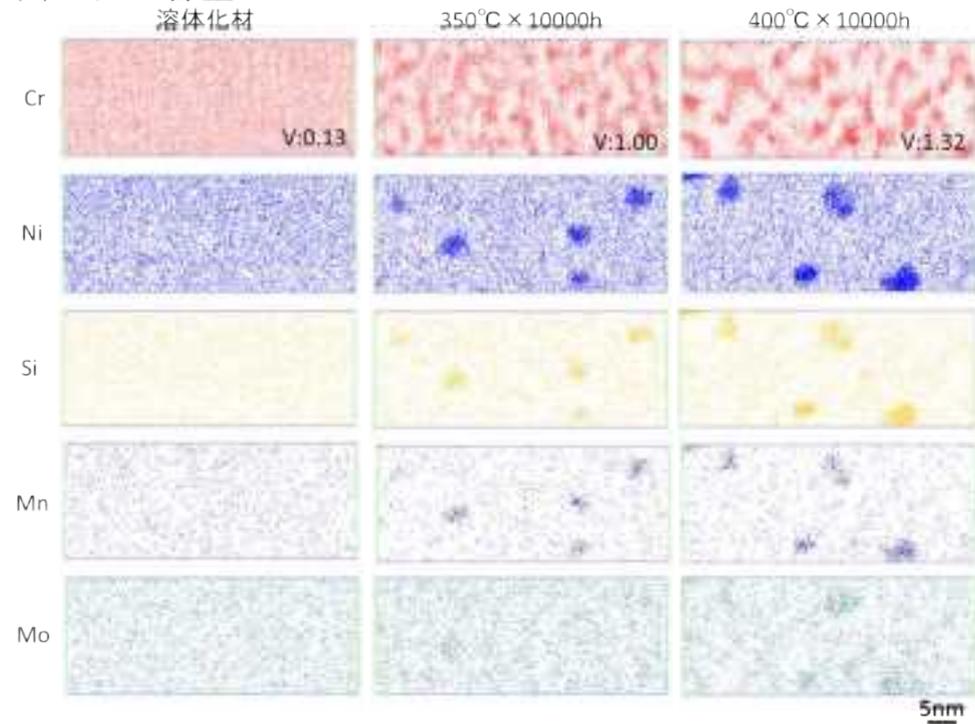


図 3.1.2-10 モデル合金熱時効材の 3DAP 測定結果(3D 原子分布図) (2/2)

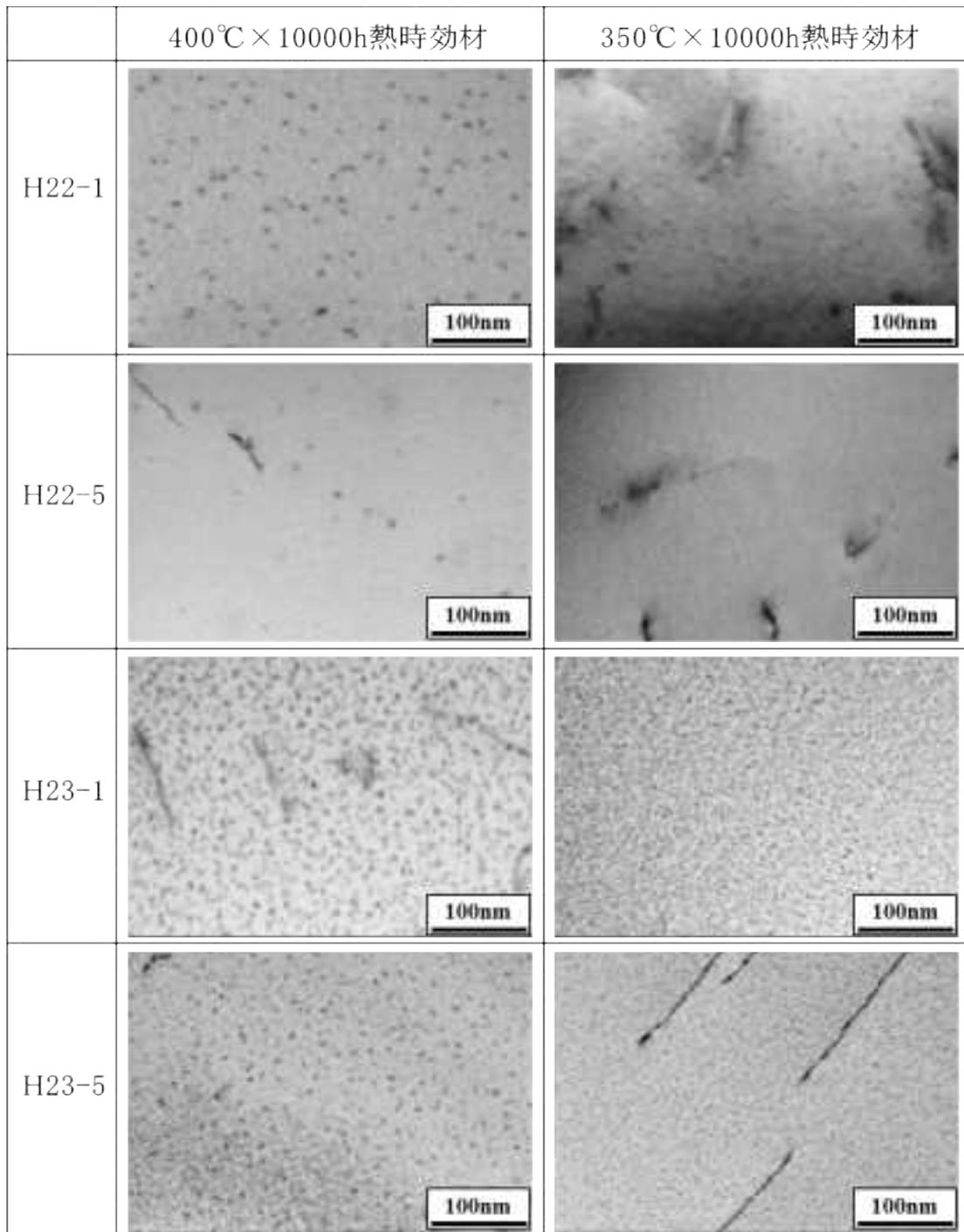
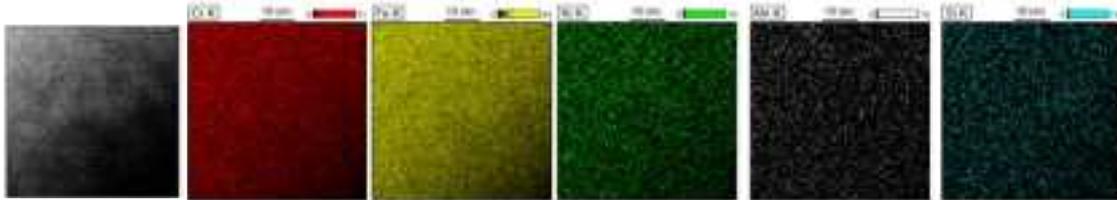
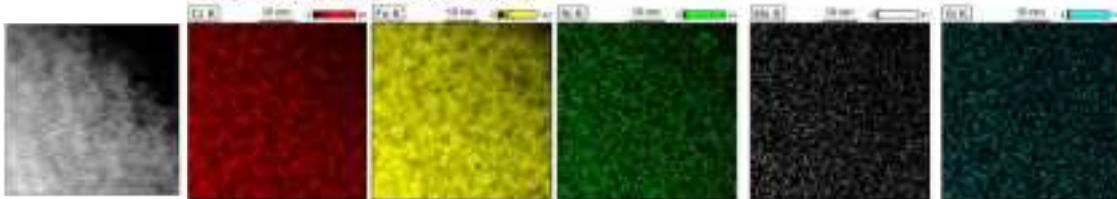


図 3.1.2-11 モデル合金熱時効材の明視野-STEM 像

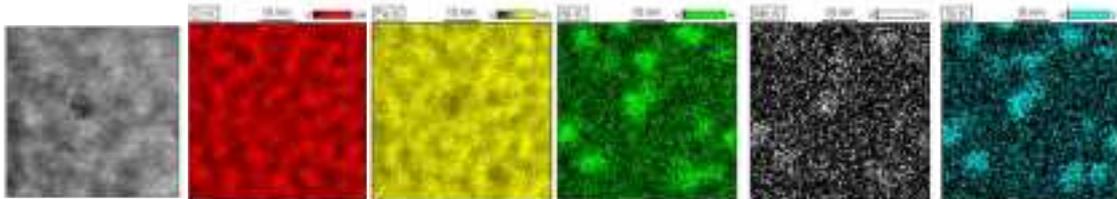
(a)モデル合金 (H23-1) 溶体化材



(b)モデル合金 (H23-1) 400°C × 1000h熱時効材



(c)モデル合金 (H23-1) 400°C × 10000h熱時効材



(d)モデル合金 (H23-1) 350°C × 10000h熱時効材

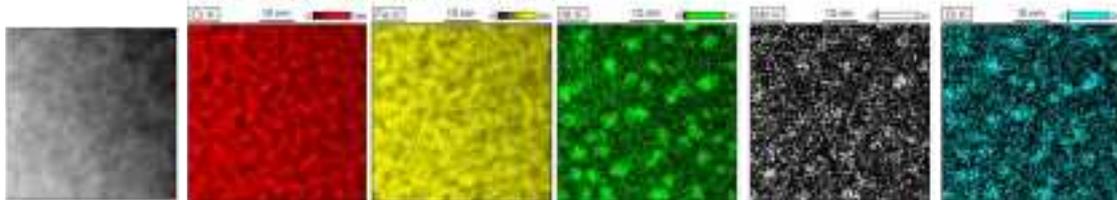
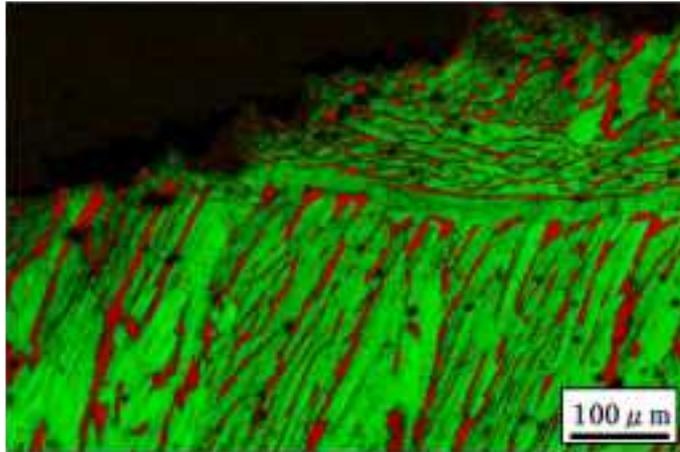
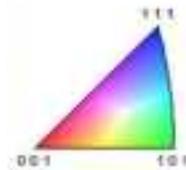
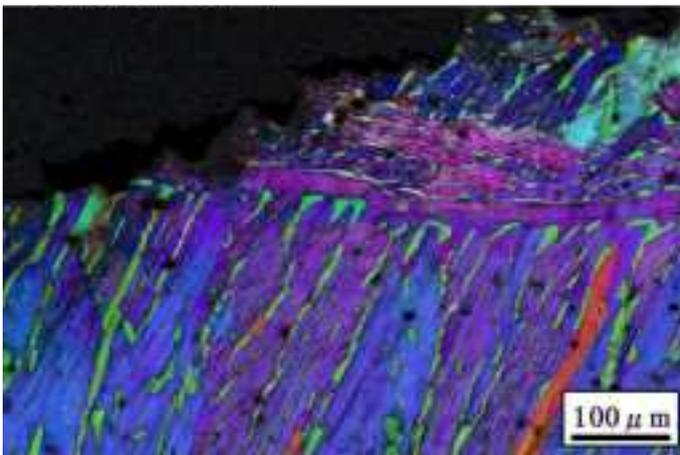


図 3.1.2-12 モデル合金熱時効材の Cs-STEM による EDS マップ分析結果

(a) 相分布図



(b) 結晶方位分布図



(c) KAM分布図

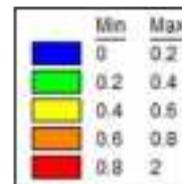
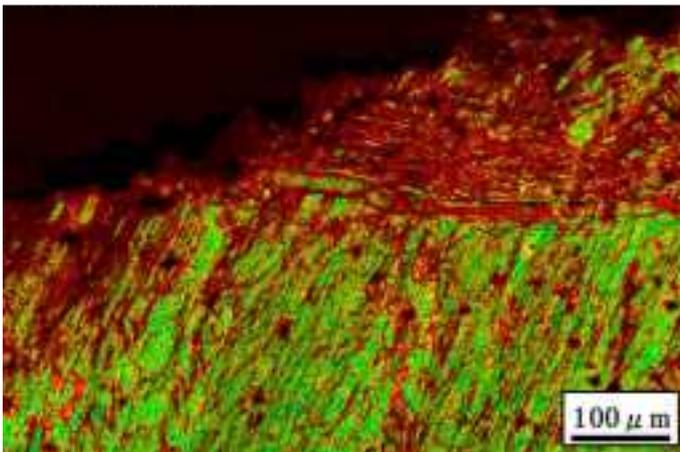
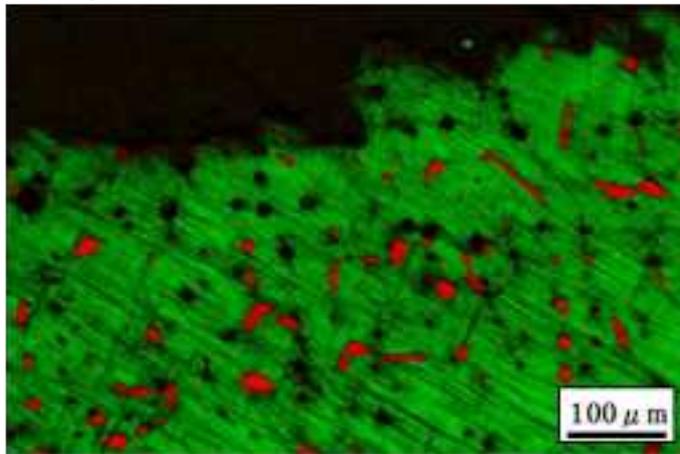


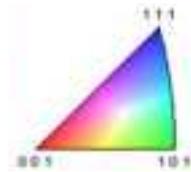
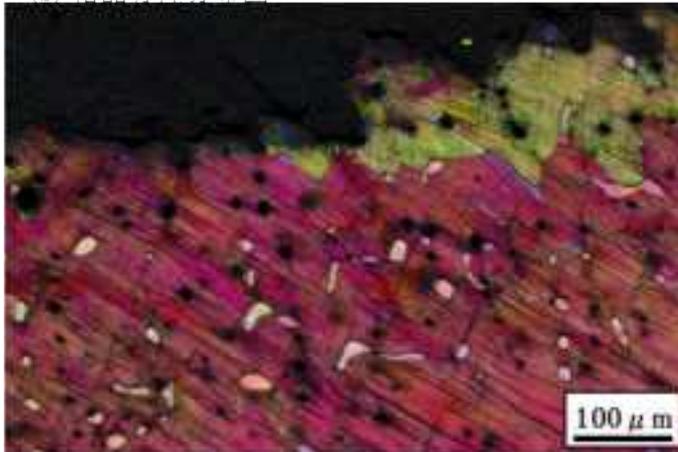
図 3.1.2-13 モデル合金(H22-1) 400°C×2400h 時効材のシャルピー衝撃試験後の破面のEBSD分析結果

(a) 相分布図



Phase  
■ Ferrite  
■ Austenite

(b) 結晶方位分布図



(c) KAM分布図

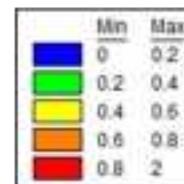
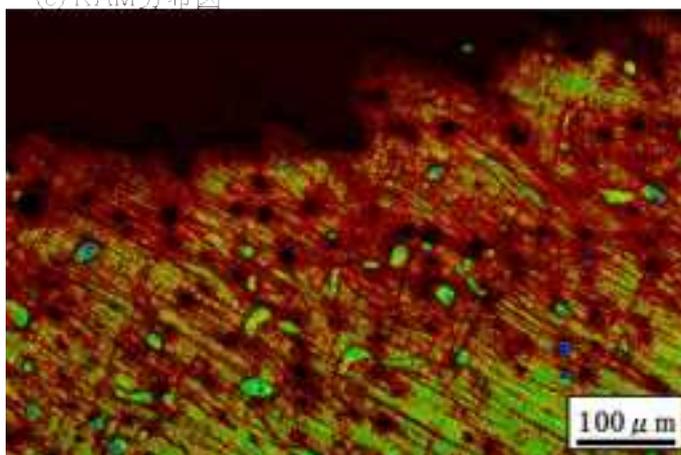
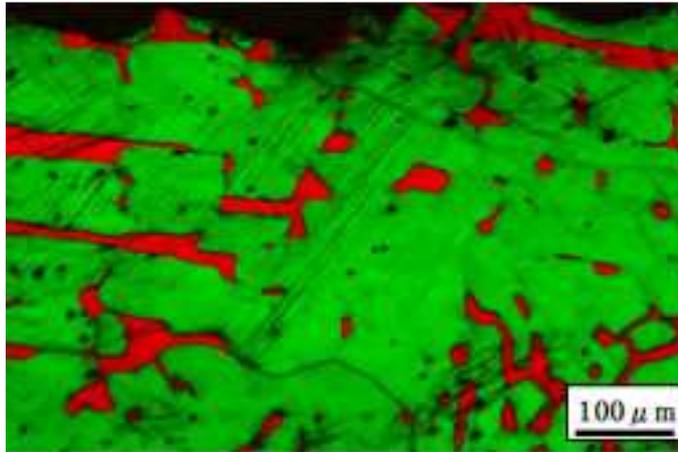


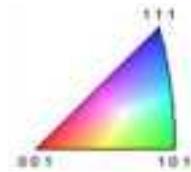
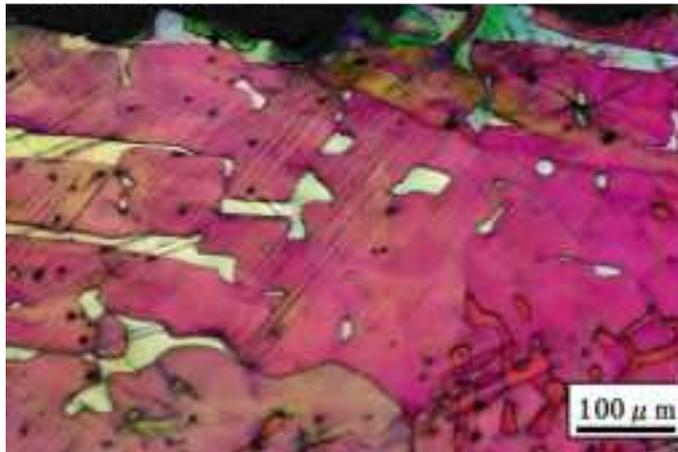
図 3.1.2-14 モデル合金(H22-3) 400°C×2400h 時効材のシャルピー衝撃試験後の破面のEBSD分析結果

(a) 相分布図



Phase  
■ Ferrite  
■ Austenite

(b) 結晶方位分布図



(c) KAM分布図

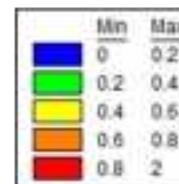
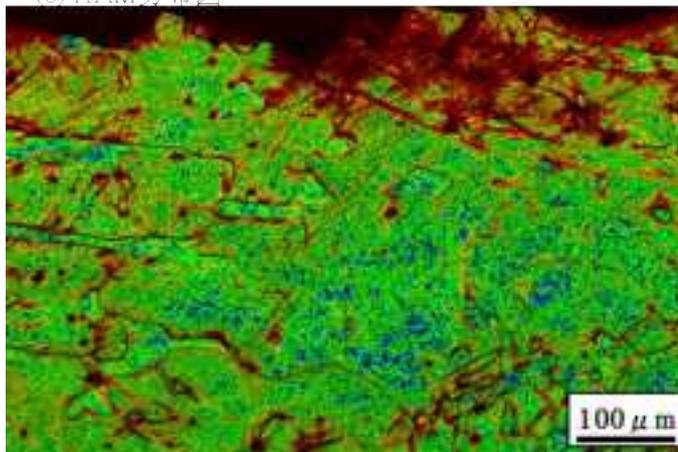
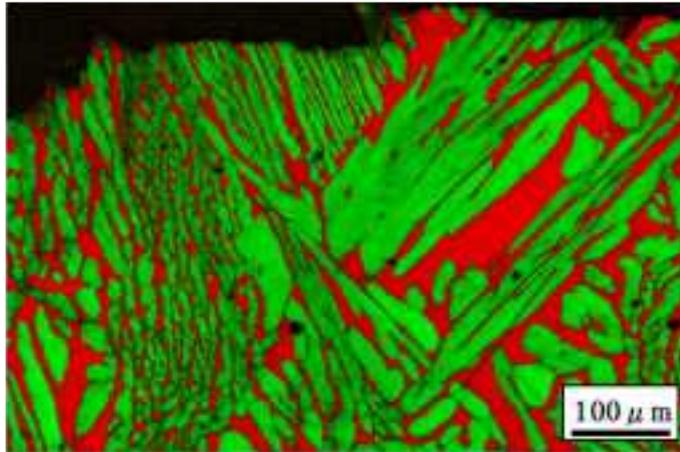
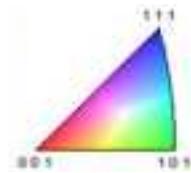
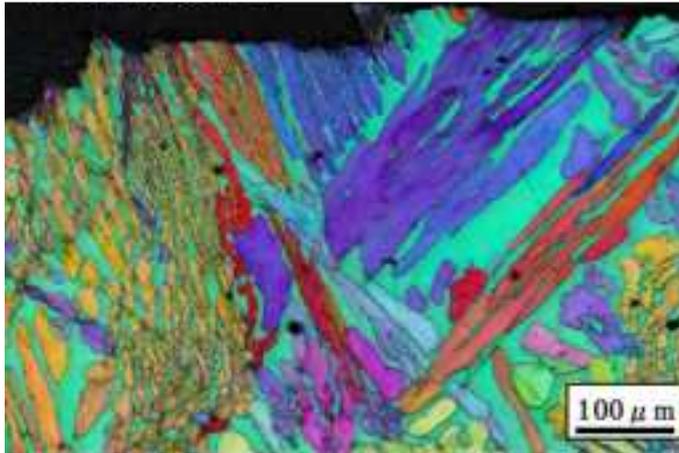


図 3.1.2-15 モデル合金(H22-5) 400°C×2400h 時効材のシャルピー衝撃試験後の破面のEBSD分析結果

(a) 相分布図



(b) 結晶方位分布図



(c) KAM分布図

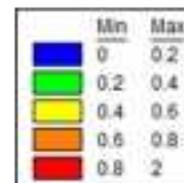
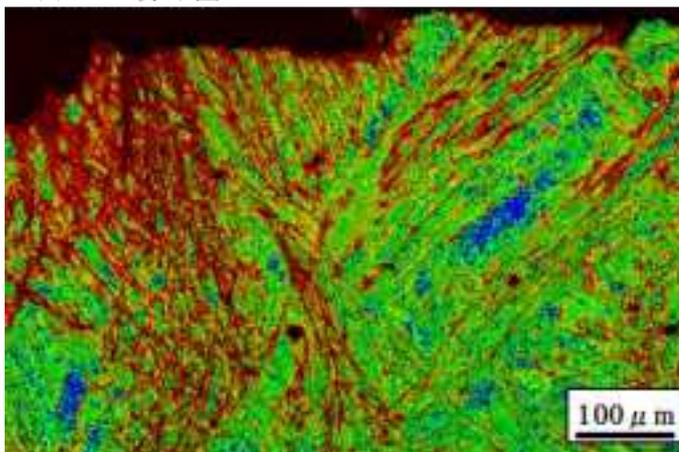
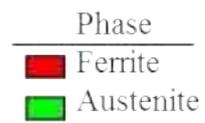
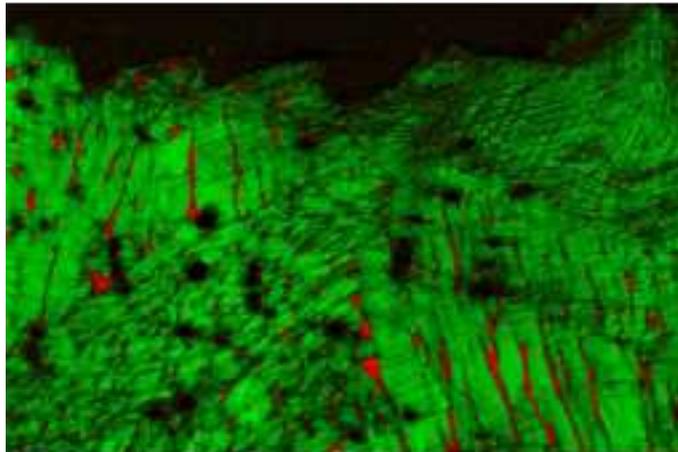
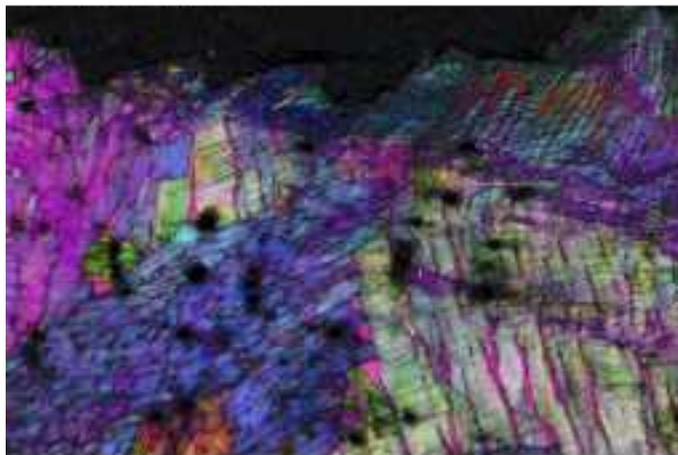


図 3.1.2-16 モデル合金(H23-1) 400°C×2400h 時効材のシャルピー衝撃試験後の破面のEBSD分析結果

(a) 相分布図



(b) 結晶方位分布図



(c) KAM分布図

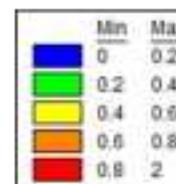
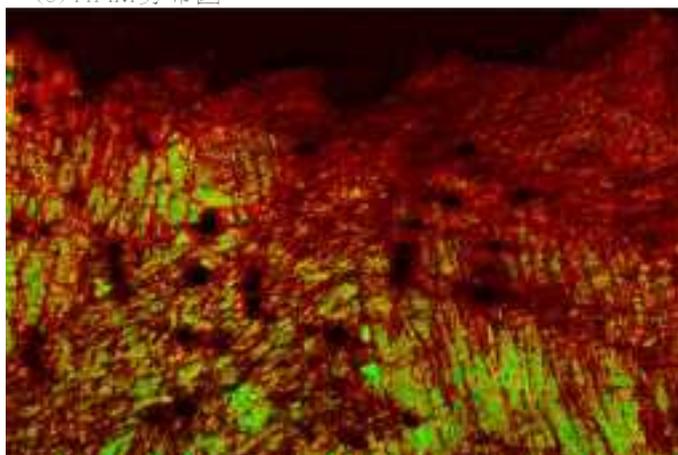
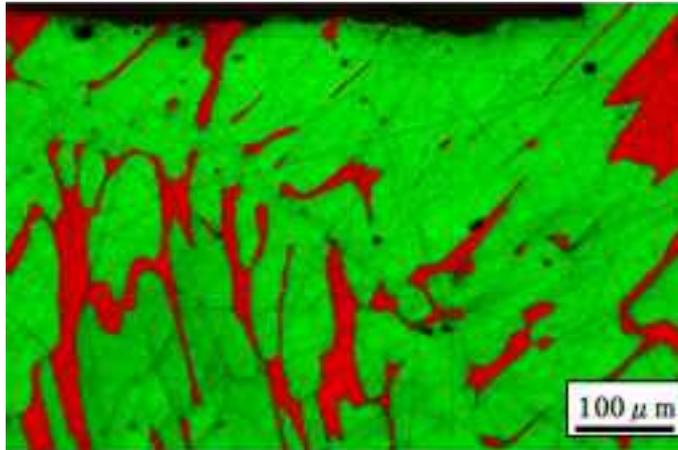
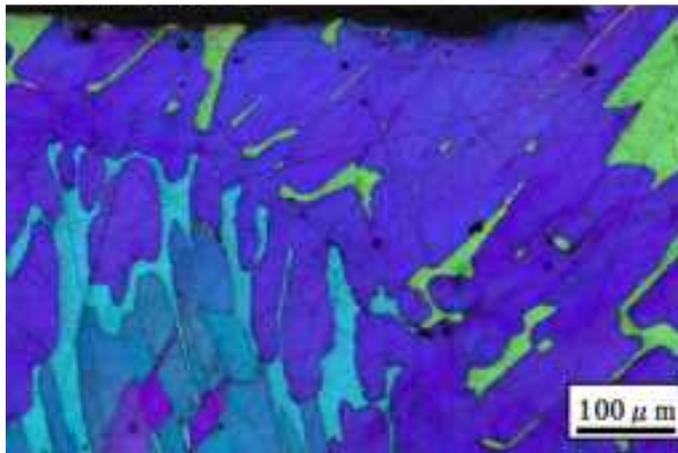


図 3.1.2-17 モデル合金(H23-3) 400°C×2400h 時効材のシャルピー衝撃試験後の破面のEBSD分析結果

(a) 相分布図



(b) 結晶方位分布図



(c) KAM分布図

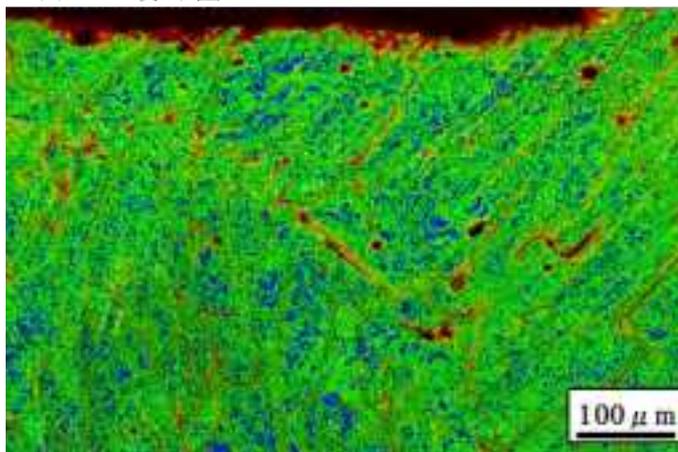
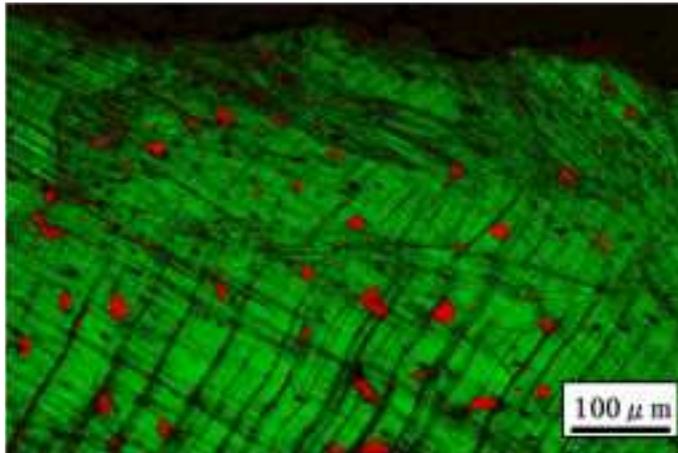
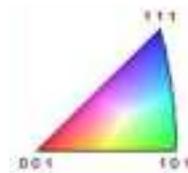
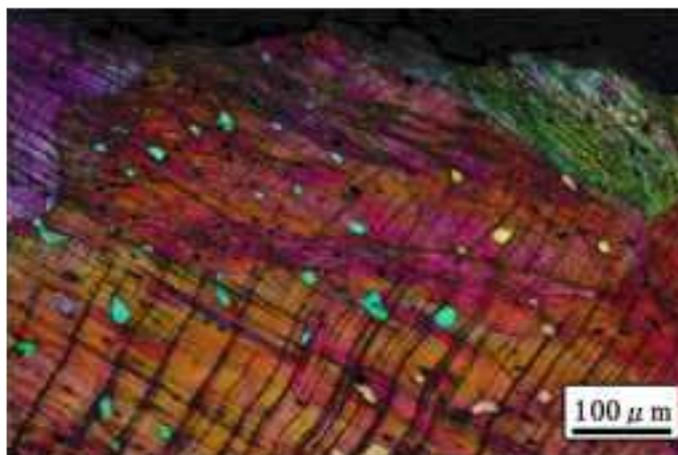


図 3.1.2-18 モデル合金(H23-5) 400°C×2400h 時効材のシャルピー衝撃試験後の破面のEBSD分析結果

(a) 相分布図



(b) 結晶方位分布図



(c) KAM分布図

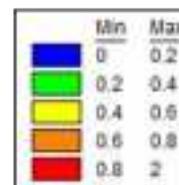
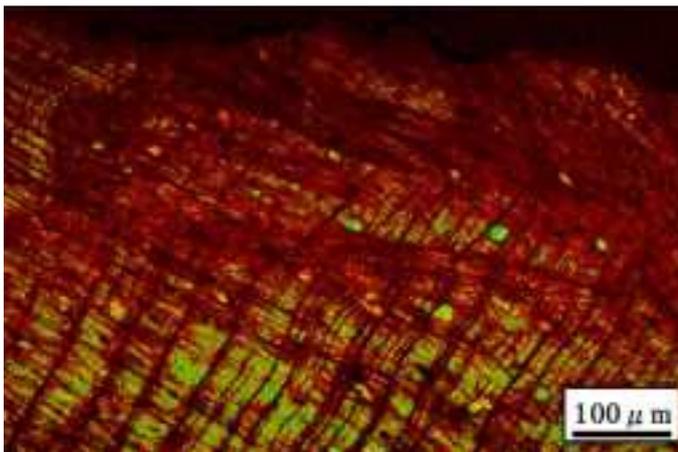
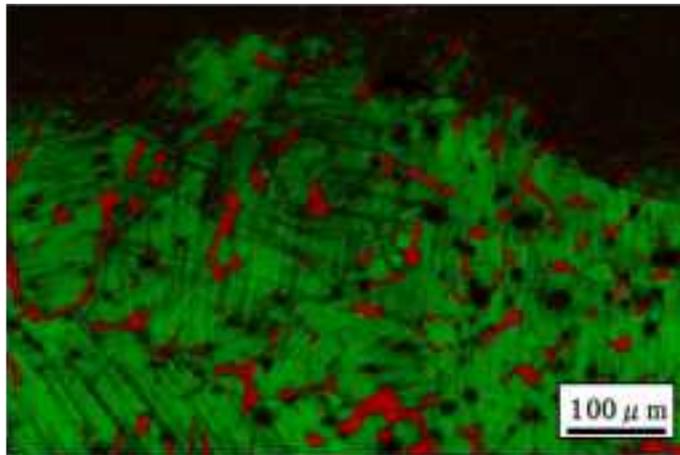
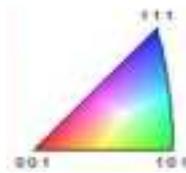
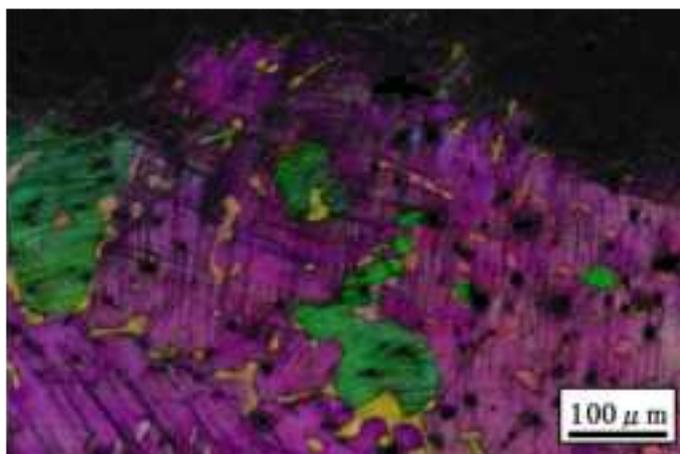


図 3.1.2-19 モデル合金(H22-3) 溶体化材のシャルピー衝撃試験後の破面のEBSD分析結果

(a) 相分布図



(b) 結晶方位分布図



(c) KAM分布図

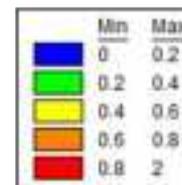
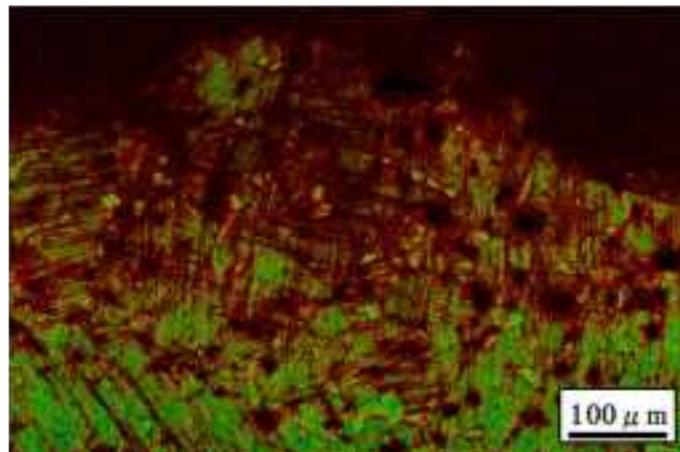
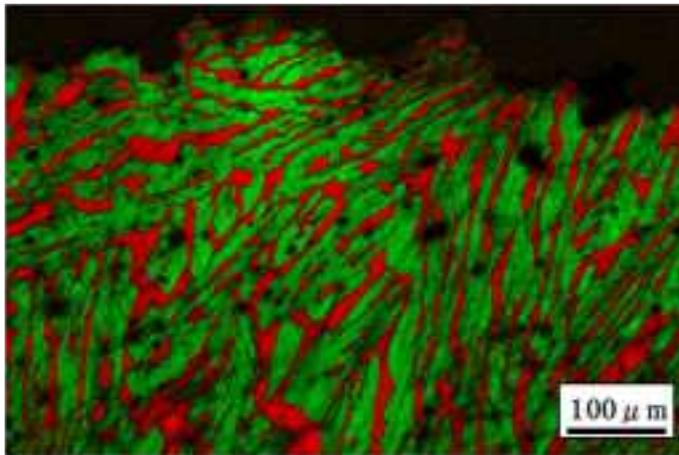
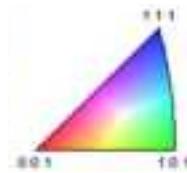
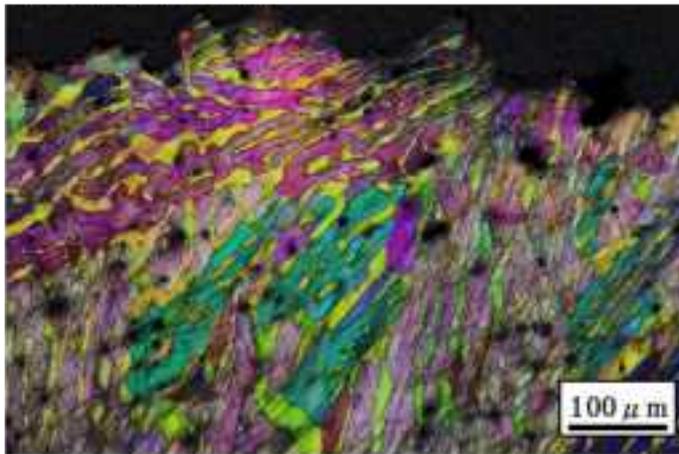


図 3.1.2-20 モデル合金(H22-5) 溶体化材のシャルピー衝撃試験後の破面のEBSD分析結果

(a) 相分布図



(b) 結晶方位分布図



(c) KAM分布図

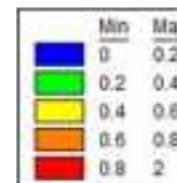
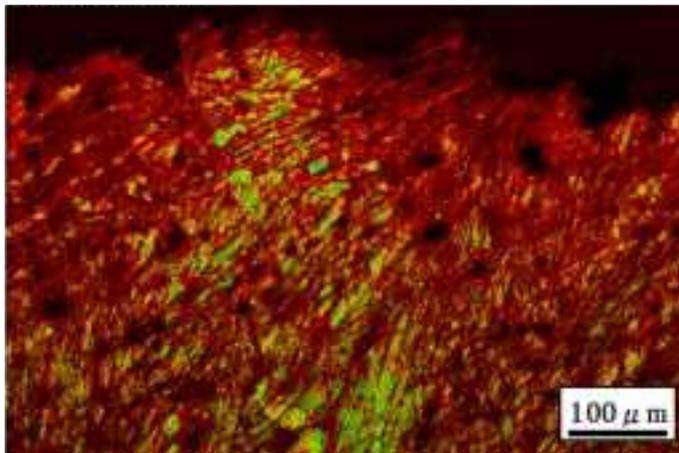
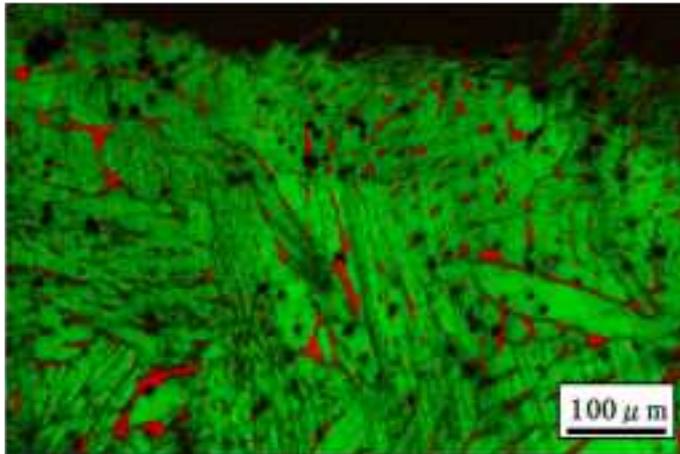
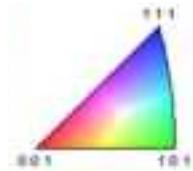
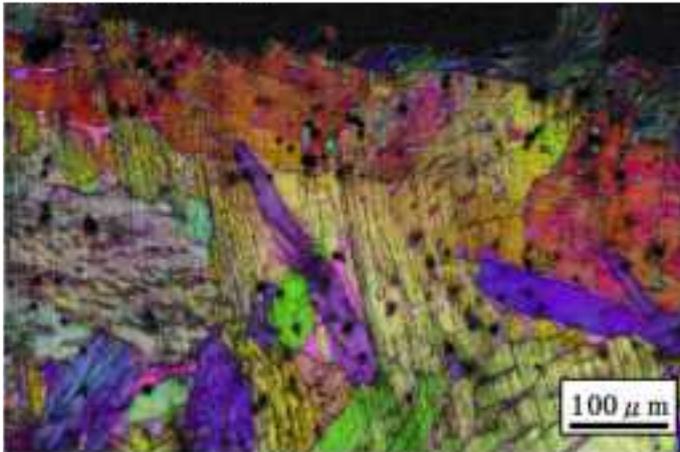


図 3.1.2-21 モデル合金(H23-1) 溶体化材のシャルピー衝撃試験後の破面のEBSD分析結果

(a) 相分布図



(b) 結晶方位分布図



(c) KAM分布図

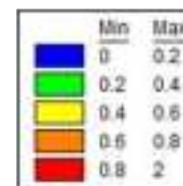
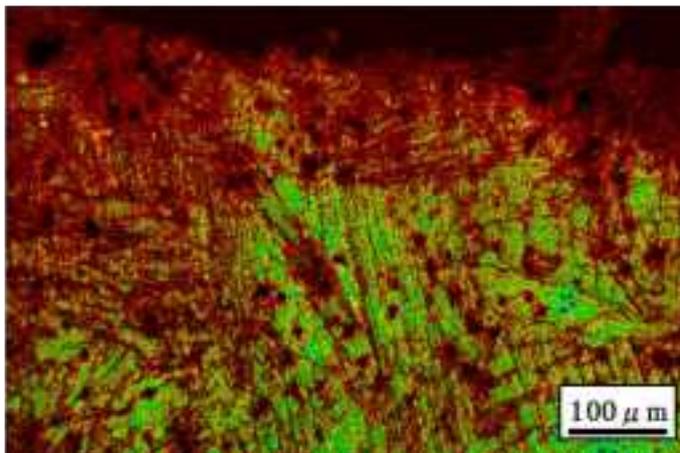
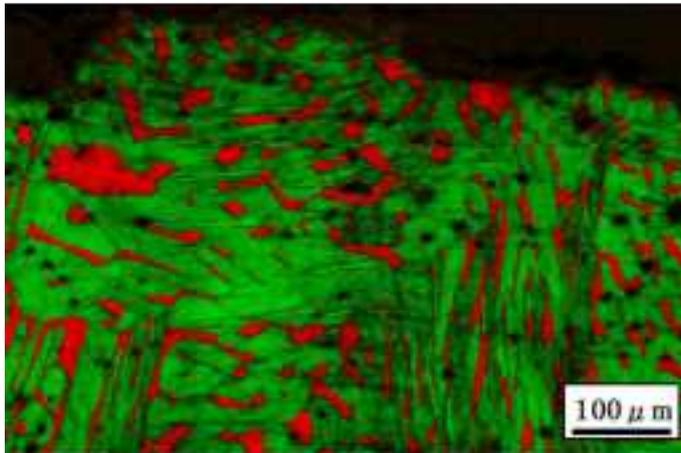
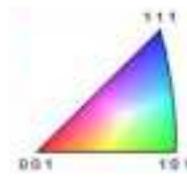
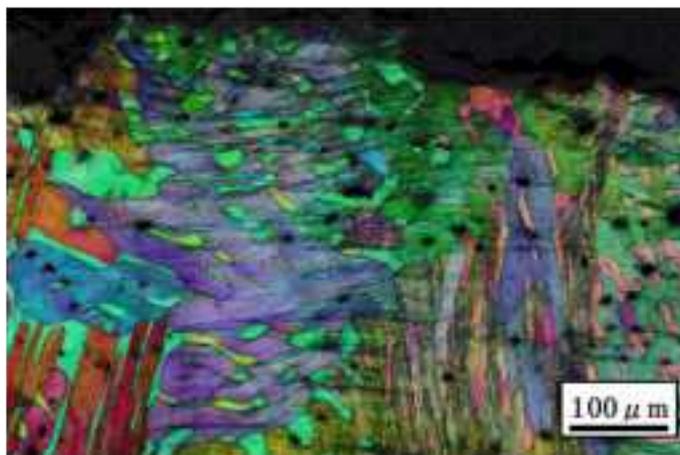


図 3.1.2-22 モデル合金(H23-3) 溶体化材のシャルピー衝撃試験後の破面のEBSD分析結果

(a) 相分布図



(b) 結晶方位分布図



(c) KAM分布図

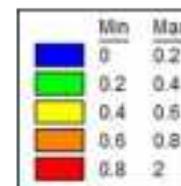
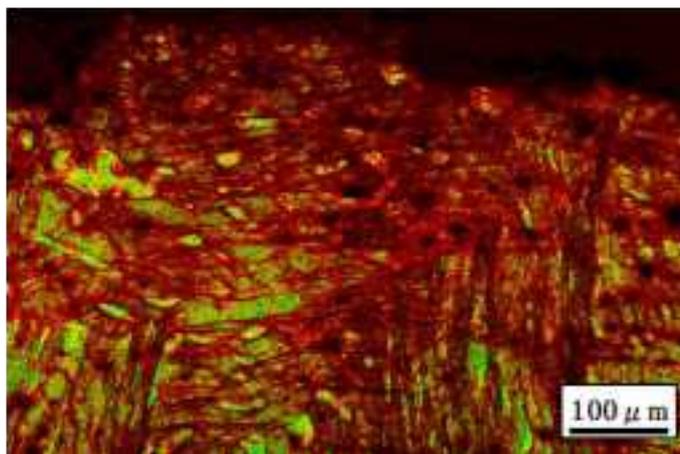
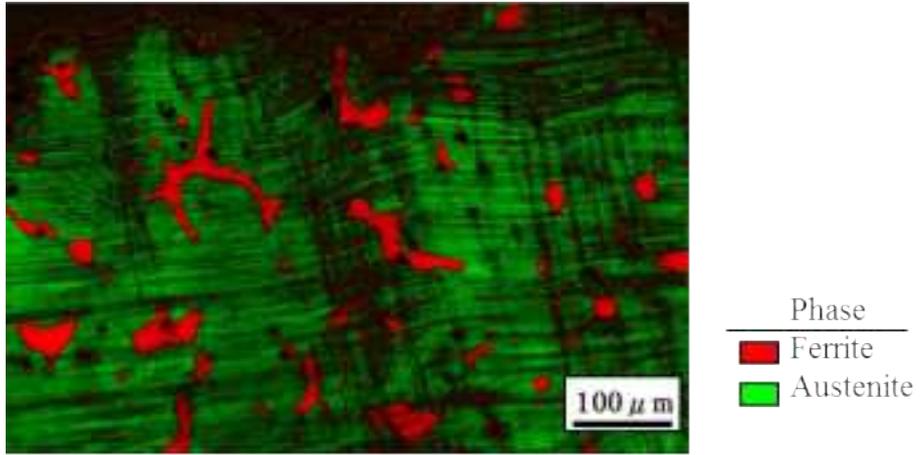
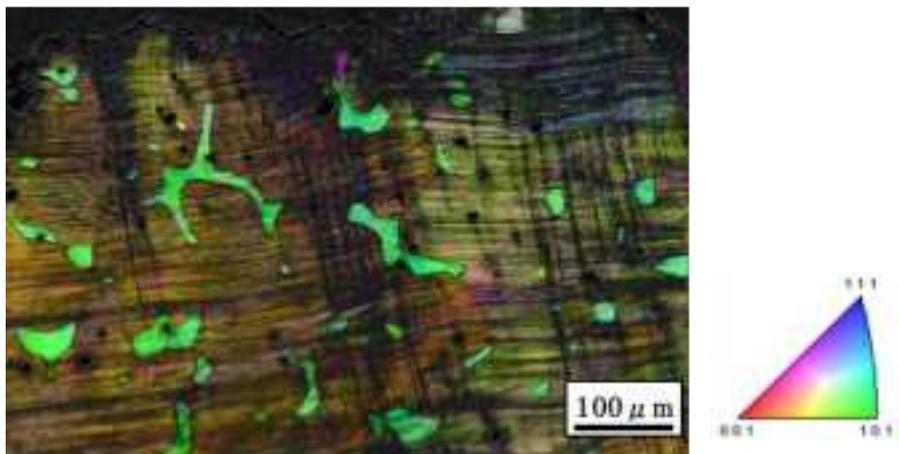


図 3.1.2-23 モデル合金(H23-5) 溶体化材のシャルピー衝撃試験後の破面のEBSD分析結果

(a) 相分布図



(b) 結晶方位分布図



(c) KAM分布図

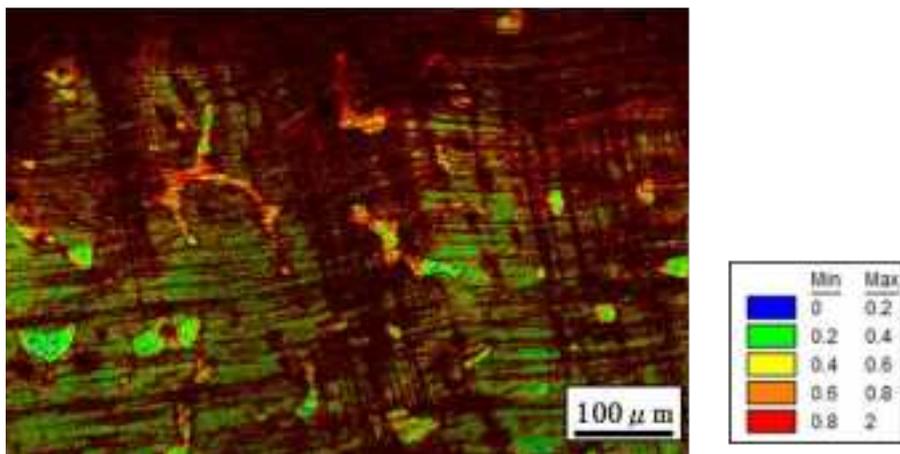


図 3.1.2-24 モデル合金(H23-8) 溶体化材のシャルピー衝撃試験後の破面のEBSD分析結果

### 3.1.2.3. モデル合金による熱時効発生状況のまとめ

#### 1) モデル合金の機械特性試験

モデル合金の加速熱時効材を対象として、昨年度までに実施した測定データに加えてさらに長時間側のシャルピー衝撃試験を実施した。いずれの合金の場合も熱時効時間の増加と共に吸収エネルギーは低下し、その傾向はフェライト量が多い程、顕著であった。

モデル合金の加速熱時効材を対象として、マイクロビッカース硬さ試験を実施した。熱時効時間の増加と共に硬さは増加していた。Mo を添加した溶体化材については、添加していないものに比べて硬い傾向があった。しかしながら、熱時効による硬化の傾向は Mo 添加には大きく依存しない事が確認された。フェライト量や炭素含有量が異なる場合も熱時効による硬化の傾向に差は認められなかった。

#### 2) モデル合金の加速熱処理材の微細組織及び破面解析等による脆化に寄与する因子の検討

加速熱時効処理材について3次元アトムプローブを用いた分析評価を実施した。マイクロビッカース硬さ試験の結果と同様に熱時効時間の増加に伴いスピノーダル分解反応が進んでいる事が確認された。フェライト量、炭素含有量、Mo 含有量が異なるモデル合金で比較を行ったが、いずれの場合も顕著な差は認められず、スピノーダル分解の反応速度はほぼ同じであった。

試験及び分析結果の詳細を下記の資料に示す。

- (4) 別紙 4 モデル合金 3次元アトムプローブ分析データ
- (5) 別紙 5 モデル合金 機械特性試験結果

### 3.1.3. 機構論的解析による脆化メカニズムの検討IV

#### 3.1.3.1. 計算機シミュレーションによる熱時効の機構論的評価の検証

##### 1) 鋳造凝固組織シミュレーション

###### ① 計算環境

Phase Field 法合金解析コード「MICRESS」と、その上で動作する熱力学計算コード「Thermo Calc」、鉄鋼材料熱力学データベース「TCFe7」、鉄鋼材料拡散データベース「MOBFe2」を使用し、鋳造凝固過程のシミュレーションを行った。各計算コードとデータベースの連携の概要図を図 3.1.3-1 に示す。



図 3.1.3-1 鋳造凝固過程シミュレーション環境概要

② 計算対象モデル

計算対象は Argonne National Laboratory (以下 ANL) が発表している論文(参 3.1-5)の掲載材料を対象とし、化学成分およびフェライト量(光学顕微鏡による実測値)のあるデータとした。

表 3.1.3-1 計算対象モデルの化学組成一覧

部材名	化学組成 (wt%)							フェライト量 光学顕微鏡
	Cr	Si	Ni	Mo	Mn	C	N	
ANL-P3	18.89	0.88	8.45	0	1.06	0.021	0.168	1.9
ANL-49	19.41	0.95	10.69	0	0.6	0.01	0.065	7.2
ANL-48	19.55	1.08	10.46	0	0.6	0.011	0.072	8.7
ANL-P2	20.2	0.94	9.38	0	0.74	0.019	0.04	15.6
ANL-I	20.2	0.83	8.7	4.5	0.47	0.019	0.032	17.1
ANL-51	20.13	0.86	9.06	0	0.63	0.01	0.058	18
ANL-60	21.05	0.95	8.34	0	0.67	0.064	0.058	21.1
ANL-68	20.64	1.07	8.08	0	0.64	0.063	0.062	23.4
ANL-69	20.18	1.13	8.59	3.4	0.63	0.023	0.028	23.6
ANL-P1	20.49	1.12	8.1	0	0.59	0.036	0.056	24.1
ANL-59	20.33	1.08	9.34	0	0.6	0.062	0.045	13.5
ANL-52	19.49	0.92	9.4	3.5	0.57	0.009	0.052	13.5
ANL-61	20.65	1.01	8.86	0	0.65	0.054	0.08	13.1
ANL-56	19.65	1.05	9.28	3.4	0.57	0.066	0.03	10.1
ANL-73	19.43	1.09	8.54	0	0.72	0.07	0.053	7.7
ANL-50	17.89	1.1	9.14	3.3	0.6	0.034	0.079	4.4
ANL-57	18.68	1.08	9.27	3.4	0.62	0.056	0.047	4

### ③ 凝固モードと各相の晶出温度の判定

凝固モードの判定には Thermo-Calc による MAP 解析機能を使用した。各合金の平衡状態図を図 3.1.3-2～図 3.1.3-18 に示す。平衡状態図から凝固モードと各相の晶出温度を表 3.1.3-2 に示す。

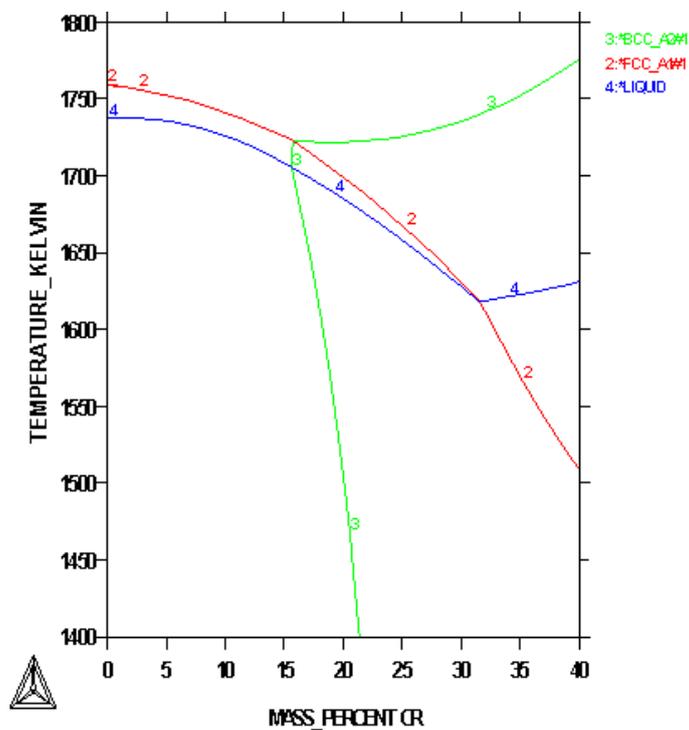


図 3.1.3-2 ANL-P3 の平衡状態図

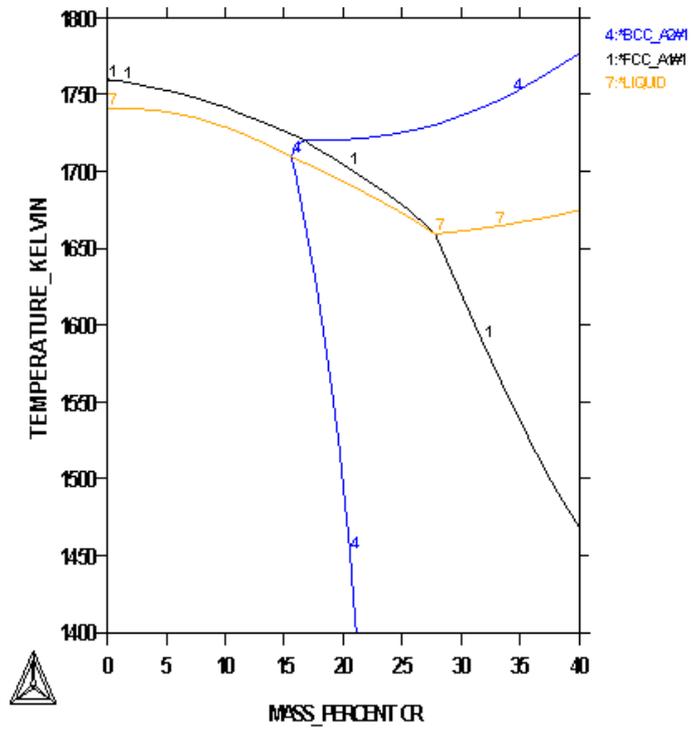


図 3.1.3-3 ANL-49 の平衡状態図

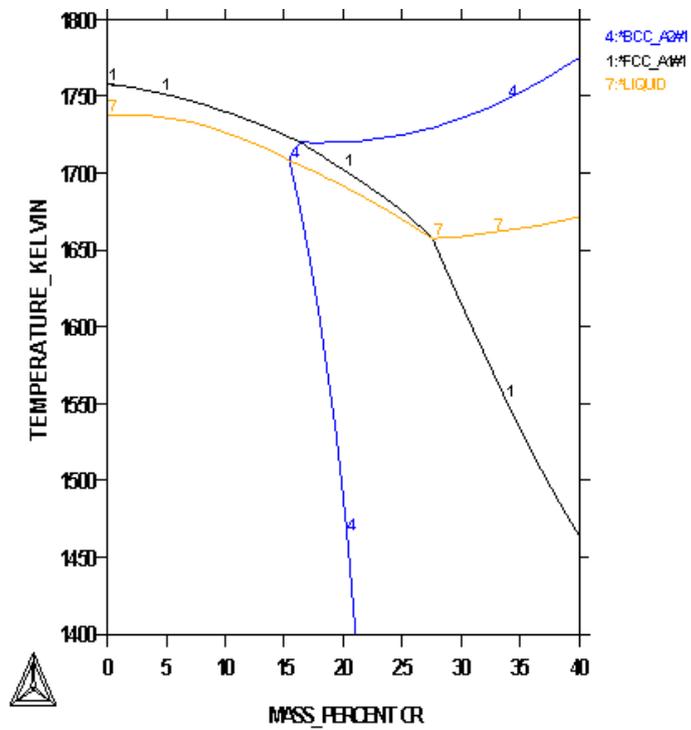


図 3.1.3-4 ANL-48 の平衡状態図

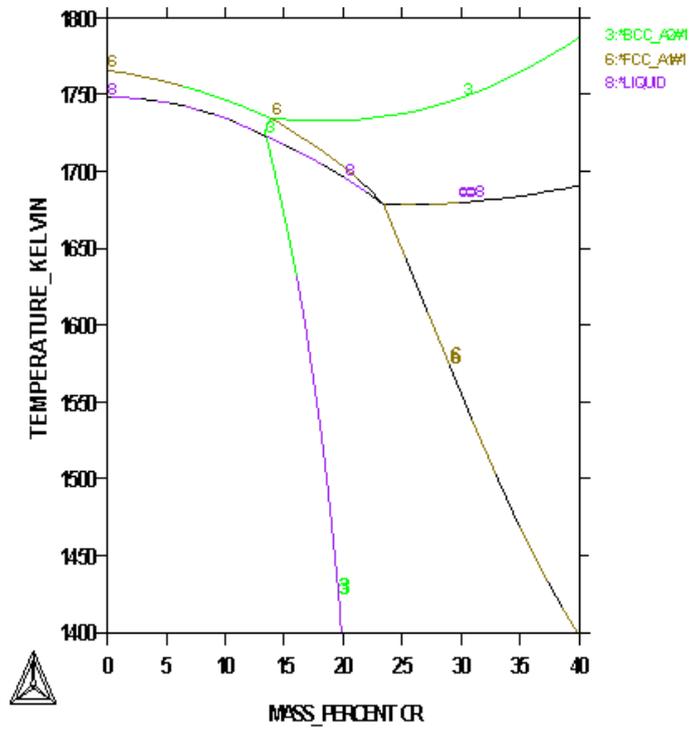


図 3.1.3-5 ANL-P2 の平衡状態図

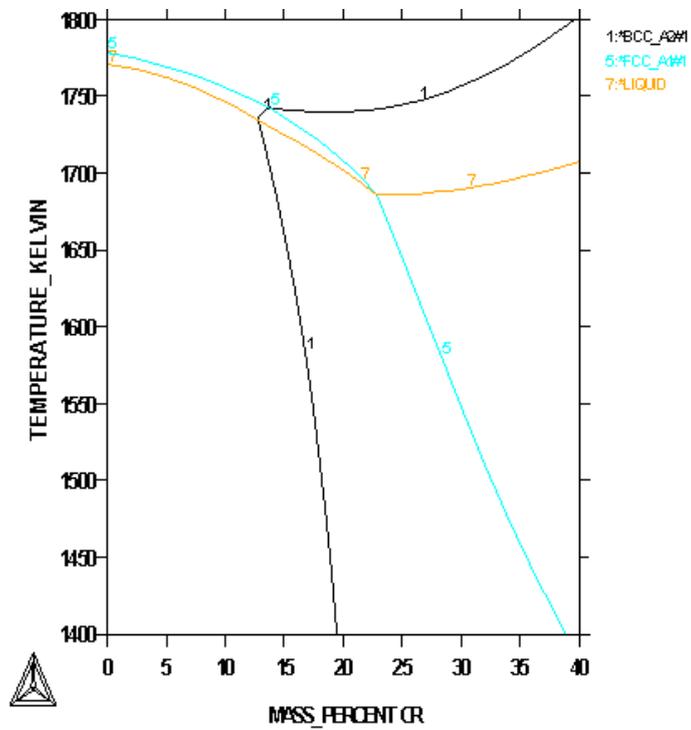


図 3.1.3-6 ANL-I の平衡状態図

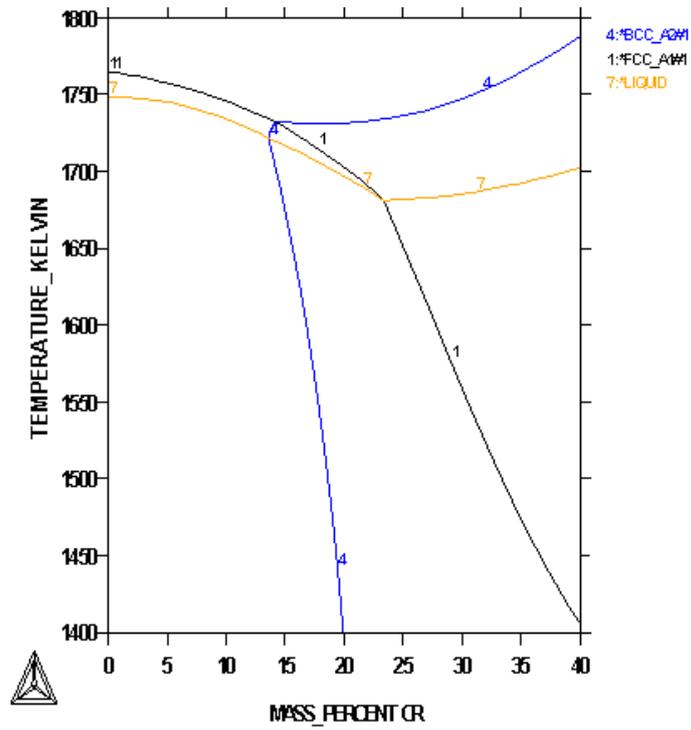


図 3.1.3-7 ANL-51 の平衡状態図

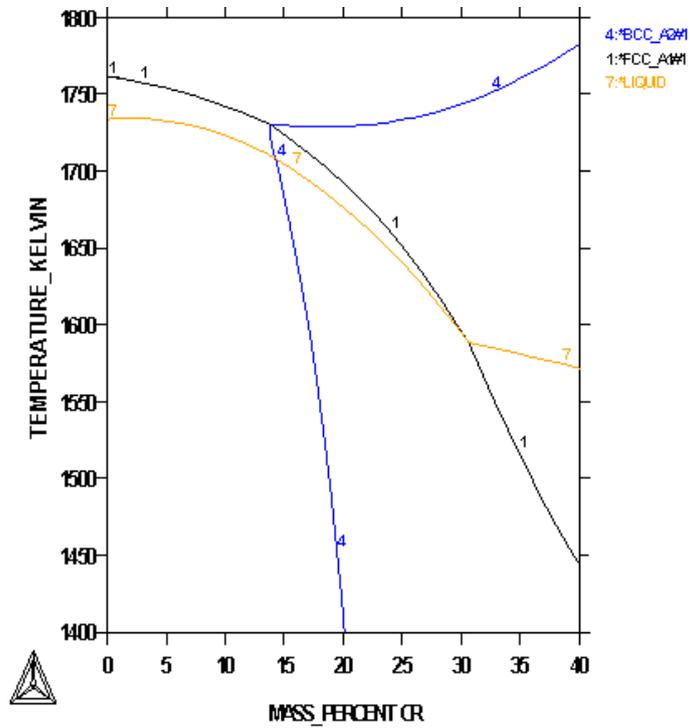


図 3.1.3-8 ANL-60 の平衡状態図

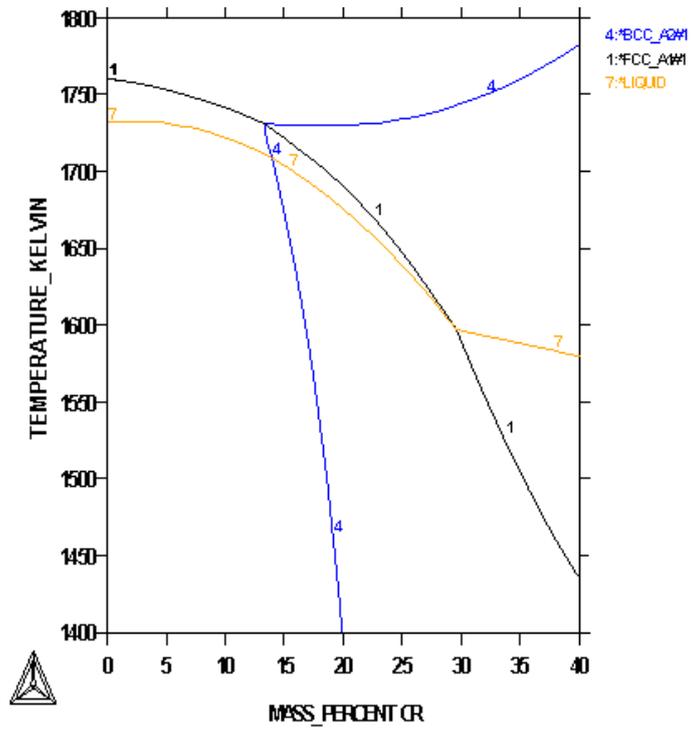


図 3.1.3-9 ANL-68 の平衡状態図

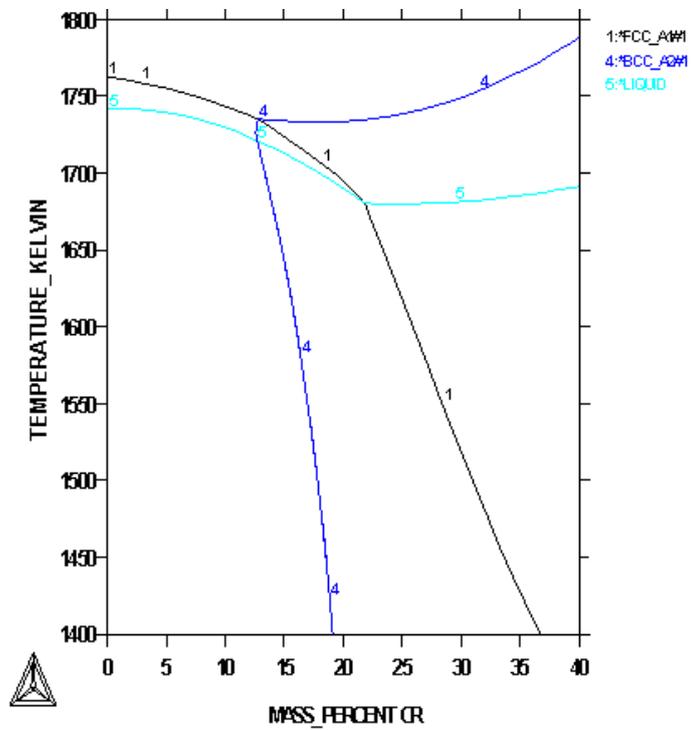


図 3.1.3-10 ANL-69 の平衡状態図

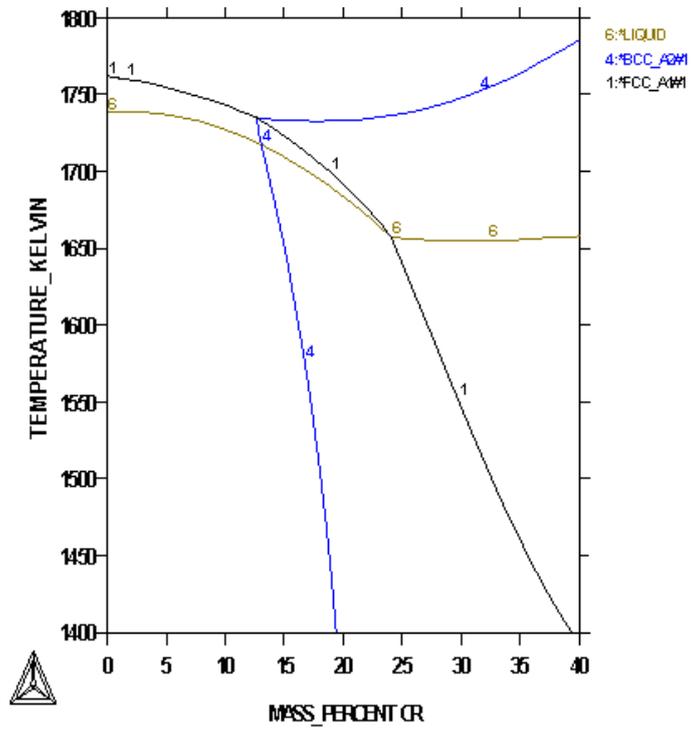


図 3.1.3-11 ANL-P1 の平衡状態図

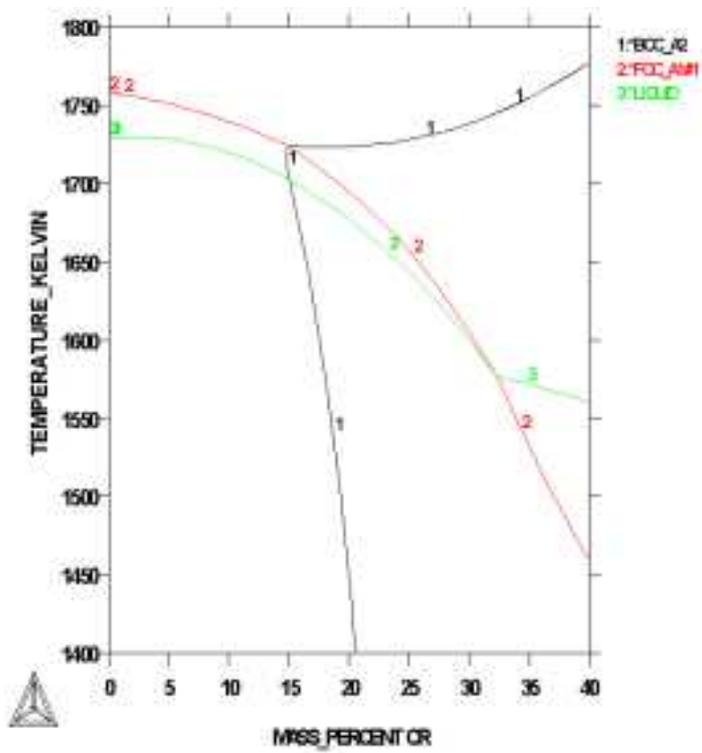


図 3.1.3-12 ANL-59 の平衡状態図

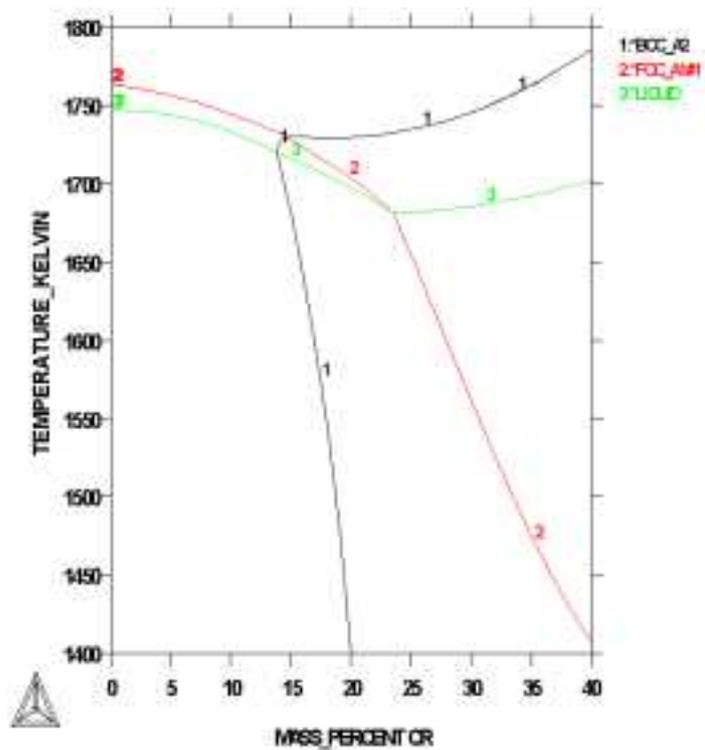


図 3.1.3-13 ANL-52 の平衡状態図

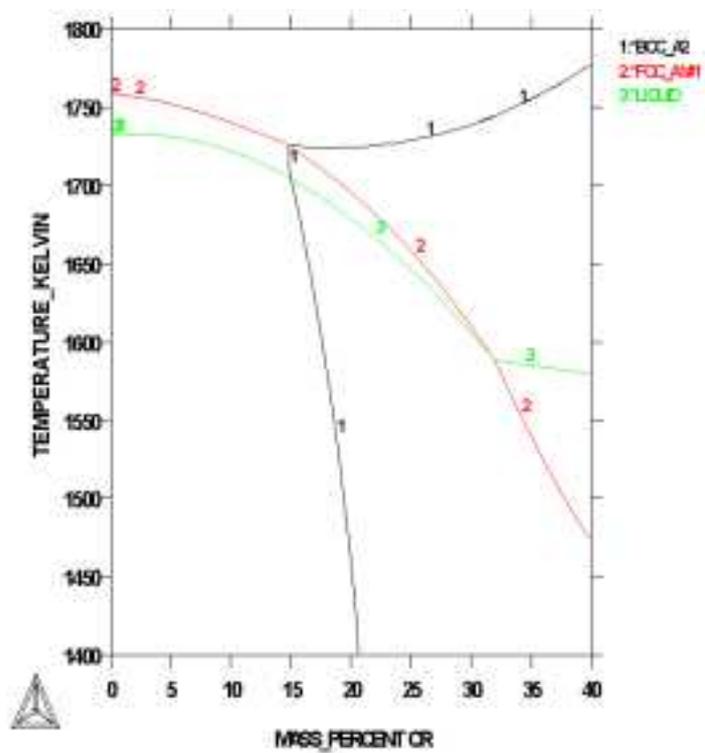


図 3.1.3-14 ANL-61 の平衡状態図

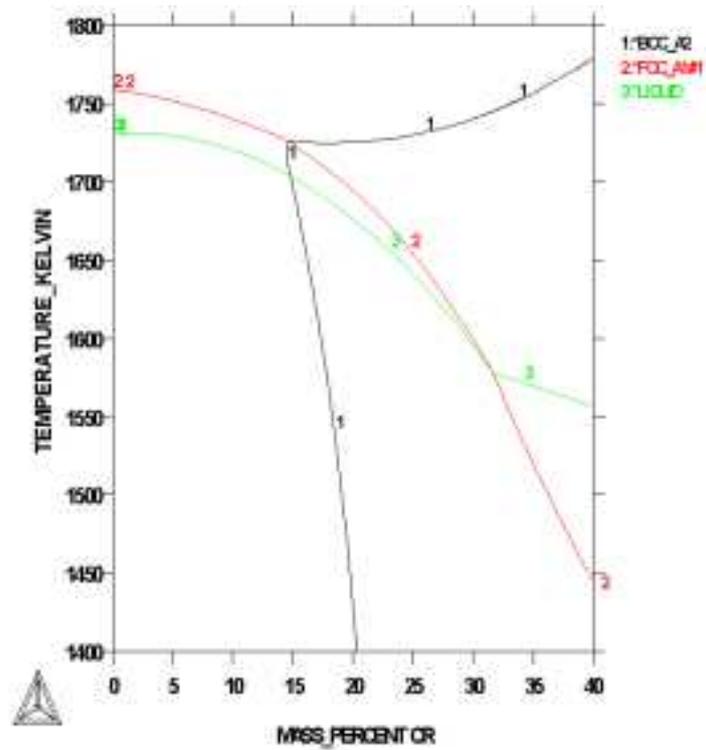


図 3.1.3-15 ANL-56 の平衡状態図

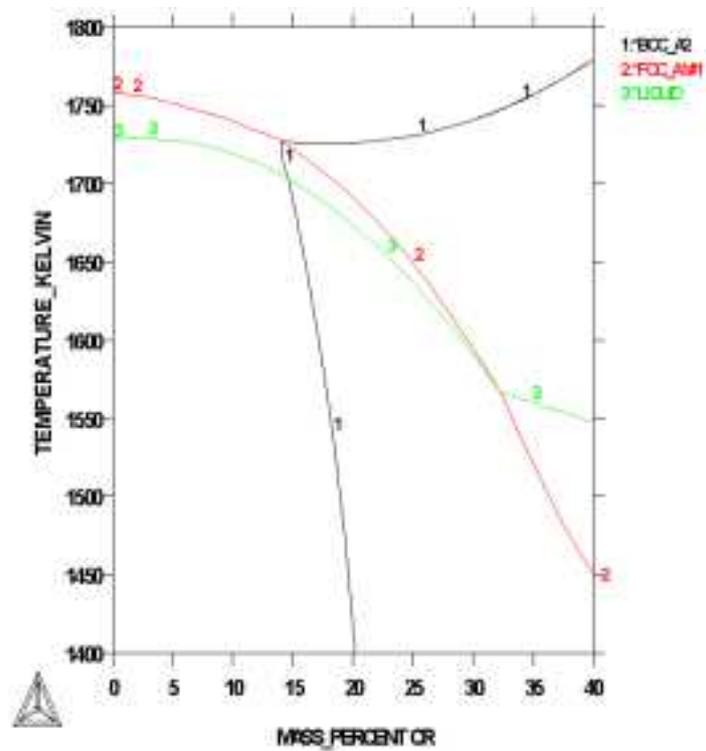


図 3.1.3-16 ANL-73 の平衡状態図

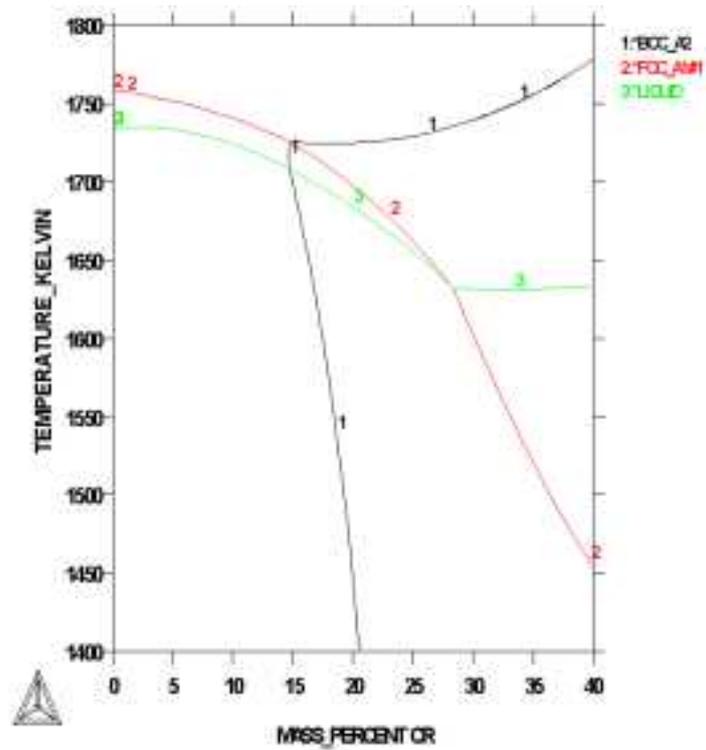


図 3.1.3-17 ANL-50 の平衡状態図

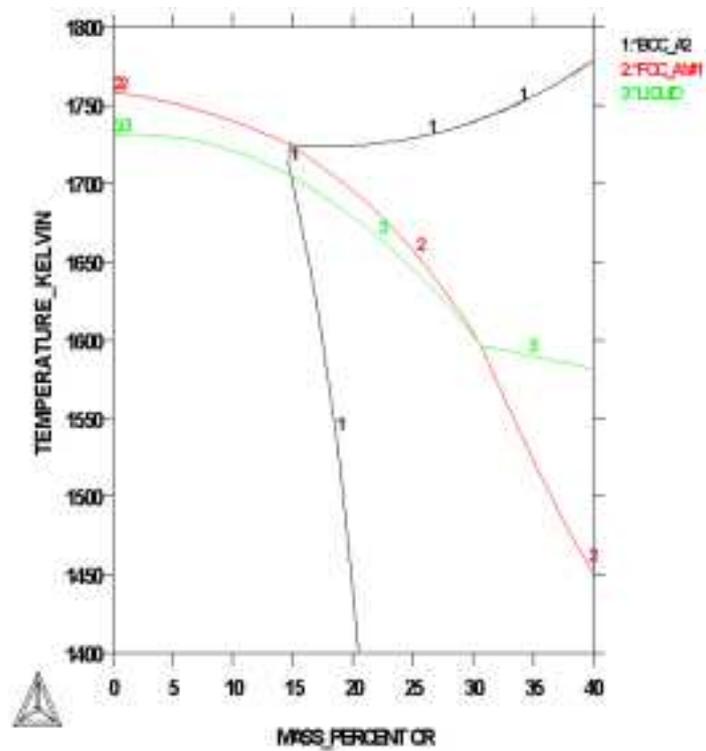


図 3.1.3-18 ANL-57 の平衡状態図

表 3.1.3-2 材料ごとの凝固モードと各相の晶出温度

部材名	フェライト量 光学顕微鏡	凝固モード	フェライト 晶出温度	オーステナイト 晶出温度	液相 消失温度
ANL-P3	1.9	FA	1722	1705	1691
ANL-49	7.2	FA	1720	1706	1695
ANL-48	8.7	FA	1720	1704	1692
ANL-P2	15.6	FA	1733	1703	1695
ANL-I	17.1	FA	1739	1707	1701
ANL-51	18	FA	1732	1701	1696
ANL-60	21.1	FA	1729	1679	1667
ANL-68	23.4	FA	1730	1686	1670
ANL-69	23.6	FA	1733	1693	1688
ANL-P1	24.1	FA	1733	1689	1680
ANL-59	13.5	FA	1724	1691	1672
ANL-52	13.5	FA	1729	1704	1697
ANL-61	13.1	FA	1725	1692	1673
ANL-56	10.1	FA	1725	1696	1677
ANL-73	7.7	FA	1727	1692	1676
ANL-50	4.4	FA	1724	1712	1694
ANL-57	4	FA	1724	1703	1686

#### ④ 凝固速度の検討

凝固速度は安研セ提供のモデル合金鑄造時の測温データを基に導出した。熱電対測定結果を図 3.1.3-19 に示す。

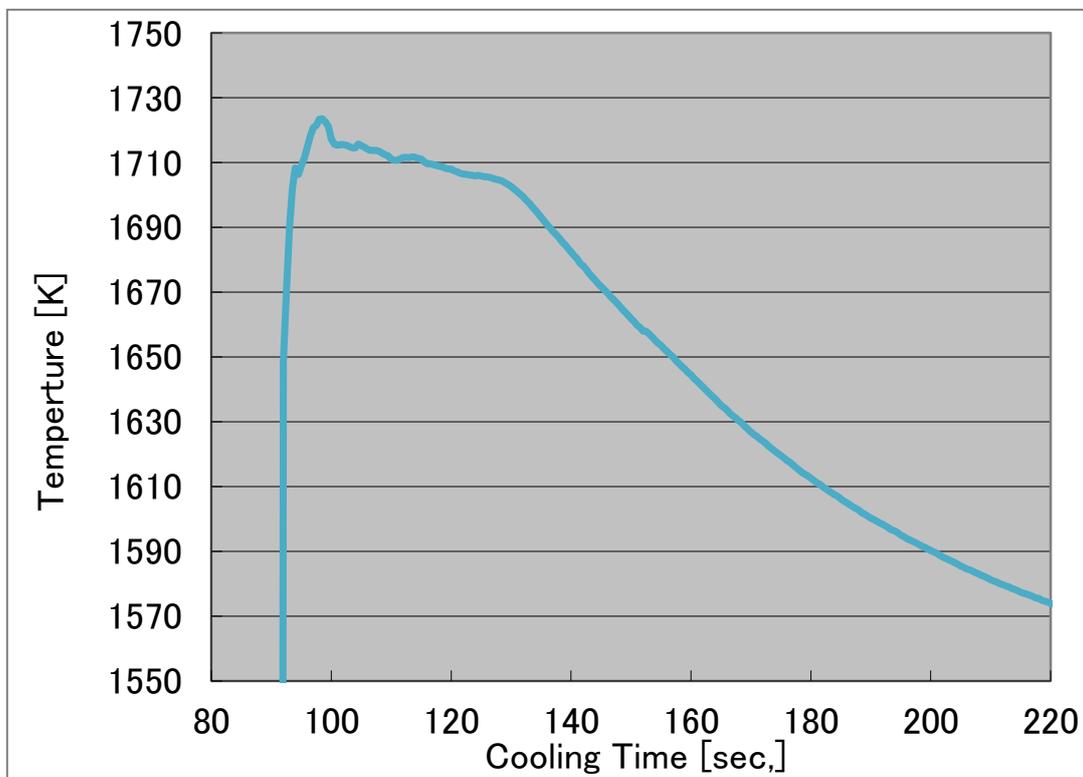


図 3.1.3-19 熱電対測温結果 (時間推移)

この測温結果には 1700K 前後を境に冷却速度が大きく上昇する箇所が見られる。この温度域は平衡状態図上でオーステナイト相が晶出し、液相が消失する温度域とほぼ一致することが分かった。これは液相中で発生していた組成的過冷却が存在しなくなり冷却速度が増すのだと考えられる。平衡状態図を図 3.1.3-20 に示す。

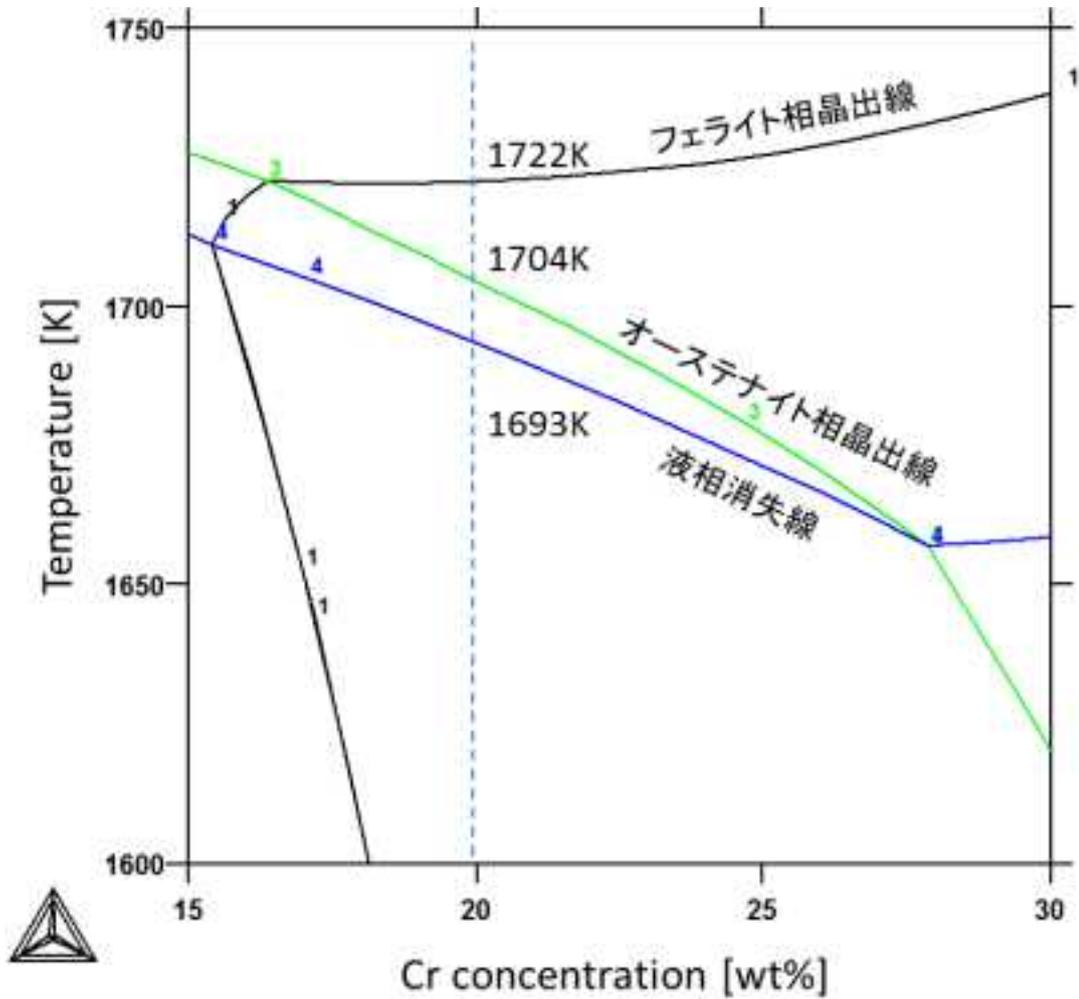


図 3. 1. 3-20 鋳造したモデル合金の平衡状態図

図 3. 1. 3-20 のようにフェライト相のデンドライト形成域とオーステナイト相固相変態域とで冷却速度が変化するため、各温度域に関して凝固速度をフィッティングした。フェライト相のデンドライト形成域では1次直線でフィッティングし、オーステナイト相固相変態域では2次曲線でフィッティングしている。その結果から 1704K までの冷却速度は  $-0.43[-K/s]$ 、それ以降は  $0.0194 \times \text{Temperature} + 4.8435[-K/s]$  となる。

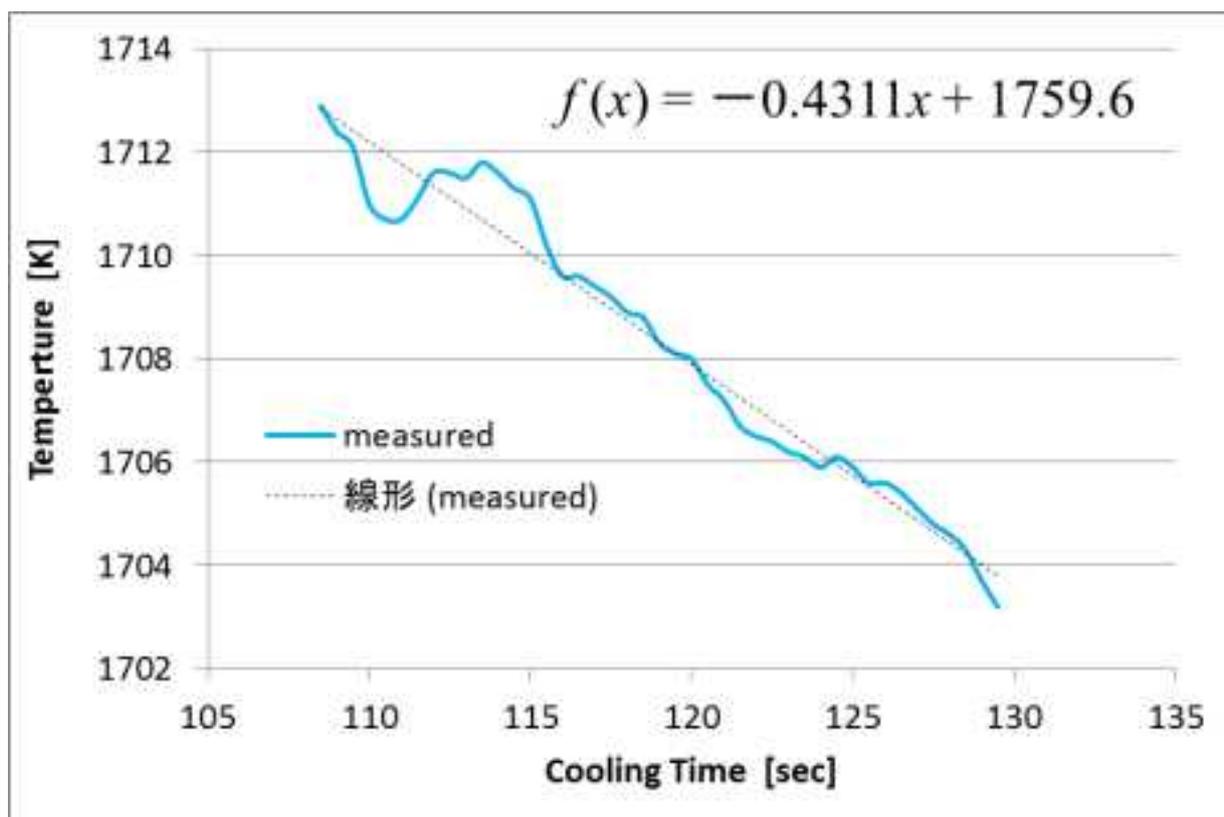


図 3.1.3-21 フェライト相デンドライト形成温度域での温度変化のフィッティング

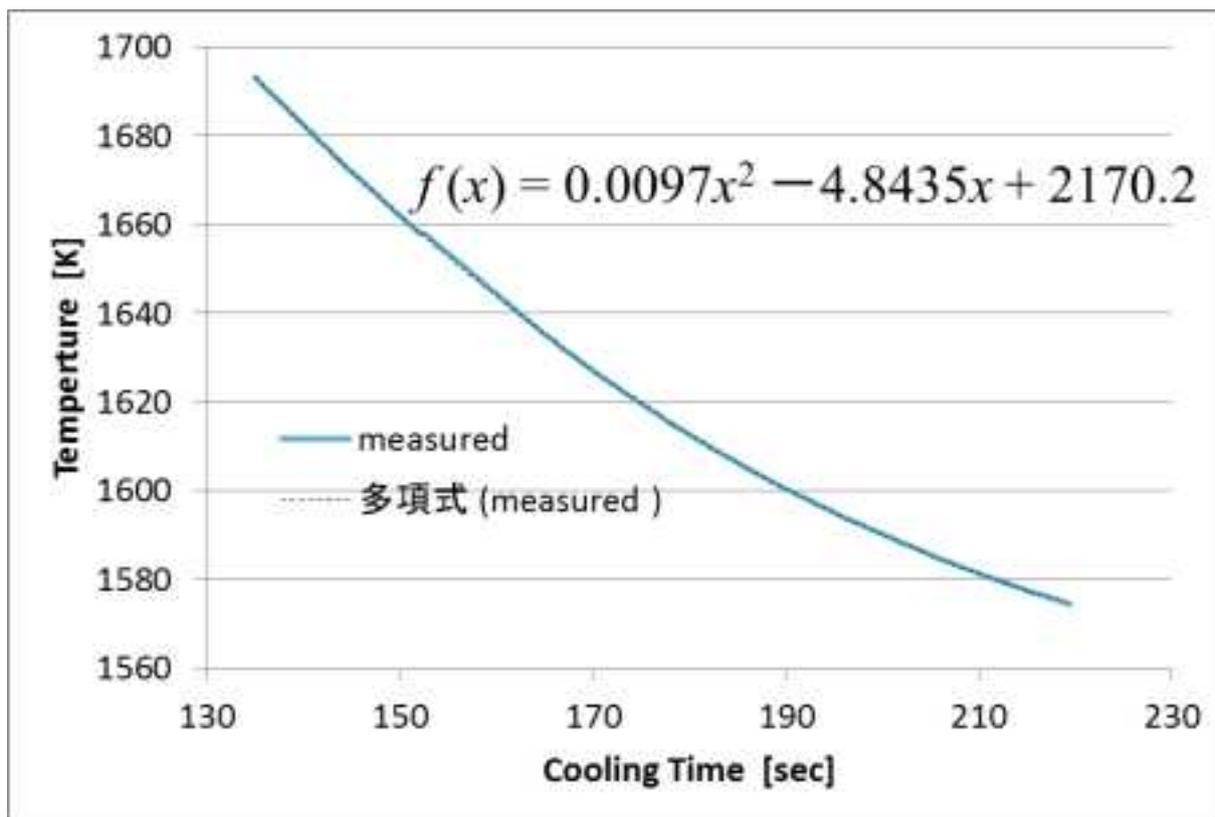


図 3.1.3-22 オーステナイト相固相変態温度域での温度変化のフィッティング

⑤ 初期配置結晶粒の設定

凝固モードから初相を推定し種結晶を設定した。今回の解析対象材では全て種結晶はフェライトであった。またデンドライトアームスペーシングは郡司の式から約  $330\mu\text{m}$  と見積もった。

⑥ 界面異方性強度の設定

固液相間の異方性強度はデンドライトの形成に大きく影響するパラメータである。濃度勾配係数と Phase Field モビリティに異方性を考慮させることでデンドライト形状を調整している。異方性強度を考慮するとそれぞれの係数は以下ようになる。

$$a(\theta) = \bar{a}[1 + \varepsilon^a \cos(k\theta)]$$

$$M(\theta) = \bar{M}[1 + \varepsilon^M \cos(k\theta)]$$

$\bar{a}$  … 濃度勾配係数(界面エネルギー)の基準値

$\bar{M}$  … 界面モビリティの基準値

$\varepsilon^a$  … 濃度勾配係数(界面エネルギー)の異方性強度

$\varepsilon^M$  … 界面モビリティの異方性強度

$k$  … 異方性モード

例えば濃度勾配係数に異方性強度を加えると、その強度に応じて図のように変化する。

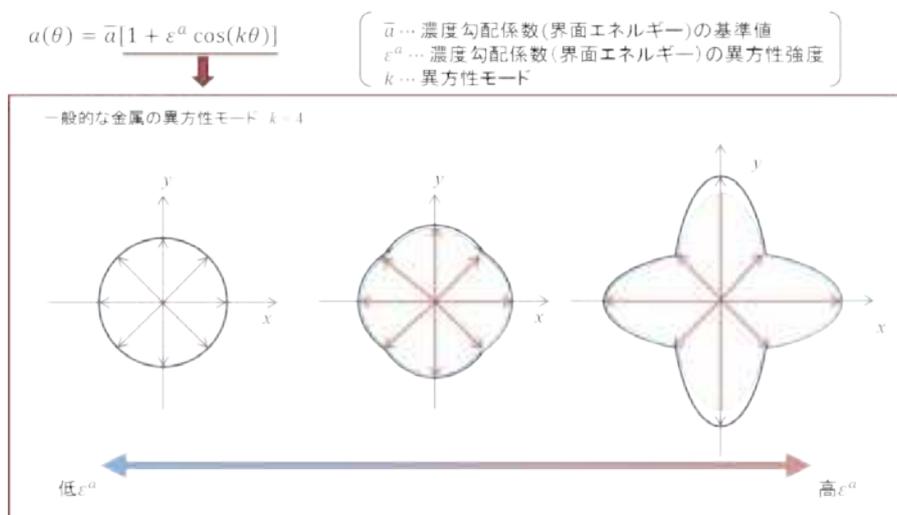


図 3.1.3-23 異方性強度の大きさに応じて変化する濃度勾配係数の形状

MICRESS 計算では温度勾配が y 軸に対して設定されており、y 軸に対して平行にデンドライト 1 次アームが形成される。一方、異方性モードに従って温度勾配の向き以外にも界面モビリティ・エネルギーが大きくなり組織の成長が促される。その結果、界面異方性が強くなる角度に従ってデンドライトが形成され、それが 2 次アームとして成長する

この異方性強度を変化させた場合のデンドライト組織は以下ようになる。

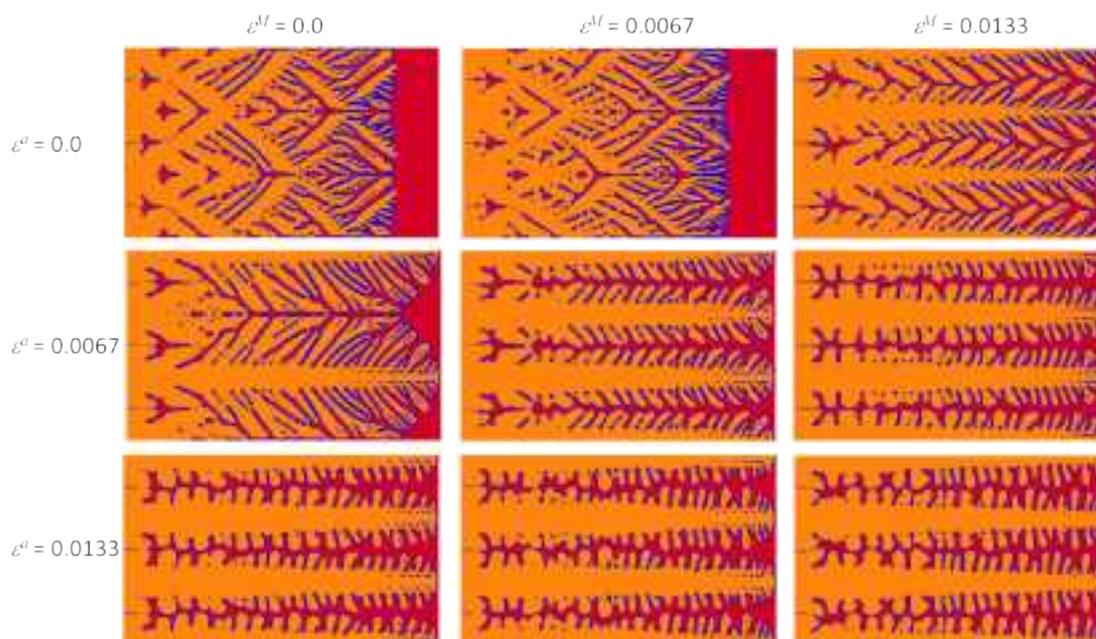


図 3.1.3-24 異方性強度を変えた場合のデンドライト成長の比較

両係数の異方性強度が  $\varepsilon = 0.013$  の時、最も安定したデンドライトを形成できなかったのでこの値を使用している。

### ⑦ 拡散係数の設定

MICRESS の解析では図 3.1.3-1 鑄造凝固過程シミュレーション環境概要で示したように GES ファイルから各元素間の相互作用拡散係数値を取得している。なお熱拡散データベースは Thermo-Calc 社製の MOBFE2 データベースを使用している。

### ⑧ 析出相のシールド距離、効果時間の設定

MICRESS の解析におけるシールドは析出相の分布間隔を決定づけるパラメータではなく、単に同時に析出相が出現しないように設定するパラメータである。その目的は解析時間の節約である。

析出相の析出温度に達すると析出可能な界面上では析出相の核が設定される。この時、核の大きさはまだ  $0\mu\text{m}$  である。その後 1 回の時間発展を経て、核生成の駆動力と障壁エネルギーとを比較し、駆動力が大きい場合析出相になり、その相の大きさも与えられる。(障壁エネルギーの方が大きかった場合は析出相に成れず、もともと存在していた相に戻る。)

この時核生成の駆動力を計算するコストが大きく計算時間の長期化につながる。よって無駄な核生成の計算をできる限り抑制するためにシールドを設定する。

もしシールドがなく新しく出来た析出相のすぐ隣にも析出相があったとしても、それらはすぐにお互いに結合しあい、見た目的には最初から一つの析出相のみが存在しているのと同じである。一方解析的には 2 つの異なる析出相になるため解析コストが 2 倍かかることになる。

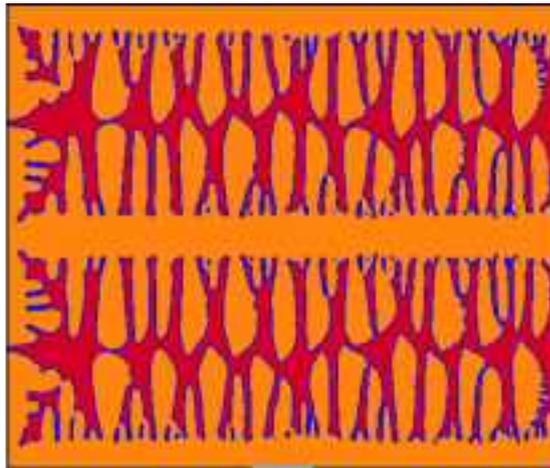
このようにシールド距離および効果時間の設定値は強制的にフェライト間隔を設定するパラメータではなく解析時間を最適化するための設定である。その設定値は温度域ごとに異なるため割愛するが熱時効脆化データベースに登録済みである。

### ⑨ 方位関係と形状の評価

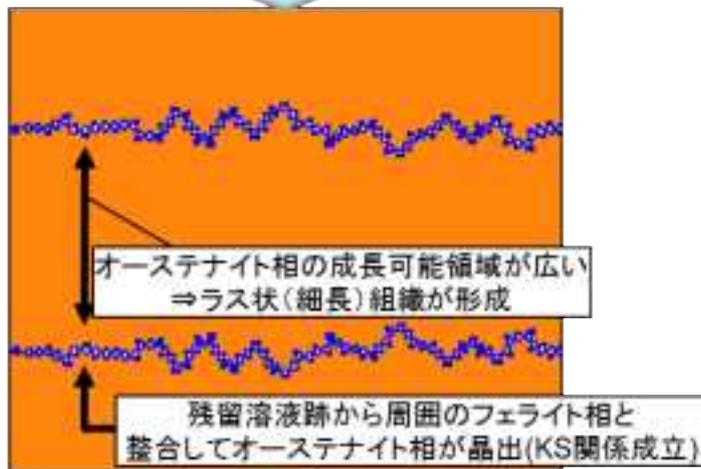
MICRESS では仕様上方位関係の解析を実施することはできないが、組織の形成過程を確認すると凝固モード毎に特徴があることがわかった。この特徴が KS 関係成立の有無に起因する特徴と合致するため擬似的に MICRESS では結晶方位関係が再現できているとみなすことができる。

一方、FA モードでは図 3.1.3-26 に示すようにフェライト相の 2 次デンドライトアーム間からオーステナイト相がフェライト相と整合した状態で析出する箇所と、液相-フェライト相間から自由な角度でオーステナイト相が晶出する箇所が見られた。前者は F モードの時と同様にオーステナイト相の成長領域が広いためラス状の組織を形成し、後者は成長可能領域が狭いため丸みを帯びた組織が形成される。このように FA モードでは 2 種類の特徴ある組織が混在するが、フェライト量が少なくなると後者の特徴がより多くみられる傾向にある。

フェライトデンドライト  
アーム成長期 (1720[K])



オーステナイト  
晶出期 (1640[K])



凝固・固相変態  
完了期 (1300[K])



図 3. 1. 3-25 Fモードの方位関係と組織の形成過程

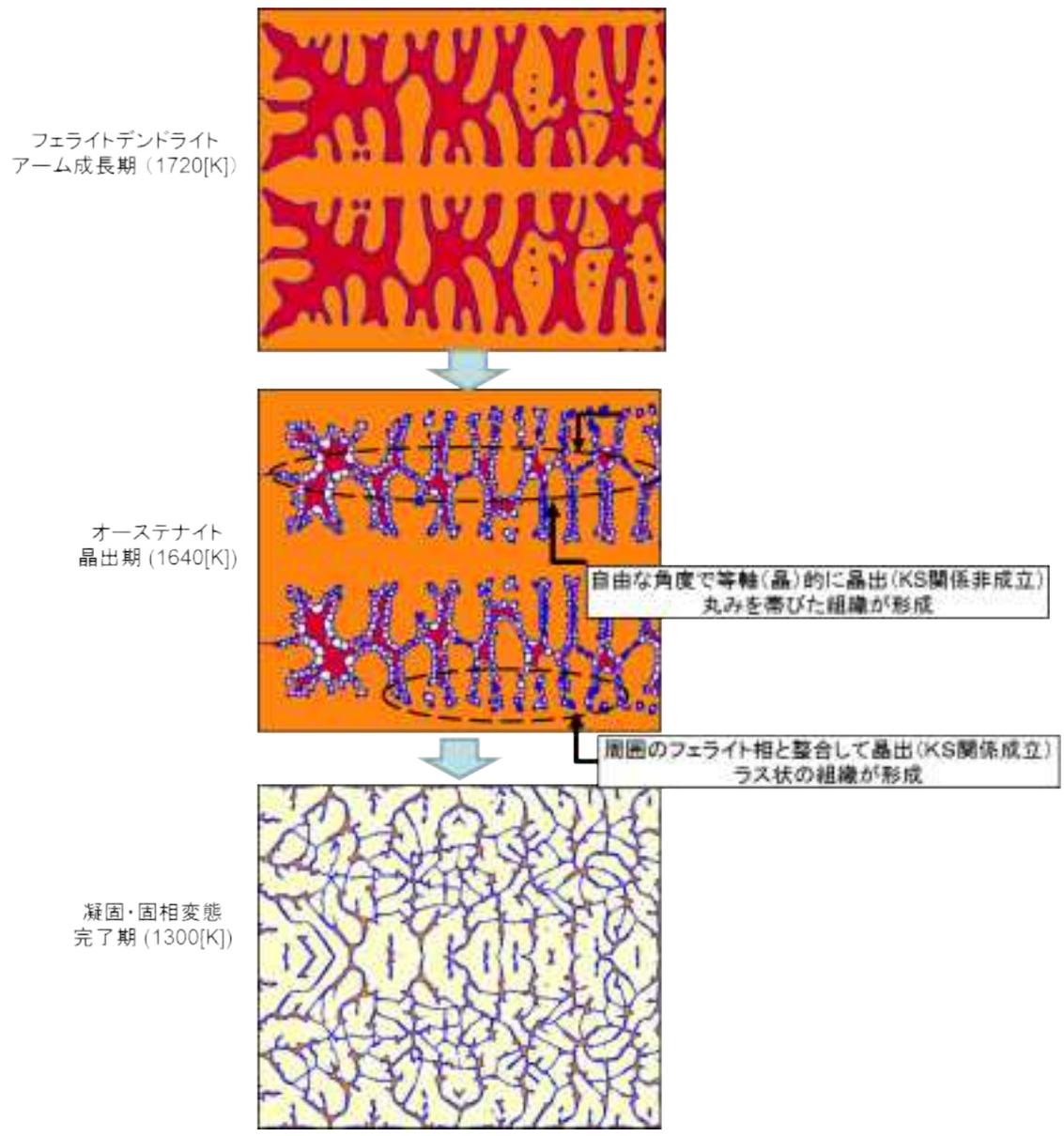


図 3.1.3-26 FAモードの方位関係と組織の形成過程

#### ⑩ 界面モビリティ・界面エネルギーの調整

界面モビリティ、界面エネルギーは界面の広がりや各濃度分布の異常な濃化欠乏を抑制しつつ相移動を実現するよう調整しなければならない。図 3.1.3-27 にその調整例を示す。この調整が MICRESS の解析で最も難しい個所である。その調整手法は基本的にはトライ&エラーで解析成分、凝固モード、温度域ごとにそれぞれ調整する方法しかない。本年度の解析ではこれら調整値の変更が必要になった際に最初からの解析を避けるために 100step ごとに解析データをバックアップするようにしている。詳細なパラメータは機構論解析システムのデータベース値を参照とする。

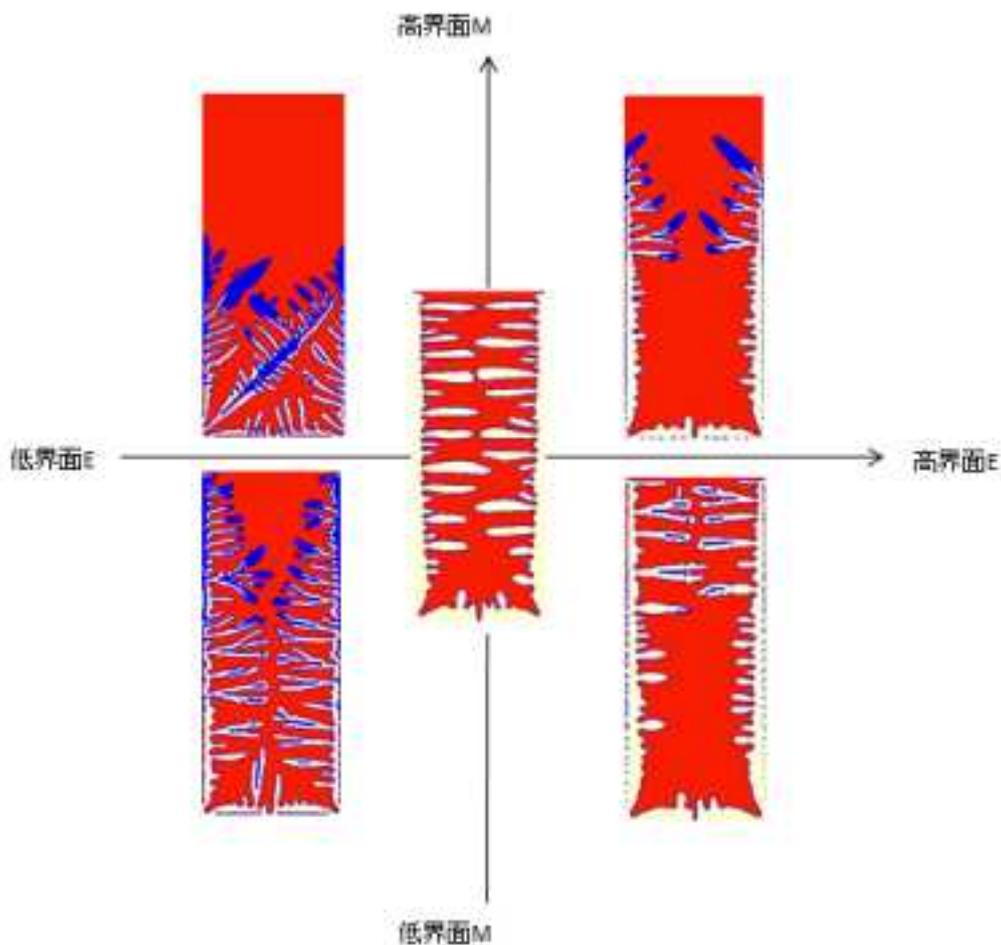


図 3.1.3-27 界面モビリティ・界面エネルギーの調整

#### ⑪ 計算領域と計算格子セルサイズの調整

デンドライトアームスペーシングの長さが計算領域となる。本年度の解析ではデンドライトアームスペーシングを  $330\mu\text{m}$  と見積もったのでセルサイズを 1 辺  $2\mu\text{m}$  として  $165 \times 330$  セルの解析領域とした。

⑫ フェーズフィールドタイムステップの上限下限の設定

フェーズフィールドタイムステップは自動で決定されるため調整の必要はなし。

2) スピノーダル分解シミュレーション

① 計算方法

Fe-Cr-Ni-Mo 四成分系において、非等方弾性体を想定し、整合相分離における弾性拘束まで考慮でき、さらに熱応力を想定した任意の引張応力作用下での解析ができるフェーズフィールド計算理論を構築し解析プログラムを作成し、「ふげん」実機材や Fe-Cr-Ni-Mo 四元系のモデル合金のフェライト相におけるスピノーダル分解を模擬した。

全自由エネルギー汎関数の計算においては、化学的エネルギー（磁気項も含む）、濃度勾配エネルギー、弾性歪エネルギー（非等方弾性体を想定する。なお弾性不均質性は簡単のため考慮しない。）、および外力のポテンシャルエネルギーを考慮する。

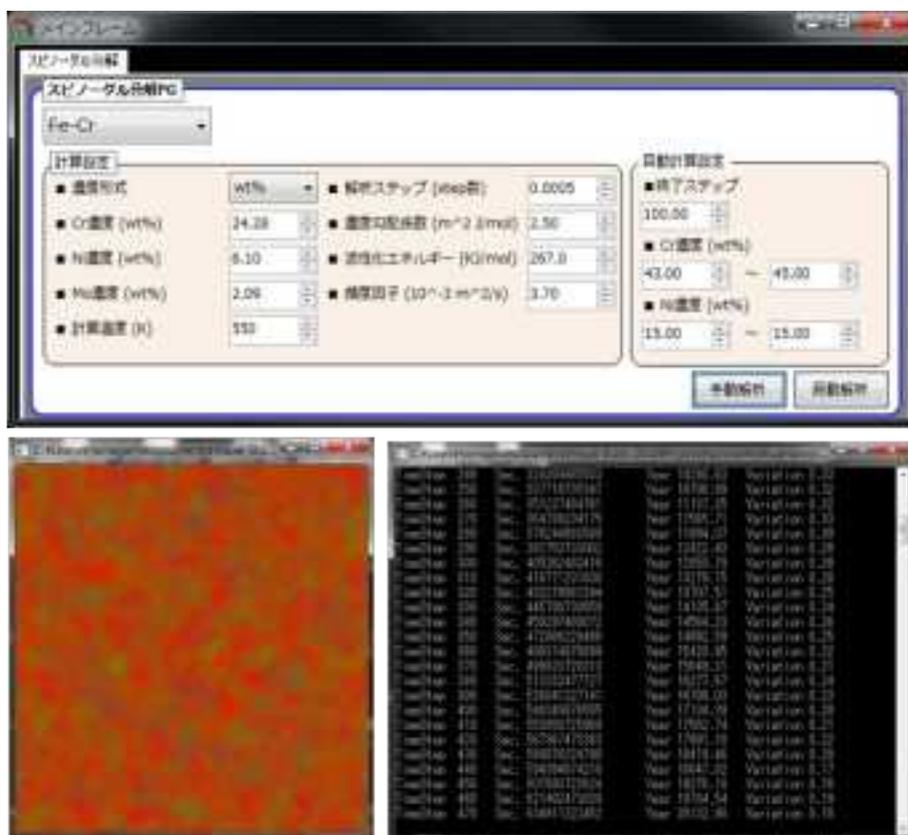


図 3.1.3-28 スピノーダル分解解析実行画面

② 外力を考慮した弾性歪エネルギーの式

弾性歪エネルギーを、外力  $\sigma_{ij}^a$  によるポテンシャルエネルギーを含む形式で表現すると、

$$E_{\text{str}} = \int_{\mathbf{r}} \frac{1}{2} C_{ijkl} \{ \varepsilon_{ij}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{ij}^0(\mathbf{r}) \} \{ \varepsilon_{kl}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{kl}^0(\mathbf{r}) \} d\mathbf{r} - \sigma_{ij}^a \bar{\varepsilon}_{ij}^c$$

にて与えられる。これを組成で汎関数微分することによって、弾性場に起因するポテンシャルは以下のように計算される。

$$\frac{\delta E_{\text{str}}}{\delta c_2} = \varepsilon_2 C_{ijkl} \delta_{ij} \{\varepsilon_{kl}^0(\mathbf{r}) - \varepsilon_{kl}^c(\mathbf{r})\} = -\varepsilon_2 \delta_{ij} \sigma_{ij}^{el}(\mathbf{r}),$$

$$\frac{\delta E_{\text{str}}}{\delta c_3} = \varepsilon_3 C_{ijkl} \delta_{ij} \{\varepsilon_{kl}^0(\mathbf{r}) - \varepsilon_{kl}^c(\mathbf{r})\} = -\varepsilon_3 \delta_{ij} \sigma_{ij}^{el}(\mathbf{r}),$$

$$\frac{\delta E_{\text{str}}}{\delta c_4} = \varepsilon_4 C_{ijkl} \delta_{ij} \{\varepsilon_{kl}^0(\mathbf{r}) - \varepsilon_{kl}^c(\mathbf{r})\} = -\varepsilon_4 \delta_{ij} \sigma_{ij}^{el}(\mathbf{r}),$$

これより弾性場のポテンシャルは応力に比例することがわかる。ところで、まだ  $\bar{\varepsilon}_{ij}^c$  は決まっていない。 $\bar{\varepsilon}_{ij}^c$  は条件： $\partial E_{\text{str}} / \partial \bar{\varepsilon}_{ij}^c = 0$  から決定される。これより、

$$\frac{\partial E_{\text{str}}}{\partial \bar{\varepsilon}_{ij}^c} = C_{ijkl} \bar{\varepsilon}_{kl}^c - C_{ijkl} \bar{\varepsilon}_{kl}^0 - \sigma_{ij}^a = 0, \quad \therefore \bar{\varepsilon}_{ij}^c = \bar{\varepsilon}_{ij}^0 + S_{ijkl} \sigma_{kl}^a = (\varepsilon_2 c_2^0 + \varepsilon_3 c_3^0 + \varepsilon_4 c_4^0) \delta_{ij} + \varepsilon_{ij}^a$$

を得る。 $S_{ijkl}$  は  $C_{ijkl}$  の弾性コンプライアンス、 $\bar{\varepsilon}_{kl}^0$  は eigen 歪の空間平均である。また外力のみに起因する歪を  $\varepsilon_{ij}^a \equiv S_{ijkl} \sigma_{kl}^a$  とおいた。 $c_i^0$  は成分  $i$  の合金組成である。さて右辺の  $\varepsilon_i$  を除いた部分： $-\delta_{ij} \sigma_{ij}^{el}(\mathbf{r}) = C_{ijkl} \delta_{ij} \{\varepsilon_{kl}^0(\mathbf{r}) - \varepsilon_{kl}^c(\mathbf{r})\}$  を書き下すと、

$$\begin{aligned} -\delta_{ij} \sigma_{ij}^{el}(\mathbf{r}) &= C_{ijkl} \delta_{ij} \{\varepsilon_{kl}^0(\mathbf{r}) - \varepsilon_{kl}^c(\mathbf{r})\} = C_{ijkl} \delta_{ij} \{\varepsilon_{kl}^0(\mathbf{r}) - [\bar{\varepsilon}_{kl}^0 + \varepsilon_{kl}^a + e_{kl}^c(\mathbf{r})]\} \\ &= (C_{11} + 2C_{12}) \begin{bmatrix} \{\varepsilon_{11}^0(\mathbf{r}) + \varepsilon_{22}^0(\mathbf{r}) + \varepsilon_{33}^0(\mathbf{r})\} \\ -\{\bar{\varepsilon}_{11}^0 + \bar{\varepsilon}_{22}^0 + \bar{\varepsilon}_{33}^0\} - \{\varepsilon_{11}^a + \varepsilon_{22}^a + \varepsilon_{33}^a\} \\ -\{e_{11}^c(\mathbf{r}) + e_{22}^c(\mathbf{r}) + e_{33}^c(\mathbf{r})\} \end{bmatrix} \\ &= (C_{11} + 2C_{12}) \begin{bmatrix} \{\varepsilon_{11}^0(\mathbf{r}) - \bar{\varepsilon}_{11}^0 + \varepsilon_{22}^0(\mathbf{r}) - \bar{\varepsilon}_{22}^0 + \varepsilon_{33}^0(\mathbf{r}) - \bar{\varepsilon}_{33}^0\} \\ -\{e_{11}^c(\mathbf{r}) + e_{22}^c(\mathbf{r}) + e_{33}^c(\mathbf{r})\} \end{bmatrix} - (C_{11} + 2C_{12})(\varepsilon_{11}^a + \varepsilon_{22}^a + \varepsilon_{33}^a) \\ &= 3(C_{11} + 2C_{12}) \left[ \varepsilon_2 \{c_2(\mathbf{r}) - c_2^0\} + \varepsilon_3 \{c_3(\mathbf{r}) - c_3^0\} + \varepsilon_4 \{c_4(\mathbf{r}) - c_4^0\} \right] \\ &\quad - (C_{11} + 2C_{12}) \{e_{11}^c(\mathbf{r}) + e_{22}^c(\mathbf{r}) + e_{33}^c(\mathbf{r})\} - (C_{11} + 2C_{12})(\varepsilon_{11}^a + \varepsilon_{22}^a + \varepsilon_{33}^a) \end{aligned} \quad (2.23)$$

である。 $c_i(\mathbf{r}) - c_i^0$  のフーリエ変換を  $\delta c_i(\mathbf{k})$  とすると、 $\varepsilon_2 \{c_2(\mathbf{r}) - c_2^0\} + \varepsilon_3 \{c_3(\mathbf{r}) - c_3^0\} + \varepsilon_4 \{c_4(\mathbf{r}) - c_4^0\}$  のフーリエ変換は、

$$\left\{ \varepsilon_2 \{c_2(\mathbf{r}) - c_2^0\} + \varepsilon_3 \{c_3(\mathbf{r}) - c_3^0\} + \varepsilon_4 \{c_4(\mathbf{r}) - c_4^0\} \right\}_{\mathbf{k}} = \varepsilon_2 \delta c_2(\mathbf{k}) + \varepsilon_3 \delta c_3(\mathbf{k}) + \varepsilon_4 \delta c_4(\mathbf{k})$$

と表現でき（記号  $\{ \}_{\mathbf{k}}$  は括弧内の関数のフーリエ変換を意味するものとする）、また、

$$\begin{aligned} &e_{11}^c(\mathbf{k}) + e_{22}^c(\mathbf{k}) + e_{33}^c(\mathbf{k}) \\ &= \frac{(C_{11} + 2C_{12}) \left[ 1 + 2\xi(n_1^2 n_2^2 + n_2^2 n_3^2 + n_3^2 n_1^2) + 3\xi^2 n_1^2 n_2^2 n_3^2 \right]}{\left[ C_{11} + \xi(C_{11} + C_{12})(n_1^2 n_2^2 + n_2^2 n_3^2 + n_3^2 n_1^2) + \xi^2(C_{11} + 2C_{12} + C_{44})n_1^2 n_2^2 n_3^2 \right]} \{ \varepsilon_2 \delta c_2(\mathbf{k}) + \varepsilon_3 \delta c_3(\mathbf{k}) + \varepsilon_4 \delta c_4(\mathbf{k}) \} \end{aligned}$$

が得られるので ( $\xi \equiv (C_{11} - C_{12} - 2C_{44})/C_{44}$  と定義した)、右辺第1項と第2項のフーリエ変換は、

$$3(C_{11} + 2C_{12})\{\varepsilon_2\{c_2(\mathbf{r}) - c_2^0\} + \varepsilon_3\{c_3(\mathbf{r}) - c_3^0\} + \varepsilon_4\{c_4(\mathbf{r}) - c_4^0\}\}_{\mathbf{k}} - (C_{11} + 2C_{12})\{e_{11}^c(\mathbf{k}) + e_{22}^c(\mathbf{k}) + e_{33}^c(\mathbf{k})\}$$

$$= (C_{11} + 2C_{12}) \left\{ 3 - \frac{(C_{11} + 2C_{12})[1 + 2\xi(n_1^2 n_2^2 + n_2^2 n_3^2 + n_3^2 n_1^2) + 3\xi^2 n_1^2 n_2^2 n_3^2]}{[C_{11} + \xi(C_{11} + C_{12})(n_1^2 n_2^2 + n_2^2 n_3^2 + n_3^2 n_1^2) + \xi^2(C_{11} + 2C_{12} + C_{44})n_1^2 n_2^2 n_3^2]} \right\} \{\varepsilon_2 \delta c_2(\mathbf{k}) + \varepsilon_3 \delta c_3(\mathbf{k}) + \varepsilon_4 \delta c_4(\mathbf{k})\}$$

と表現できることがわかる。ポテンシャル場の数値計算は、まず上式をフーリエ空間にて計算し、それを逆フーリエ変換することで実行される。

### ③ 計算設定

時間の換算について説明する。本計算では、時間  $t$  を  $b_1^2 / D = b_1^2 / (M_0 RT)$  にて無次元化して  $t'$  としている。 $b_1$  は差分ブロックの1辺の長さである。したがって、無次元時間  $t'$  を実時間に変換するには、 $D = D_{Cr}$  を仮定すると、 $t = [b_1^2 / D_{Cr}] t'$  を計算すればよい。550KにおけるCrのフェライト相中の拡散係数は  $D_{Cr} = 1.6 \times 10^{-28} [\text{m}^2/\text{s}]$  であり[8]、本計算では  $b_1 = 0.47[\text{nm}] = 4.7 \times 10^{-10} [\text{m}]$  であるので、 $t' = 1$  の時  $t = 1.35 \times 10^9 [\text{s}] \cong 43[\text{y}]$  となる。

表 3.1.3-3 計算に用いた各パラメータ値

Temperature, $T / \text{K}$	550
Composition gradient energy coefficient, $\kappa_s / \text{J} \cdot \text{m}^2 \cdot \text{mol}^{-1}$	$2.5 \times 10^{-15}$
Lattice parameter, $a_x / \text{nm}$ [7,8]	$a_{\text{Fe}} = 0.28664,$ $a_{\text{Cr}} = 0.2884,$ $a_{\text{Ni}} = 0.280(0.2827),$ $a_{\text{Mo}} = 0.31468$
Lattice mismatch, $\varepsilon_i$	$\varepsilon_2 = 6.14 \times 10^{-3},$ $\varepsilon_3 = -2.32 \times 10^{-2},$ $\varepsilon_4 = 9.78 \times 10^{-2}$
Elastic coefficients, $C_{ij} / \text{GPa}$ [8]	$C_{11} = 233.1$ $C_{12} = 135.44$ $C_{44} = 117.83$
Applied stress $[\sigma_{ij}^a / \text{MPa}]$	$\sigma_{22}^a = 1.0 \times 10^3$
Diffusion coefficient of Cr in $\alpha \text{Fe}$ [8] $D_{Cr} = D_{Cr}^0 \exp(-Q_{Cr} / RT), [D^0 / \text{m}^2 \cdot \text{s}^{-1}, Q / \text{kJ} \cdot \text{mol}^{-1}]$	$D_{Cr}^0 = 3.7 \times 10^{-3}$ $Q_{Cr} = 267$
Calculation area, $L \times L / \text{nm}^2$	$60 \times 60$
Total mesh number for deference method, $N \times N$	$128 \times 128, 256 \times 256$

④ 熱応力の最大値について

外部応力場に関しては、フェライト相とオーステナイト相の熱膨張係数の相違に起因する熱応力を想定する。フェライト系ステンレス鋼とオーステナイト系ステンレス鋼の熱膨張係数は、通常それぞれ、 $(10\sim 12) \times 10^{-6} [K^{-1}]$  および  $(10\sim 12) \times 10^{-6} [K^{-1}]$  程度であるので、ここでは、相変態に対する応力の影響の有無を調査する関係で、両者の差をやや大きく見積もり、フェライト系ステンレス鋼： $10 \times 10^{-6} [K^{-1}]$  およびオーステナイト系ステンレス鋼： $20 \times 10^{-6} [K^{-1}]$  と設定する。したがって、両者の差は  $10 \times 10^{-6} [K^{-1}]$  となる。また熱応力であるので、高温から下げる場合、逆に低温から上げる場合で相対的な熱応力の方向が異なる。さらにフェライト相とオーステナイト相でいずれが母相であるかによっても、熱応力の方向が異なる。したがって、本解析では、熱膨張係数の差として、 $\pm 10 \times 10^{-6} [K^{-1}]$  の正負の場合を考慮する。同時に、温度差  $\Delta T$  はかなり大きな場合を想定し、 $\Delta T = 500 [K]$  とする。したがって、熱膨張に起因する eigen 歪  $\varepsilon_0$  は  $\varepsilon_0 = \pm 0.005$  となる。

さて等方弾性体における球状介在物（半径  $R$ ）の内部および外部応力は、

$$\sigma_{ij}(\mathbf{r}) = -\frac{2E}{3(1-\nu)} \varepsilon_0 \delta_{ij}, \quad (|\mathbf{r}| \leq R)$$

$$\sigma_{ij}(\mathbf{r}) = \frac{E}{3(1-\nu)} \varepsilon_0 R^3 \left( \frac{\delta_{ij}}{r^3} - 3 \frac{r_i r_j}{r^5} \right), \quad (|\mathbf{r}| > R)$$

にて与えられる。 $E$  はヤング率で、 $\nu$  はポアソン比である。内部応力は静水圧で一定値であるが、外部応力は純せんどの応力場 ( $\sigma_{ii}(\mathbf{r}) = 0$  である) で位置の関数となる。球状介在物の表面位置  $R$  における上記の応力は、

$$\sigma_{11}(R) = \sigma_{22}(R) = \sigma_{33}(R) = -\frac{2E}{3(1-\nu)} \varepsilon_0, \quad \sigma_{12}(R) = \sigma_{13}(R) = \sigma_{23}(R) = 0$$

となるので、基本的に内部および外部応力の最大値（絶対値として）は、 $\frac{2E}{3(1-\nu)} \varepsilon_0$  に見積もることができる。鉄のヤング率は、 $200 [GPa]$  程度であり、ポアソン比を  $1/3$  と

仮定すると、 $\epsilon_0 = \pm 0.005$  であるので、この場合の応力は  $\frac{2E}{3(1-\nu)} \epsilon_0 = \pm 1[\text{GPa}]$  となる。球状介在物の内部応力は静水圧状態にあるが、実際の材料は不均一な組織形態を有しているため、熱応力において、静水圧状態が維持されるとは考え難い。したがって、上記の 1GPa を上限とした多軸応力が作用していると考えることが妥当と思われる。そこで、以下の計算では外部応力の大きさの基準値として、 $1[\text{GPa}]$  を採用した。

### ⑤ 解析結果

フェーズフィールド法に基づき、「ふげん」実機材をふくめ Fe-Cr-Ni-Mo 合金のスピノーダル分解挙動に対する外力の影響について解析した。結果は以下のようにまとめられる。

a 四成分系 (Fe-Cr-Ni-Mo) において、非等方弾性体 (弾性均質系) を想定し、整合相分離における弾性拘束および外力の影響まで考慮できるフェーズフィールド計算理論を構築した。

b 上記に関する、四元系 (Fe-Cr-Ni-Mo) コード、ならびに関連する各種二成分系 (Fe-Cr, Fe-Mo) および三成分系 (Fe-Cr-Ni, Fe-Cr-Mo) コードを作成した。

c 弾性均質系の計算では、外力は組織形成になんら影響を及ぼさないことが、シミュレーションおよび理論解析から明らかとなった。

d 外力の影響を計算に考慮するために、弾性不均質系におけるフェーズフィールドシミュレーション理論を構築し、プロトタイプとして、Fe-Cr および Fe-Mo 二成分系のシミュレーションプログラムを作成した。

e 弾性不均質系では、析出相がより顕著に Fe-rich の母相に取り囲まれる組織が形成されやすくなることが明らかとなった。また外力は、ほとんどスピノーダル分解による組織形成挙動に影響を及ぼさないことが示唆された。

f 相分離組織情報の定量化手法として、Cr 濃度ヒストグラムを作成した。このデータは、材料のスピノーダル分解脆化を判断する基本データに活用可能と考えられる。

詳細は別紙 7 を参照。

### 3) イメージベース FEM 応力解析

フェーズフィールド解析より得られた金属組織形態を、画像として保存し、その画像か

ら有限要素モデルを自動生成し、複雑な組織形態を考慮したイメージベース有限要素解析を実施した。

#### ① 解析対象

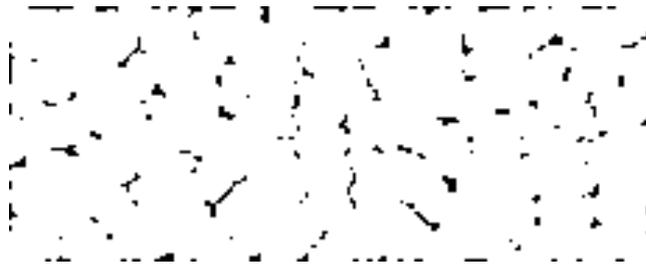
フェーズフィールド凝固解析から得られた4種類の凝固組織を図2.1に示す。黒の部分がフェライト相、白の部分がオーステナイト相である。画像の実寸法は  $400 \mu\text{m} \times 1000 \mu\text{m}$ 、画素サイズは  $300 \times 750 \text{ pixel}$ 、よって解像度は  $1.333 \mu\text{m}/\text{pixel}$  である。座標系は、短辺に沿った軸を  $x$  軸、長辺に沿った軸を  $y$  軸とする。なお、凝固方向は  $y$  軸方向である。モデル A, B, C, D はそれぞれフェライト量 5%, 14%, 25%, 40% を目標値として解析を行った結果である。厳密には、得られた凝固組織のフェライト量は目標値と異なり、画像から pixel カウント計測したフェライト量を表 2.1 に示す。モデル B は「ふげん」実機材相当の材料を模擬したものであり、モデル C はスクリーニング基準相当の材料を模擬したものである。よって、スクリーニング基準を満たさないモデル D に対する結果によって、スクリーニング基準の妥当性を議論することができる。

表 3.1.3-4 フェライト量

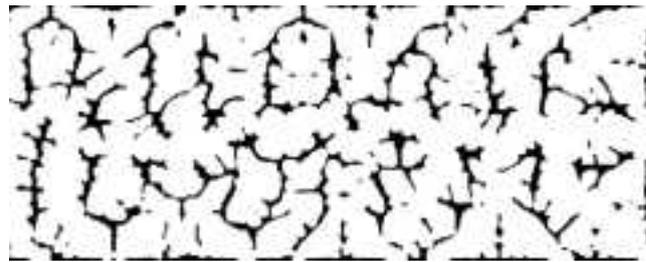
Mod	Black [pixel]	White [pixel]	Ferrite content [%]
A	8927	216073	3.97
B	31682	193318	14.1
C	48319	176681	21.5
D	100742	124258	44.8

表 3.1.3-5 解析条件

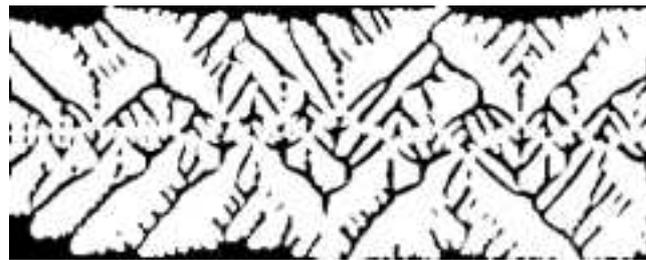
No	Type	Direction	Boundary condition
①	Uniaxial extension	$0^\circ$	$\varepsilon_x = 0.001$ ( $u = 0.4 \mu\text{m}$ )
②		$90^\circ$	$\varepsilon_y = 0.001$ ( $v = 1.0 \mu\text{m}$ )
③		$45^\circ$	$\sigma_x = 100 \text{ MPa}$ on $y$ - $z$ plane $\sigma_y = 100 \text{ MPa}$ on $x$ - $y$ plane $\tau_{xy} = 100 \text{ MPa}$ on $y$ - $z$ plane $\tau_{yx} = 100 \text{ MPa}$ on $x$ - $z$ plane
④	Uniform thermal		$T = 275^\circ\text{C}$
⑤	elevation		$T = 475^\circ\text{C}$



Model A ( $f = 3.97\%$ )



Model B ( $f = 14.1\%$ )



Model C ( $f = 21.5\%$ )



Model D ( $f = 44.8\%$ )



図 3.1.3-29 フェーズフィールド解析から得られた凝固組織

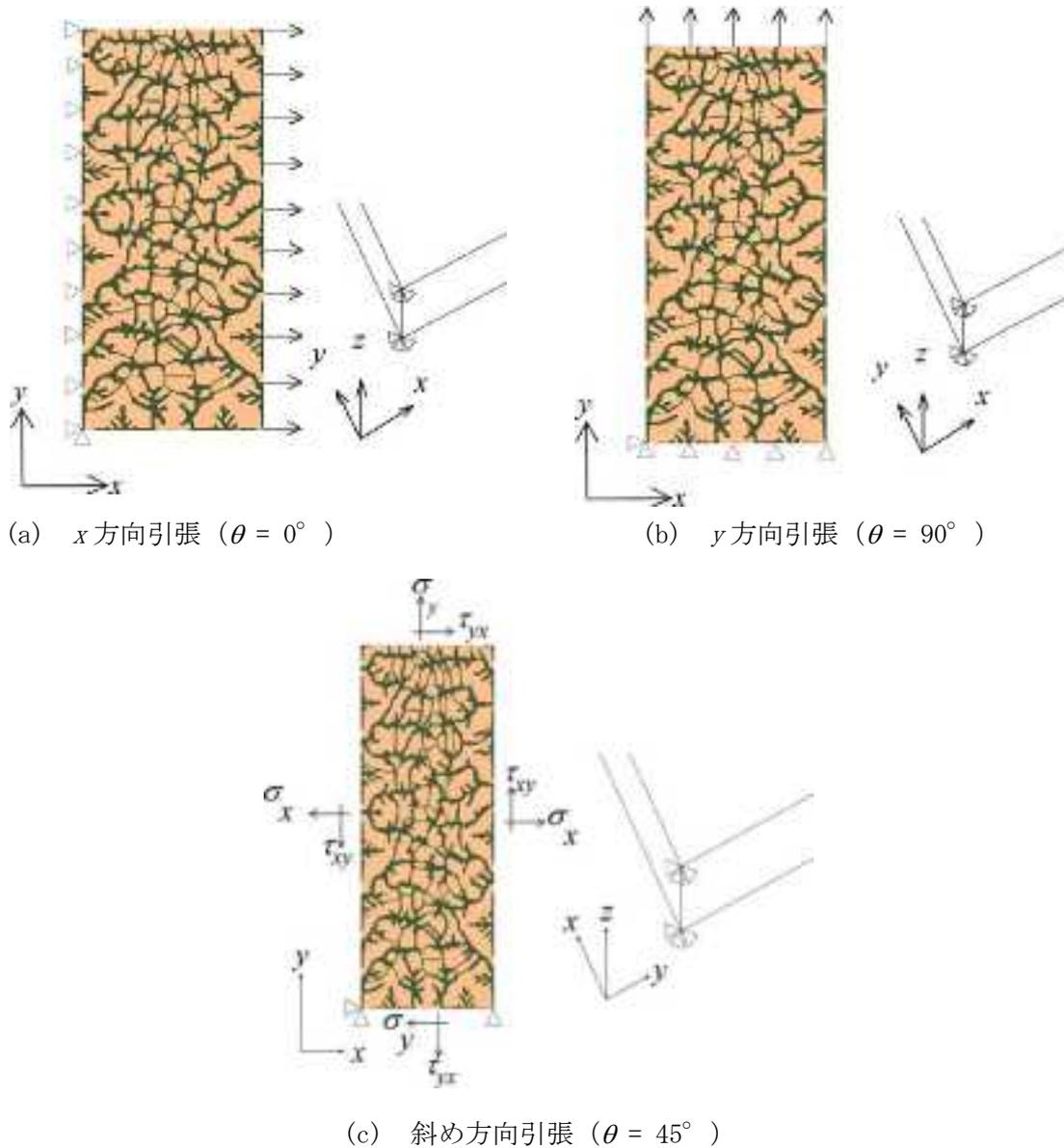


図 3.1.3-30 単軸引張解析の境界条件

これら4つのモデルに対して、表2.2に示した境界条件による単軸引張解析と熱応力解析を行う。ただし、解析にはイメージベース構造解析ソフト Quint VOXELCON を使用し、微小変形の線形弾性解析を実施する。

## ② 解析結果

フェライト量の目標値を 5, 12, 25, 40%としたフェーズフィールド解析から得られた凝固組織画像を使用して、イメージベース有限要素弾性解析および熱弾性解析を実施した。引張解析の結果より得られた知見を以下に列挙する。

引張負荷に対して、応力はフェライト相に集中し、ひずみはオーステナイト相に集中する。

- a フェライト量が増加すると、フェライトネットワークが形成され、応力・ひずみが均一化され、最大応力も最大ひずみも、フェライト量の増加と共に、低下する。
- b フェライト量が多くなると、フェライト相の応力が増加し、フェライト相が損傷し易くなる。
- c フェライト相の平均的な引張ひずみは、フェライト相の増加と共に、フェライトネットワークの形成により、増加する。
- d オーステナイト相には高い相当ひずみが発生するため、加工誘起マルテンサイト変態が起こる可能性がある。

また熱応力解析の結果より得られた知見を以下に列挙する。

- e 熱膨張変形では、フェライト相には強い引張応力が作用し、オーステナイト相には強い圧縮応力が作用する。
- f ミーゼス相当応力はオーステナイト相の方が高く、フェライト量の増加とともに、オーステナイト相のミーゼス相当応力は増加する。
- g オーステナイト相は、フェライト相による拘束から、強い圧縮応力を受け、全体的に高いミーゼス相当応力を生じるので、加工誘起マルテンサイト変態が発生する可能性が高い。

以上の結果より、スクリーニング基準であるフェライト量 25%付近での劇的な変化は確認できなかったが、フェライト量が増加するほど、フェライト相およびオーステナイト相とともに、損傷し易くなることが示された。また、熱応力に対しては、オーステナイト相の加工誘起マルテンサイト変態の可能性が強く示唆され、スピノーダル分解と加工誘起マルテンサイト変態の相乗効果により、フェライト量 25%以上の場合、脆化が強くなる可能性が示唆された。

詳細は別紙 8 を参照。

スピノーダル分解計算結果の詳細を下記の資料に示す。

- (1). 別紙7 PhaseField法による応力場を考慮したスピノーダル分解解析  
イメージベースのFEM応力解析結果の詳細を下記の資料に示す。
- (2). 別紙8 イメージベースFEM応力解析

### 3.1.3.2. 実機材及びモデル合金の加速処理後の脆化データによる脆化予測式の妥当性と高度化の検討

#### 1) H3T モデルによる予測値の妥当性の検討

「ふげん」実機材より得られた実測データと脆化予測式による予測値の比較を行った。また予測モデルにおいて重要なパラメータである活性化エネルギーについて、各試験結果より得られた値を比較検討することにより、その妥当性を確認した。また以上のような「ふげん」実機材より得られた知見から、ふげん実機材と使用温度条件に近いBWRの使用温度域（280℃）における熱時効脆化予測式の精度向上について検討を行った。

#### ① 脆化予測式(H3T モデル)の概要

脆化予測式 H3T(Hyperbolic-Time-Temperature-Toughness)モデル(参 3.1-6, 参 3.1-7)では、図 3.1.3-31 に示すように熱時効による破壊じん性値の時間変化を次式のような双曲線で表すものとされている。

$$M = A + \frac{B}{t + C} \dots \dots \dots (3.1.3-1)$$

$M$  : ある熱時効時間における靱性値

$A$  : 熱時効時間無限大の靱性値

$B$  : 熱時効温度に関連する定数

$C$  : 時間定数

加速熱時効試験データから重回帰分析により各温度条件における各パラメータが求められている。また、異なる温度の試験データは熱時効による脆化を単一の熱活性化過程と仮定した活性化エネルギーにより関係付けが成されている。特に  $A$  は熱時効による破壊じん性低下の飽和値であり、その値はその材料の破壊じん性が最大でどの程度まで低下する可能性があるか熱時効脆化の感受性を示すものである。従って、このパラメータ  $A$  は活性化エネルギーと並び本予測モデルにおいて重要なパラメータの一つと考えられる。予測モデルによれば、パラメータ  $A$  は下記のように与えられ、フェライト量のみ関数となっている。

・ 吸収エネルギー（試験温度：室温） :  $\text{Log}_{10}A = 2.2818 - 0.0472 \times F\%$

・ 吸収エネルギー（試験温度：325℃） :  $\text{Log}_{10}A = 2.8357 - 0.0592 \times F\%$

・  $J_{1c}$  値（試験温度：325℃） :  $\text{Log}_{10}A = 3.2961 - 0.0530 \times F\%$

..... (3.1.3-2)

実際に予測値を求める手順は、まずフェライト量や化学成分値から、熱時効温度が 325℃ の場合の各パラメータが算出され予測値が得られる。熱時効温度が 325℃ 以外の場合は、各

パラメータは活性化エネルギーを用いてそれぞれの熱時効温度時の値に変換され、最終的な予測値が得られる。なお、参考文献(参 3. 1-7)では、325℃以外に 350℃及び 400℃の場合の各パラメータの算出式が示されているが、本調査研究では高経年化技術審査マニュアル(参 3. 1-8)にて引用される参考文献(参 3. 1-7)に従い、350℃及び 400℃の場合も 325℃の場合の各パラメータを算出した後、活性化エネルギーを用いて各熱時効温度の予測値を算出した。なお熱時効脆化の活性化エネルギーとしては、H3T モデルでは 100kJ/mol を用いることとなっている。

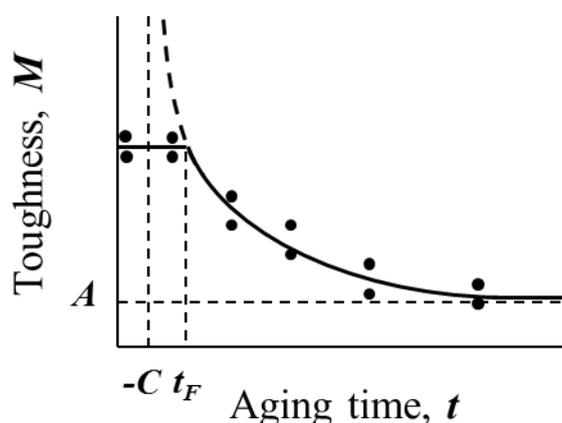


図 3. 1. 3-31 H3T モデルによる熱時効時間と破壊じん性値 :  $M$  との関係

## ② 予測値と実測データの比較

図 3. 1. 3-32～図 3. 1. 3-34 に「ふげん」実機材について、シャルピー衝撃試験から得られた吸収エネルギーの実測値と予測値との関係を示す。図中の点線は破壊じん性低下の飽和値:  $A$  の標準偏差を基にした上下限值として  $2\sigma$  を考慮した場合の予測線である。いずれの部材についても採取まま材については、予測値は実測値に対して脆化の程度を同等か厳しく安全側に予測しており、予測モデルによる破壊じん性の予測は保守的である事が確認された。350℃及び 400℃の場合についても、いずれの部材においても実測値は予測値の上下限值内におおよそおさまっている事が確認された。また熱時効温度ごとに比較をした場合、採取まま材の 275℃の予測値は加速熱時効の 350℃及び 400℃の場合よりも脆化の程度を厳しく予測している傾向にある。

図 3. 1. 3-35 に「ふげん」実機材の  $J_{Ic}$  の実測値と予測値との関係を示す。実測値のデータとしては有効判定となったもののみをプロットした。なお試験はふげんの運転条件を考慮した 280℃で実施したが、H3T モデルによる予測は 325℃のものである。いずれの条件の場合も実測値はおおよそ予測下限値内におさまっていることが確認された。ただし、予測値は試験温度が 325℃の条件の場合のものである。破壊じん性は一般に高温ほど高くなると

考えられるため、325°Cの予測値は280°Cよりも破壊じん性を高めに予測していると考えられる。以上を考慮すると、予測値は実測値に対して破壊じん性の程度を良好に予測していると考えられる。

### ③ 予測式中のパラメータの検証

#### 活性化エネルギーについて

脆化予測式(H3Tモデル)で用いられている活性化エネルギーは100kJ/molという値が用いられている。一方、CF8、CF3、CF8M及びCF3M等の準安定オーステナイトステンレス鋼を対象とした熱時効脆化に関する見かけの活性化エネルギーについては、過去の報告値(参3.1-1, 参3.1-18~20等)は75~200kJ/molと広範囲にわたっている。本調査研究では、昨年度までに実機材の試験データからシャルピー吸収エネルギー、硬さ、スピノーダル分解反応(3DAP, フェーズフィールド法)及びCr原子の拡散等のそれぞれに関する活性化エネルギーを導出し検討を行い、280°Cという低温域では、熱時効脆化の主原因とされるスピノーダル分解の反応速度の見かけの活性化エネルギーが大きくなる傾向があることが確認されている。本年度は「ふげん」実機材から得られた上記のような活性化エネルギーに関する知見が、他のCF8、CF3、CF8M及びCF3M等の準安定オーステナイトステンレス鋼でも適用されるのかの検討を行った。具体的には化学成分が規格内で変化した場合を想定したモデル合金を用いて、Moの添加、フェライト量、炭素含有量が異なる場合について、スピノーダル分解反応および硬さの変化を調査した。分析評価結果の詳細は既に3.1.2章に示した通りであるが、いずれの合金においても熱時効に伴うスピノーダル分解反応や硬さの変化について顕著な差は認められなかった。従って、「ふげん」実機材から得られた280°C近傍の低温域における熱時効脆化の見かけの活性化エネルギーに関する知見は、他のプラントにて同様の環境で使用されている準安定オーステナイトステンレス鋼にも十分適用可能であると考えられる。

#### 熱時効による破壊じん性低下の飽和値(A)について

破壊じん性低下の飽和値:Aの妥当性を検討するため、H3Tモデルにおいて式3.1.3-2の様示されるパラメータAと実測値との比較を行った。実測データについては、実機材では400°C×10000h熱時効材のデータを用い、モデル合金については400°C×2400h熱時効材のデータを用いることとした。図3.1.3-36は予測値と実測値を比較した結果である。予測値は実測値よりも脆化の程度を厳しく予測しており、式3.1.3-2により得られる予測値は十分に保守的であることが確認された。またMo添加や炭素含有量の及ぼす影響を検討するため、図3.1.3-36(b)及び(c)ではそれぞれMo添加の有無や炭素含有量に分けてプロットをしたが、特に顕著な傾向は認められなかった。

### ④ 脆化予測の高精度化

脆化予測式 H3T モデルに用いられるパラメータのうち、活性化エネルギーについては、 $100\text{kJ/mol}$  という値が用いられている。しかしながら、「ふげん」実機材の試験結果から、熱時効脆化の見かけの活性化エネルギーは熱時効温度域により変化し、高温域 ( $350^{\circ}\text{C}\sim 400^{\circ}\text{C}$ ) では  $100\text{kJ/mol}$  に近い値を示すものの、ふげんの様な BWR 相当の低温域 ( $280^{\circ}\text{C}$  近傍) では  $100\text{kJ/mol}$  よりも大きくなる傾向が示された。図 3.1.3-37(a) はシャルピー衝撃試験に関して、「ふげん」実機材の実測値から得られた活性化エネルギーの値 ( $167\text{kJ/mol}$ ) を用いた熱時効による吸収エネルギー低下量を予測した結果を示す。使用条件が低温域の場合、 $100\text{kJ/mol}$  という値では脆化の程度を厳しく予測しており、実機材の実測値から得られた値を用いた方が精度良く脆化の程度を予測できる事がわかる。図 3.1.3-37(b) はさらに、フェライト量が増加して熱時効脆化の感受性が高くなった場合の  $J_{IC}$  値の予測である (使用温度条件は  $280^{\circ}\text{C}$ )。H3T モデルのパラメータのうちフェライト量に依存するのは、破壊じん性低下の飽和値である  $A$  である。実機材やモデル合金の加速熱時効材の試験結果による検証からも式 3.1.3-2 で与えられる飽和値 :  $A$  の値は十分保守的である事が確認されたため、図 3.1.3-37(b) における予測値も式 3.1.3-2 で得られた値を用いて算出した。高経年化技術評価審査マニュアル(参 3.1-7)では、有意な脆化の有無を  $J_{IC}$  値でスクリーニングする例が示されており、約  $220\text{kJ/m}^2$  より大きい場合に破壊じん性が十分高いとするのは十分保守的な判断例としている。図 3.1.3-37(b) の予測線より、フェライト量が高い 25% の場合でも  $220\text{kJ/m}^2$  を下回るのは、60 年以上使用場合である。つまり本結果より、BWR の様な熱時効温度が低温の場合は 60 年間使用した場合でも熱時効脆化の程度は軽微であることが示された。

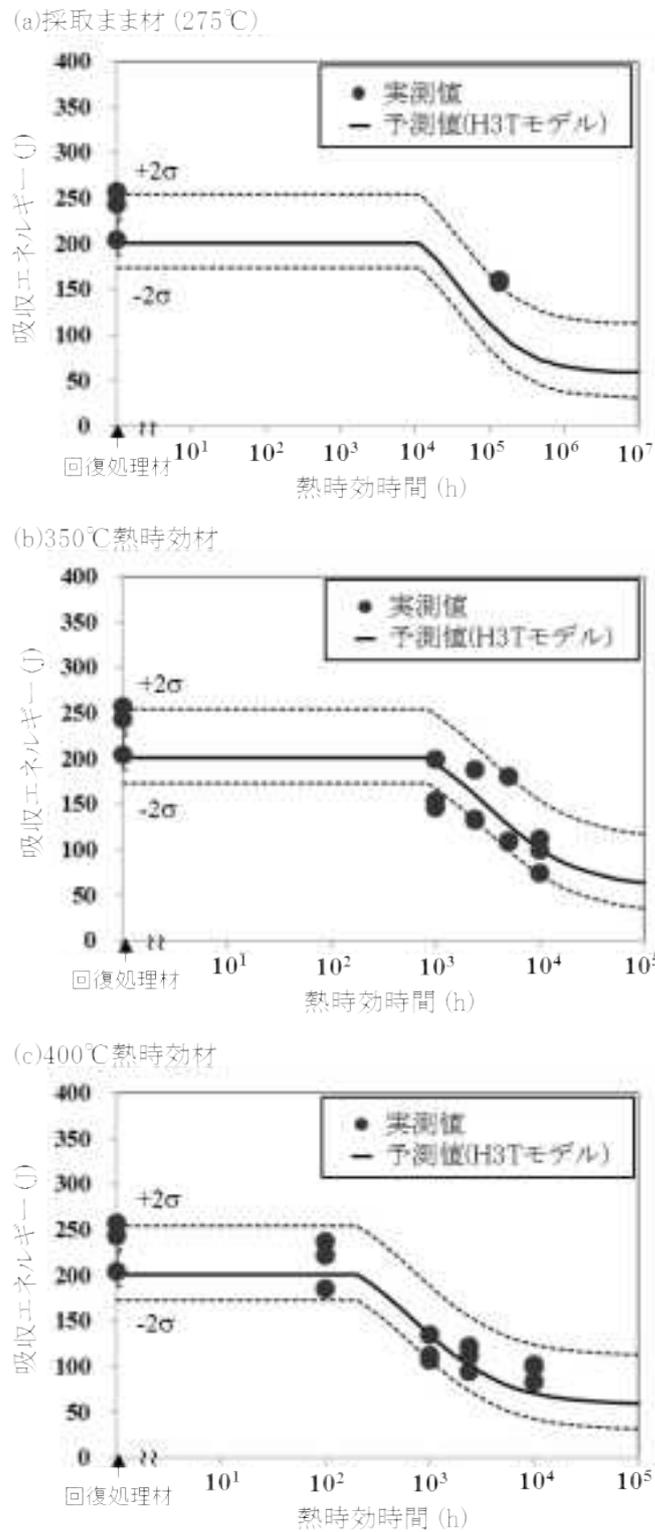


図 3.1.3-32 再循環ポンプケーシングの吸収エネルギーの実測値と予測値の比較

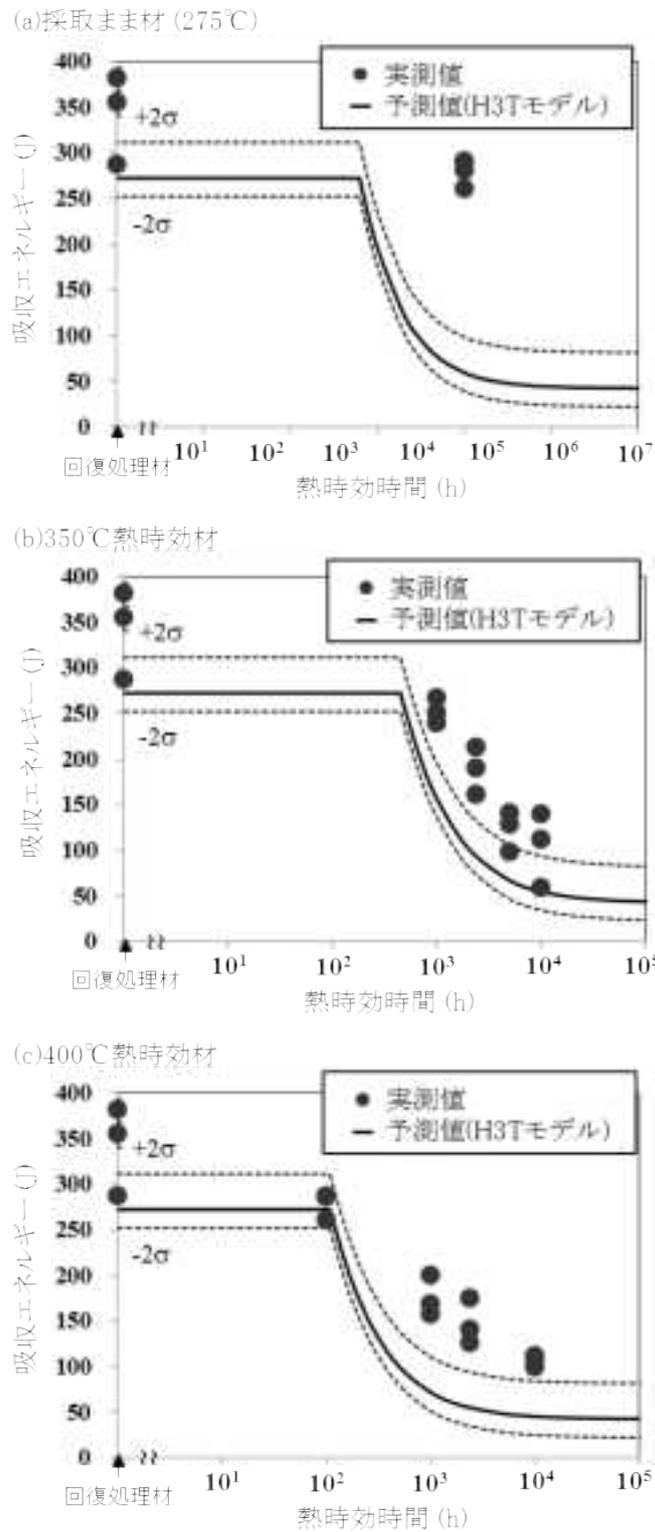
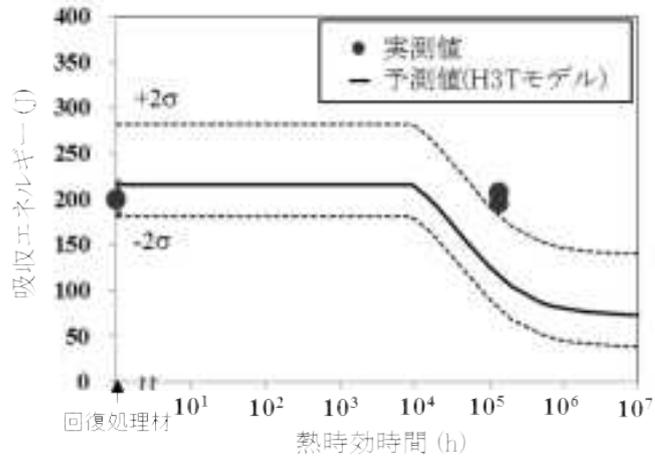
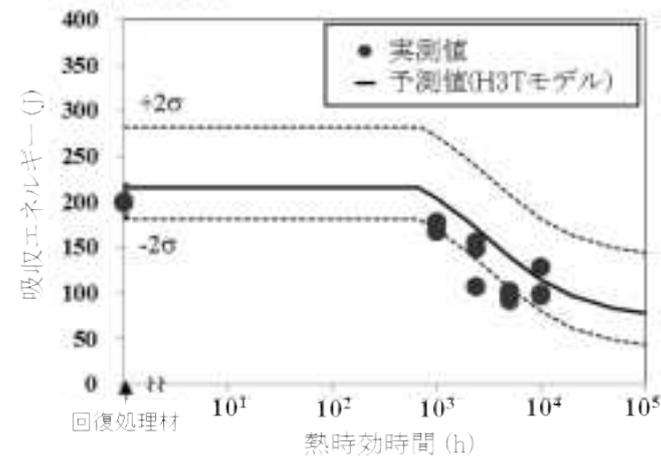


図 3.1.3-33 逆止弁 A ループの吸収エネルギーの実測値と予測値の比較

(a)採取まま材 (275°C)



(b)350°C熱時効材



(c)400°C熱時効材

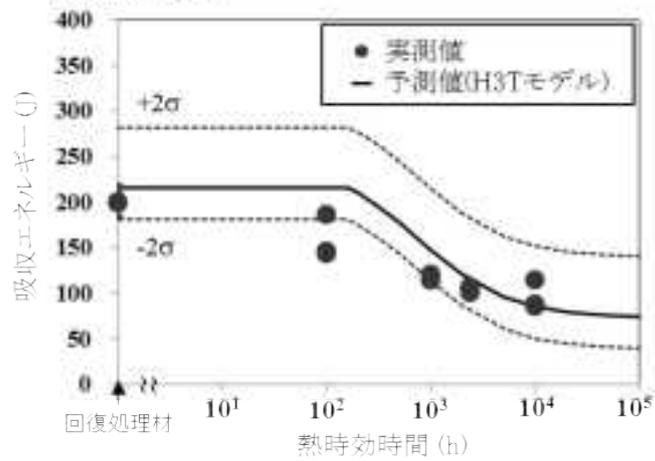


図 3.1.3-34 逆止弁 B ループの吸収エネルギーの実測値と予測値の比較

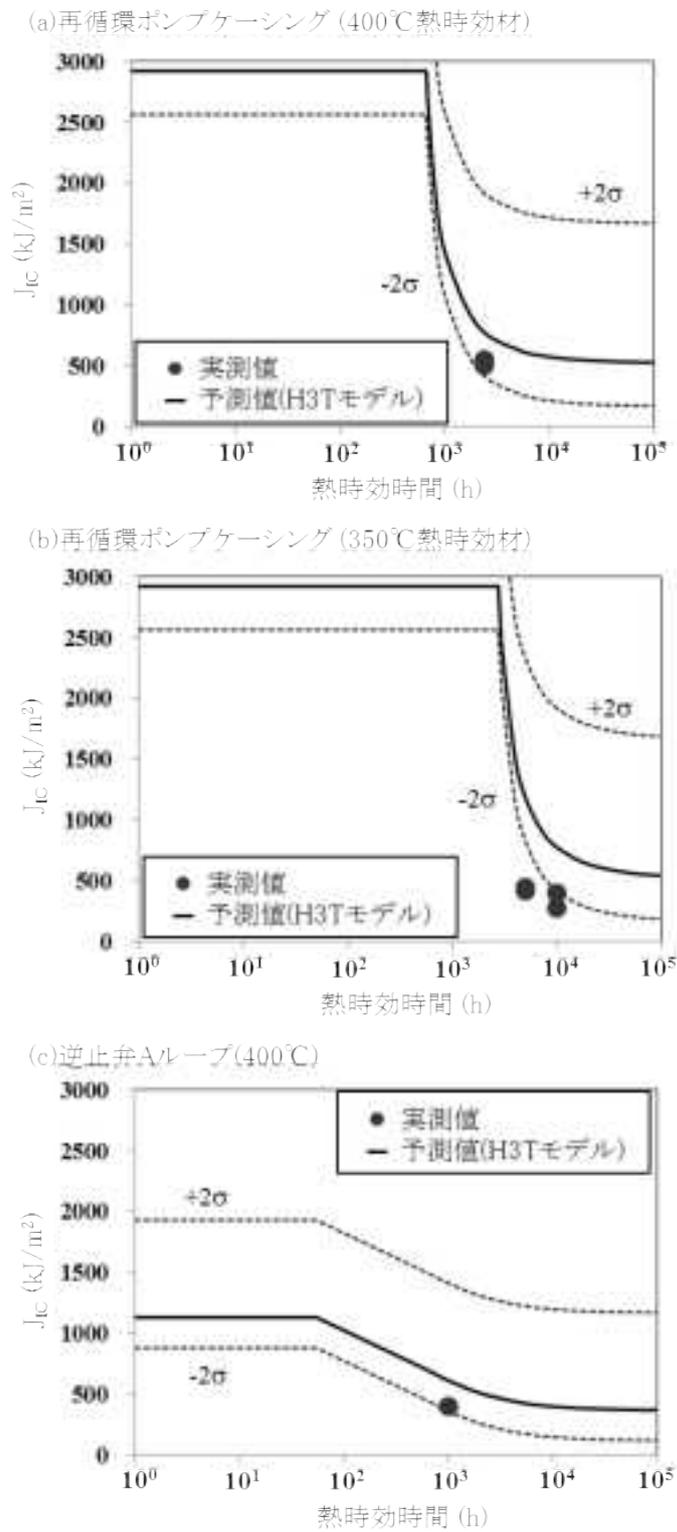
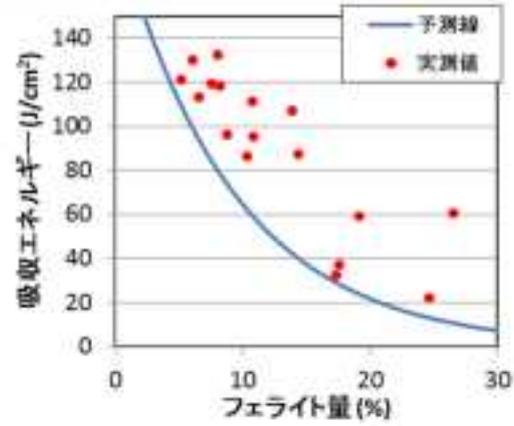
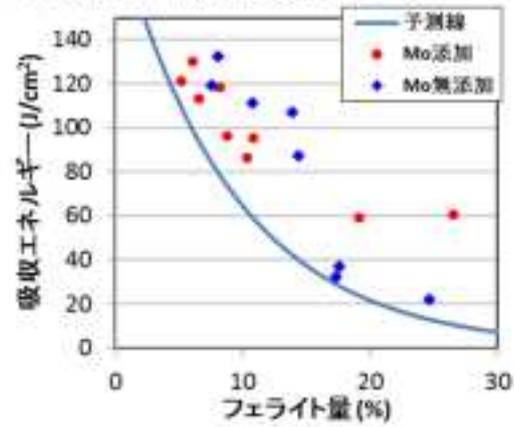


図 3.1.3-35 「ふげん」実機材の  $J_{IC}$  値の実測値と予測値との比較

(a) 全データをプロット



(b) Mo添加・無添加に分類しプロット



(c) 炭素含有量に分類しプロット

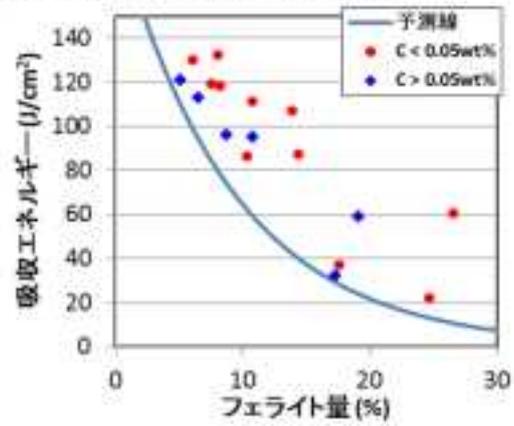
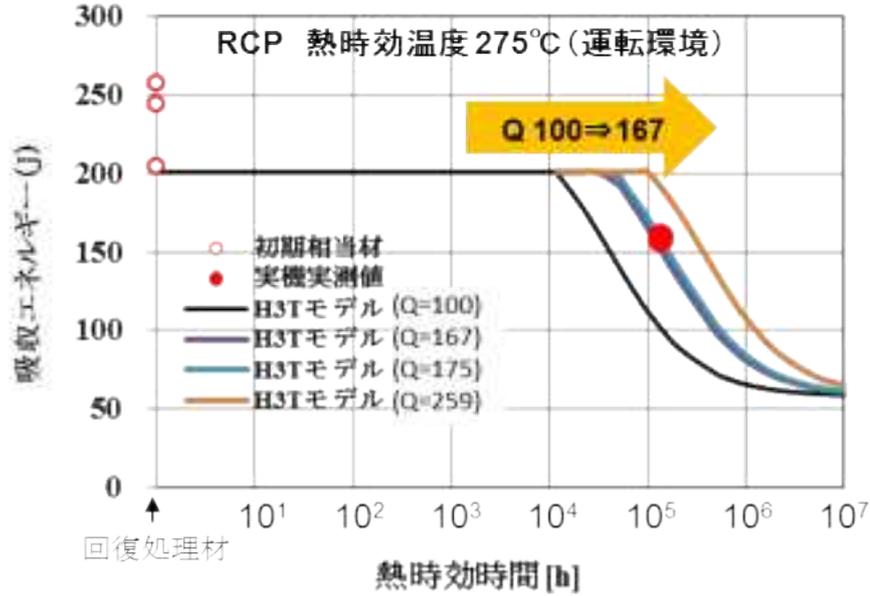


図 3.1.3-36 H3T モデル中の破壊じん性低下の飽和値:A の予測値と実測値の関係

(a)ふげん実機材(再循環ポンプケーシング)の吸収エネルギー実測値と各活性化エネルギーを用いた場合の予測値の関係



(b)ふげん実機材(再循環ポンプケーシング)の使用温度においてフェライト量が変化した場合の $J_{IC}$  予測値(活性化エネルギー:167kJ/mol)

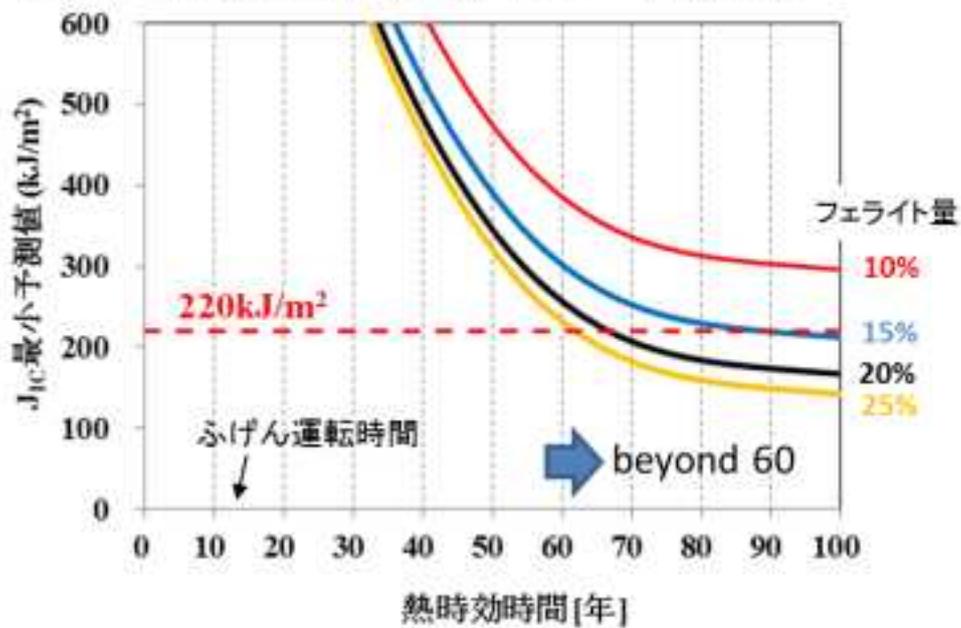


図 3.1.3-37 「ふげん」実機材使用環境下における脆化予測の高精度化

## 2) 陽電子消滅測定による転位芯近傍の固着炭素検出への適用可能性の検討

昨年度の実機材の陽電子消滅同時計数ドップラー広がり測定 (CDB 測定) の結果から、従来までの知見と異なり、陽電子が鉄やクロムだけでなく、炭素に属する電子とも対消滅していることが示唆された。

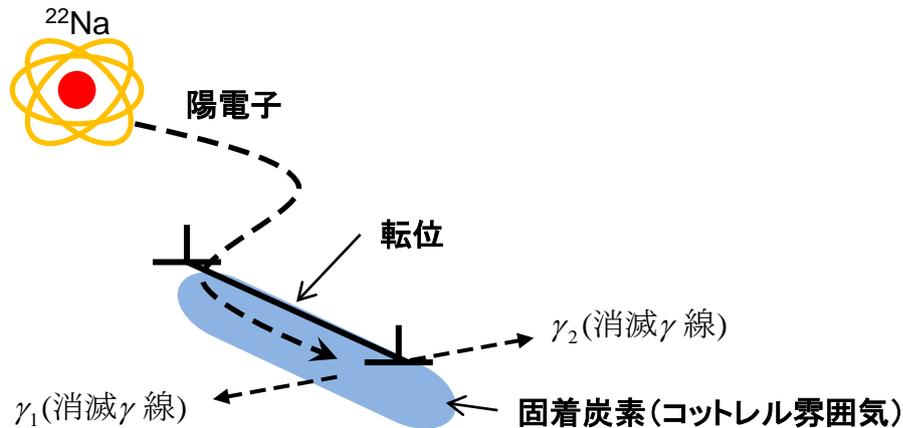
2相ステンレス鋳鋼は  $10^8 \sim 10^9$  ( $\text{cm}^{-2}$ ) 程度の転位密度で転位が存在することがこれまでに報告されている。陽電子は結晶中に空孔や空孔集合体だけでなく転位芯にも引き寄せられる性質を持つため、空孔への陽電子捕獲が無視できる場合、転位芯近傍に固着炭素によって形成された炭素濃度の高い領域 (コットレル雰囲気) が存在すると、炭素に属する電子と陽電子が対消滅する割合が高くなり CDB スペクトルに変化が表れることは容易に予想できる。上記の検出原理の概念図を図 3.1.3-38 に示す。そこで今年度は、CDB 測定法で転位芯近傍の固着炭素が検出可能かどうか実験的に確認するため、より単純なモデル合金を用いて検証を行なった。また転位固着を相補的に確認するため、ひずみ時効確認試験を行い、モデル合金の化学組成とひずみ時効の有無の関係について検討した。ひずみ時効確認試験の詳細は別紙 9 に示す。

### a. 試験対象試料

試験対象試料は、炭素と同様の侵入型原子である窒素の影響も見るために、H23-1 (Mo 添加、低炭素量・低窒素量)、H23-4 (Mo 添加、高窒素量)、H23-5 (Mo 添加、高炭素量)、および H22-5 (Mo 無添加、高炭素量) の 4 種とした。試料作製方法はまず試料を  $10\text{mm} \times 10\text{mm} \times 0.5\text{mm}$  の薄板状に切断加工した各分析対象試料を実機材の場合と同様に機械研磨を行い、その後コロイダルシリカで仕上げ研磨を行い分析試料に供した。

### b. 試験方法

CDB 測定には、「ふげん」高経年化分析室に設置された高千穂精機製陽電子消滅測定装置 PLT-20・DB-120 を用いた。本装置は昨年度に CDB 測定機能追加用オプション (OP-CDB) を接続して CDB 測定に対応可能としたものである。測定は、2枚の同一履歴をもつ試料で陽電子線源を挟む、いわゆるサンドイッチ法で行った。CDB 測定データ解析には、CDB スペクトル比率曲線を用いた解析を行い、比率曲線のスペクトル形状から陽電子消滅サイトの元素同定を行なった。一部の試料に対しては陽電子寿命測定を行なった。比率曲線の定義および解析方法、陽電子寿命解析方法については、昨年度と同様とした。



**陽電子：転位芯近傍に引き寄せられる性質**  
**⇒固着炭素により転位芯近傍の炭素濃度が高くなると、CDB スペクトルが変化**

図 3.1.3-38 陽電子消滅法による転位芯近傍の固着炭素の検出原理の概念図。

① 陽電子消滅測定による転位芯近傍の固着炭素検出への適用可能性の検討

高炭素量のモデル合金 H22-5 (Mo 無添加、高炭素量、溶体化処理)、H23-5 (Mo 添加、高炭素量、400℃×2400h 時効)の純 Cr を基準とした CDB 比率曲線を図 3.1.3-39 に示す。参考のため、昨年度評価した「ふげん」実機材 (下部ヘッダ逆止弁 A ループ (V21-2A)) の比率曲線を例として図 3.1.3-40 に示す。どちらも 4.5keV 付近の高運動量領域に幅広の顕著なピークが表れている。このピークの高さが純 Fe のピークを上回ることが、理論的に予想される炭素に属する電子との陽電子対消滅を表す特徴である。高炭素量モデル合金と実機材の比率曲線はどちらも純 Fe のピークを上回っていることから、このピーク形状の特徴が炭素に起因することが強く示唆される。比較のために、低炭素量のモデル合金 H23-1 (Mo 添加、低炭素量・低窒素量)、H23-4 (Mo 添加、高窒素量)の比率曲線を図 3.1.3-41 に示す。どちらの比率曲線も、5keV 付近のピークの高さは純 Fe のピークを下回っている。これは低炭素量合金の場合は Fe または Cr に属する電子との陽電子対消滅が支配的であることを示している。また両者の比率曲線がほぼ一致することから、窒素は CDB 比率曲線のピークに影響を与えないことが分かる。高炭素量のモデル合金 H23-5 (Mo 添加、高炭素量)の陽電子寿命を評価した結果は 109.5psec の 1 成分であった。これはよくアニールした純 Fe (106psec) の陽電子寿命とほぼ一致することから、試料中の原子空孔の存在は無視できる。また、ひずみ時効確認試験 (別紙 9) の結果、高炭素量モデル合金 (H23-5) のフェライト相部分のみがひずみ時効を示したことから、フェライト相中の転位芯近傍にコットレル雰囲気を形成している支配的な元素は炭素である。

以上の検討の結果、高炭素量モデル合金の CDB 比率曲線に顕著なピークは、フェライト相中の転位芯近傍に固着してコットレル雰囲気を形成した炭素に属する電子との対消滅に

起因するものであることが明らかになった。したがって、陽電子消滅法（CDB 測定法および陽電子寿命測定法）を用いることで、2相ステンレス鋼鋳鋼中の転位芯近傍に固着した炭素を非破壊的に検出することが可能であることが示された。

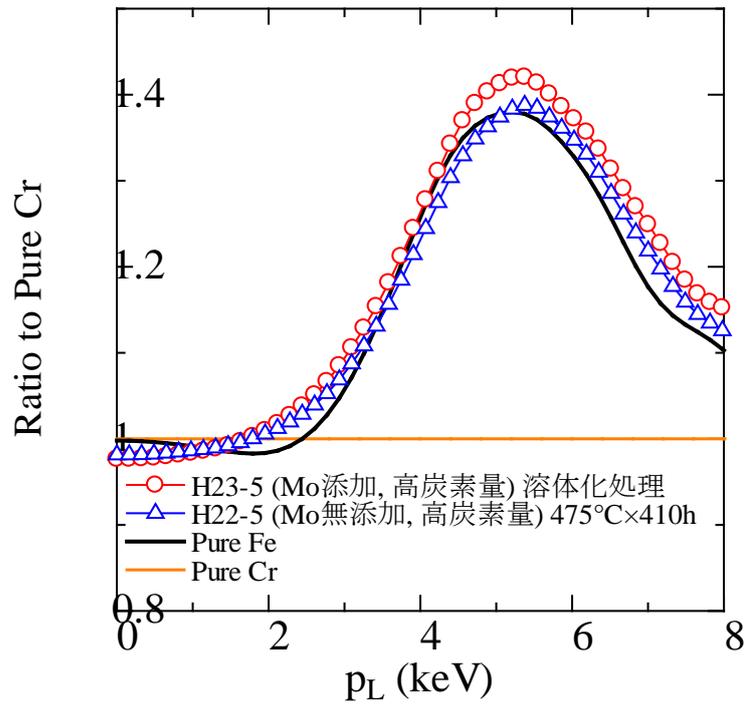


図 3.1.3-39 高炭素量モデル合金 (H22-5, H23-5) の比率曲線

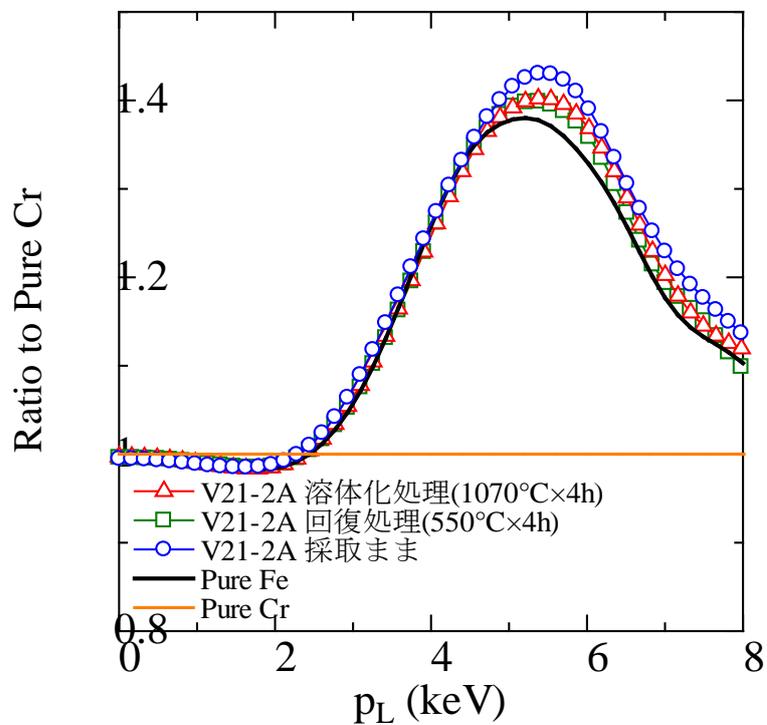


図 3.1.3-40 下部ヘッド逆止弁 A ループ (V21-2A) の比率曲線

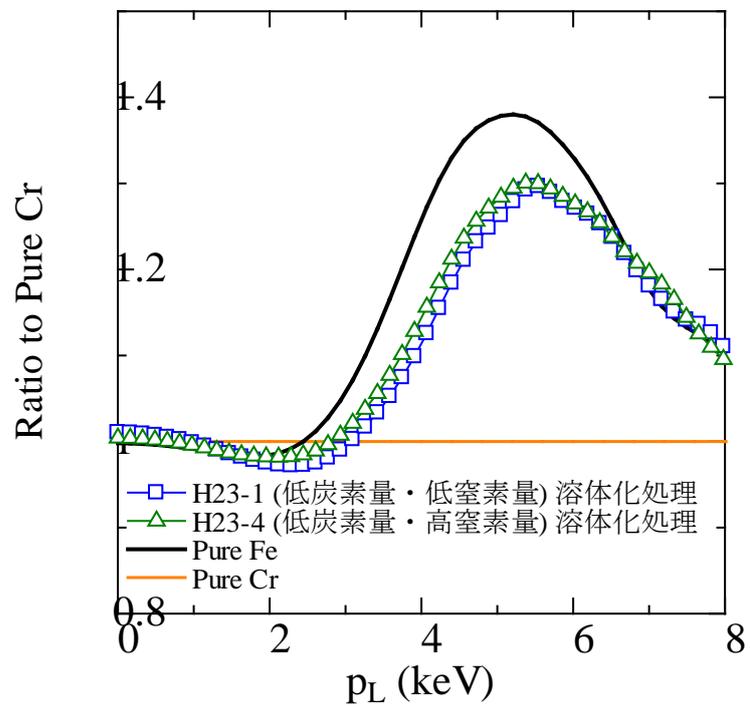


図 3.1.3-41 低炭素量モデル合金 (H23-1・H23-4) の比率曲線

ひずみ時効確認試験の結果の詳細を下記の資料に示す。

(3). 別紙9 モデル合金 ひずみ時効確認試験結果

### 3.1.3.3. 実測データ及び計算機解析結果を網羅した熱時効脆化データベースの開発

ふげん実機材の脆化事象に対してフェーズフィールド法に基づいた計算機解析や高精度分析装置による微細組織観察、さらに機械特性試験による測定を行った結果を、データベース上に登録し多角的に検証することで脆化に寄与する因子を特定し、脆化予測式の高精度化および既存の熱時効脆化管理基準の妥当性の検証を行う為、昨年度作成した機構論解析システムを高度化し計算機解析、微細組織観察、機械特性試験、の解析データの拡充を行い、熱時効脆化データベースとして構築を行った。

また、軽水炉(BWR)相当の使用温度(275°C)で約13万時間の長期に渡り実際に使用された「ふげん」実機材の熱時効脆化に関する極めて貴重なデータを広く公開し、軽水炉の高経年化対策の管理技術の向上を目指す為にWeb公開を前提とした準備を実施した。

脆化事象の機構論的な解析を可能にするために、解析・観察・測定についてそれぞれの評価項目で定量評価し、脆化に寄与する因子を特定するため、実機材のデータ解析機能の作成も行った。

#### 1) 熱時効脆化データベース構築作業概要

構築作業にはWebサーバー機の構築、Webシステムの設計と作成、データベースの構築、データベース登録プログラム、実機材データ解析機能の作成等を行った。

各評価設計作業の流れについては、下記に示す図 3.1.3-42 のチャートのようになる。

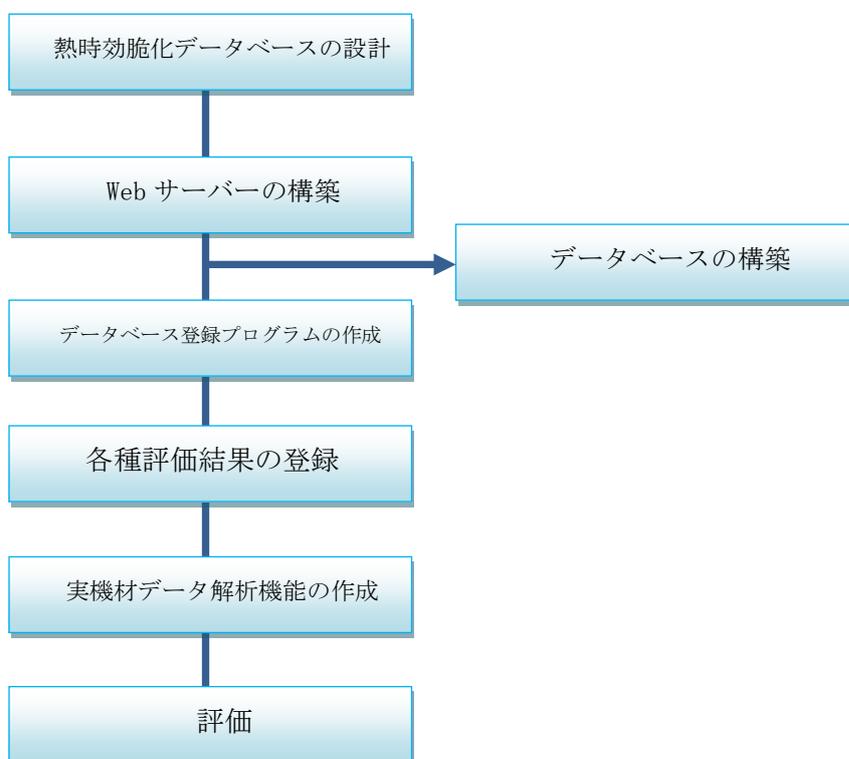


図 3.1.3-42 作業フロー図

## 2) 熱時効脆化データベースの設計

フェーズフィールド法による計算結果、高精度分析装置による組織観察、及び機械特性試験結果についてそれぞれの評価項目で定量評価、またそれら評価結果を一元的に管理し脆化に寄与する因子を特定するための機能を実装する為に、まず熱時効脆化データベースの設計を行った。下記に設計作業についての詳細を示す。

## 3) インターネットブラウザからのシステム利用

インターネットブラウザを介して、インターネット越しに熱時効脆化データベースを利用できる事とし、インターネットブラウザ上から操作できる用設計を行った。設計にあたっては、Web を使用しデータを公開する事で遂次性またはモビリティを向上させる事を前提とし、PC からのアクセスと限定せず様々な端末からもアクセスする事を想定し、研究開発の現場で使用するだけでなく各研究機関等にもデータを提供できるように行った。



図 3.1.3-43 インターネットブラウザからの操作イメージ

## 4) データベースの設計

各種試験・観察結果・計算結果データテーブル、システム及びマスタテーブルなど計 36 のテーブルについて、各テーブルがリレーションを行える設計を行い、各データを登録できるよう設計を行った。

## 5) 各種データの閲覧機能の設計

各種試験・観察結果・計算結果データテーブル、システム及びマスタテーブルなど計 36 のテーブルについて、本システム上から閲覧を行えるよう設計を行った。

## 6) 画像データの登録抽出設計

各種試験の画像データについてもバイナリデータとしてデータベース上に登録する事で、迅速かつ容易に画像管理が行える設計を行った。

以上により、本番機同様に動作が行える事を確認。

## 7) Web サーバー機の構築

熱時効脆化データベースを安全研究センター殿の保持するサーバーで公開できるように Web サーバー機を、図 3.1.3-44 に示す Web サーバー操作イメージのような状態で操作が行えるよう環境構築を行った。Web サーバー機を構築する事で各クライアント PC から操作する事ができ各評価結果への定量評価が行える。

### ① Web サーバー機仕様

試験機の構成及び環境は下記の通りである。

基本ソフトウェア：Windows server 2008 R2

各種ソフトウェア：IIS7.5 SQLserver2008 ASP.NET

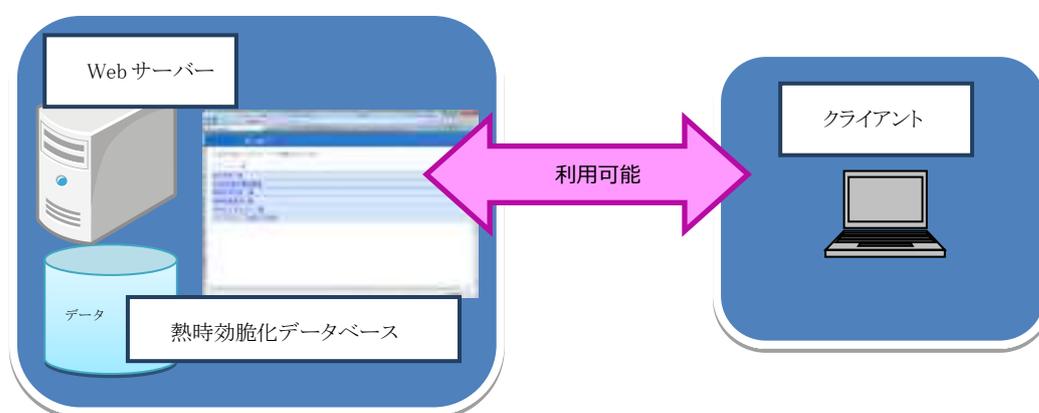


図 3.1.3-44 Web サーバー操作イメージ

### ② データベースの構築

安全研究センター殿の保持するサーバーに専用のデータベース構築を行った。データテーブル作成数は下記の様になる。

SQLServer2008

データテーブル：テーブル数 36。

※内訳は以下の通り

- ・微細組織観察データテーブル 9
- ・機械特性試験データテーブル 6
- ・シミュレーションデータテーブル 17
- ・SCC 情報管理テーブル 9
- ・マスタテーブル 7
- ・システムテーブル 4

8) データベース登録プログラムの作成

計算機解析、微細組織観察、機械特性試験で得られるデータに対して、熱時効脆化データベースに登録するためのプログラムを作成した。イメージファイルはバイナリ形式でデータベースに登録できる。

① データ登録

表 3.1.3-6 データ登録件数に登録したデータ件数を示す。



図 3.1.3-45 機械特性試験等登録画面

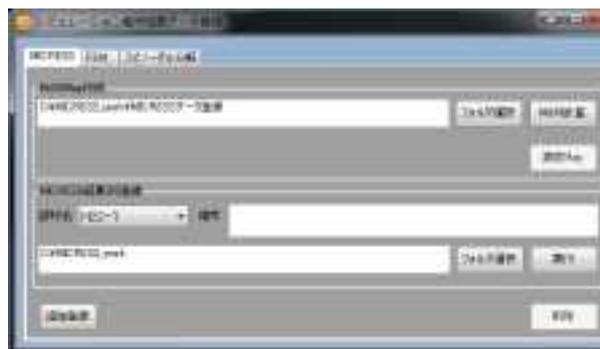


図 3.1.3-46 シミュレーション登録画面

面

表 3.1.3-6 データ登録件数

分類	項目	登録したデータ	データ量
計算機解析	鑄造凝固過程計算	フェライト量、形状、分布間隔 活性化エネルギー	27 解析
微細組織観察	3DAP 分析	Cr 濃度変調構造 (振幅、周期) 平均値	45 条件
	EBSD 分析	フェライト量、形状、分布間隔、 結晶方位情報	18 条件
機械特性試験	硬さ試験	硬さ (平均値・標準偏差)、 活性化エネルギー	28 条件
	引張試験	降伏応力、引張強さ 最大伸び	51 条件
	シャルピー衝撃試験	吸収エネルギー	90 試験分
	弾塑性 J <sub>IC</sub> 破壊靱性試験	J <sub>IC</sub> 値	21 試験分

## 9) 実機材データ解析機能の作成

熱時効脆化データベースを使用し、どの因子が脆化に寄与しているか評価し、その理由について材料学・化学的な知見を駆使しその物理的な意味を考察することが可能な実機材のデータ解析機能を作成した。

### ① 結晶粒情報解析機能

EBSDによる組織観察画像から方位情報を解析する機能を作成した。さらに任意のフェライト・オーステナイト相の方位情報を確認して界面整合性（Kurdjumov-Sachsの関係）が成立するかの判定を行い、成立の有無を熱時効脆化データベースに保存する機能も作成した。



図 3.1.3-47 結晶方位情報解析画面

#### a 結晶方位の表示

登録リスト一覧から対象の部材を選択する事で、対象部材の結晶方位情報を閲覧する事が可能である。またコンボボックスより任意のフェライト、オーステナイトの画像を閲覧する事もできる。

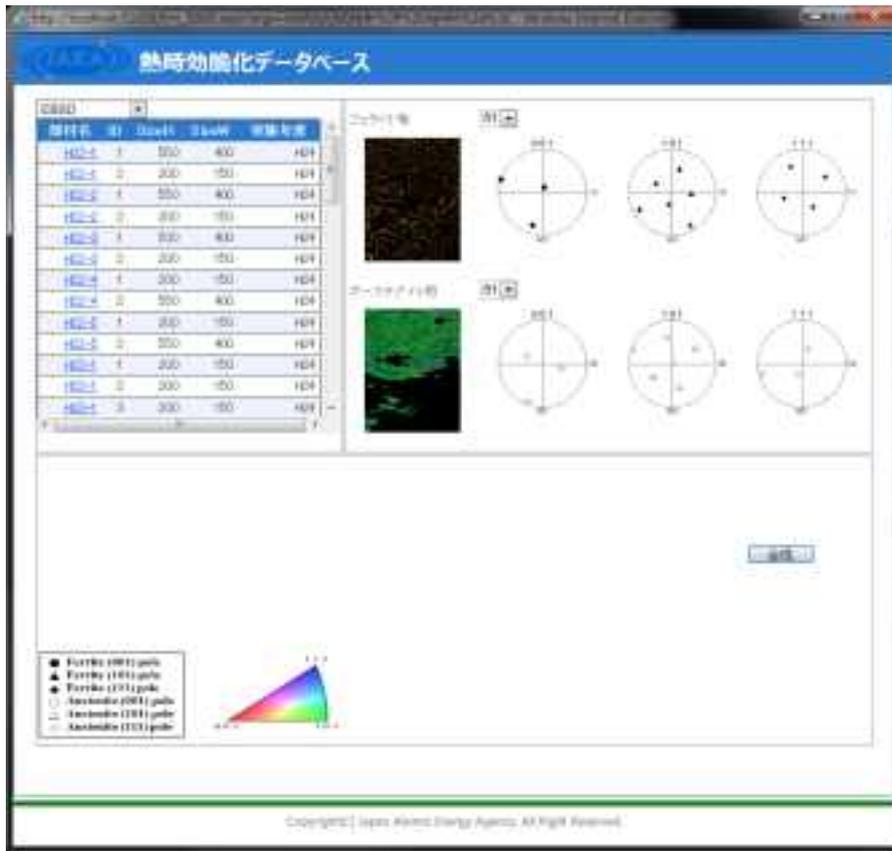


図 3.1.3-48 対象部材選択方位情報出力画面

b 極点図の閲覧

EBSD の各相方位情報極点図を閲覧できる機能を作成し、閲覧を行える事の確認を行った。方位情報の違うフェライトを選択することに対応した極点図が表示される。

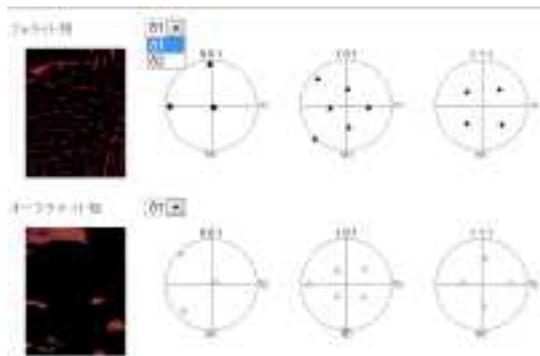


図 3.1.3-49 フェライト相 1 逆極点図

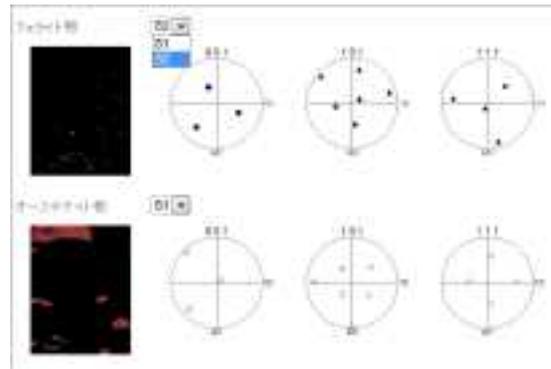


図 3.1.3-50 フェライト相 2 逆極点図

方位情報の違うオーステナイトを選択することに対応した極点図が表示される。

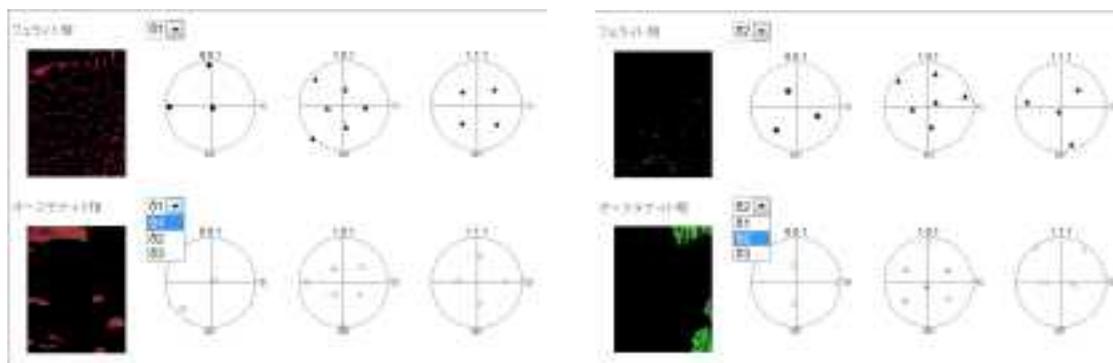


図 3.1.3-51 オーステナイト相1逆極点図

図 3.1.3-52 オーステナイト相2逆極点図

表示されているフェライトとオーステナイトの極点図が合成され表示される機能を作成、合成された極点図が表示される事を確認。

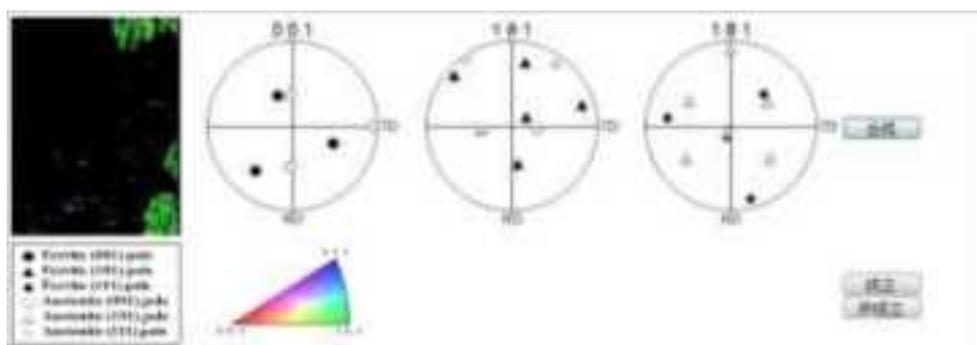


図 3.1.3-53 極点図合成

c 極点図合成画像からのKS 関係判定

上記で説明を行った極点図合成からKS 関係を判定し判定結果をデータベース上に登録する機能を作成した。登録したデータはKS 関係を統計的に求める事により、KS 関係が脆化にどのように寄与するかを検討する事が行える。

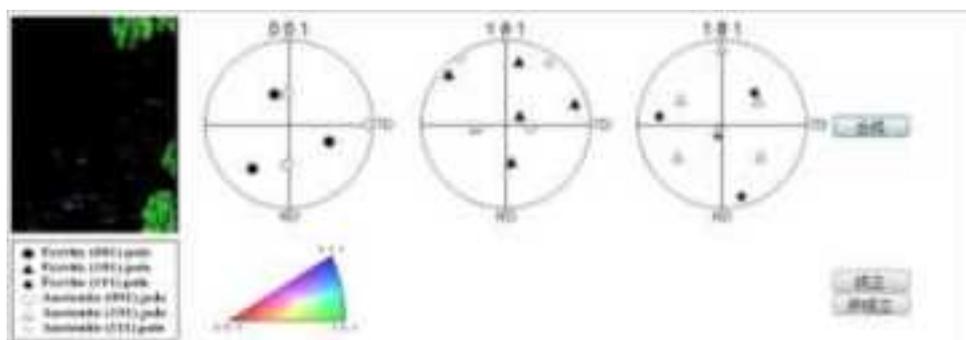


図 3.1.3-54 極点図合成KS 関係判定

② 結晶粒情報解析機能 2

鑄造凝固解析結果から得られる組織画像からフェライト分布間隔を解析する機能を作成した。計算した分布間隔は熱時効脆化データベースに登録、呼び出しを行える機能を有している。

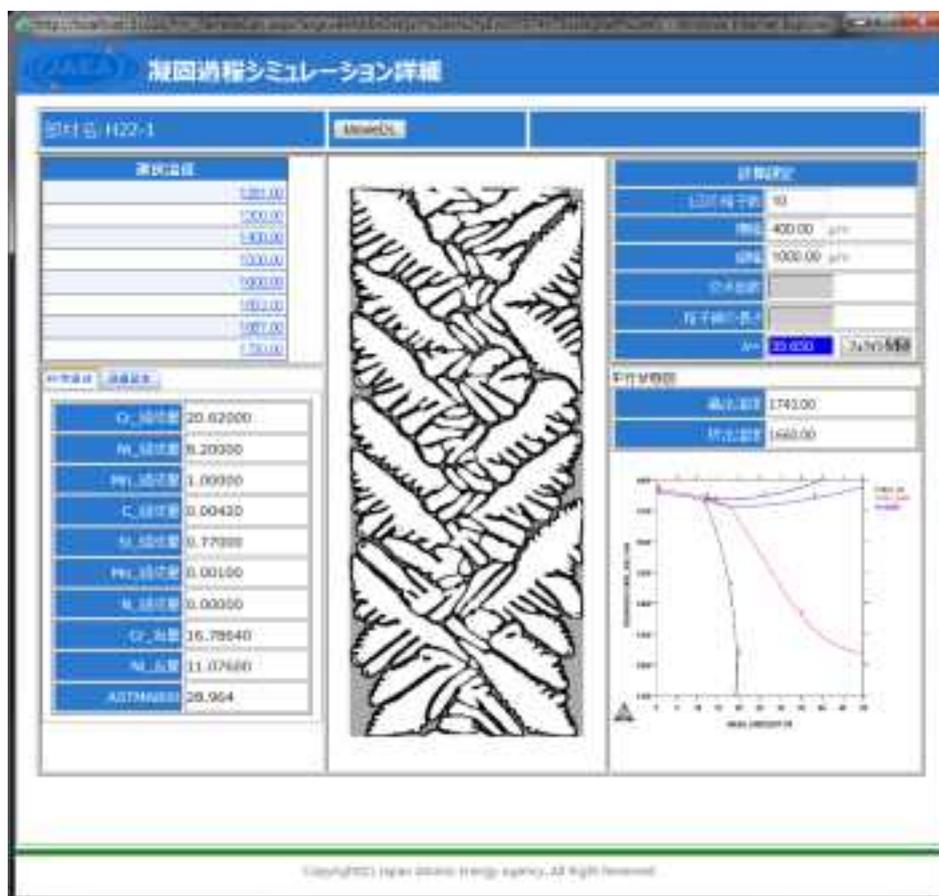


図 3.1.3-55 鑄造凝固画像フェライト量導出

a 鋳造凝固画像表示

選択温度一覧から対象の温度を選択すると対象の温度の鋳造凝固過程画像が出力される。

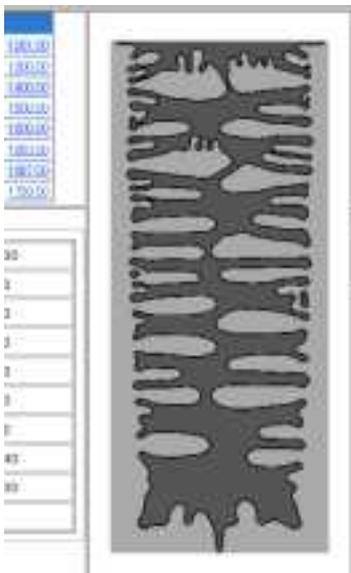


図 3.1.3-56 鋳造凝固過程画像閲覧

b フェライト間隔導出

画像を選択する事で測定を行える。フェライト間隔を導出する式はANLが定義する式を利用している。ANL提供の式を使用し導出する為ANLの提供するフェライト間隔のデータと比較を行う事ができる。計算完了後にはデータベース上に登録を行い計算項目の確認を行うことができる。

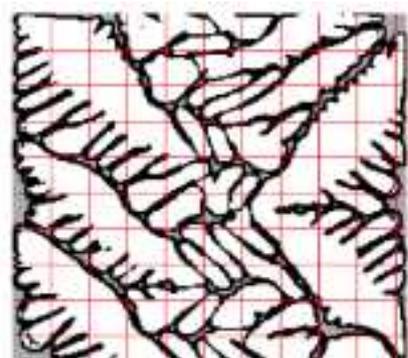


図 3.1.3-57 MICRESS 結果交点画像

※測定する画像にメッシュを引きフェライト相とメッシュの交点を利用し下記の式で導出する。

$N_L = \frac{N}{L}$	$L$ : メッシュの全長さ
$\lambda = \frac{2}{N_L}$	$N$ : メッシュと界面の交点総数
	$\lambda$ : フェライト間隔
	$N_L$ : メッシュ単位長さあたりの交点数

図 3.1.3-58 ANL が提唱するフェライト間隔の式

MICRESS による計算機解析結果画像を使用し実際にフェライト間隔の導出を行った。フェライト間隔導出後はデータベース上に登録され、正しく導出されることを確認した。



図 3.1.3-59 MICRESS フェライト間隔導出

③ 脆化予測モデルの高度化の検討と支援機能

熱時効脆化データベースに登録された微細組織、応力分布データ、スピノーダル分解の進行度を指標化して、新たな脆化予測式を検討する為の支援機能を作成した。この支援機能を使用する事で脆弱度分布を計算し、ワイブル分布による確率論的な脆化予測を行い、破壊確率が計算できる。

a スピノーダル分解進行度分布出力

スピノーダル分解の進行度の分布を出力する機能を作成した。解析ボタンをクリックする事でスピノーダル分解の進行度が出力される。



図 3.1.3-60 クロム濃化度解析

ID	Cr濃度 (wt%)	Ni濃度 (wt%)	温度 (K)	脆弱化係数
3	16	3	18	1.0723228855721393034825870647↓
4	16	3	34	1.1625557213930348258706467662↓
5	16	3	86	1.3587278606965174129353233831↓
6	16	3	170	1.6837298507462686567164179104↓
7	16	4	8	0.9749860696517412935323383085↓
8	16	4	18	1.0525572139303482587064676617↓
9	16	4	34	1.1776840796019900497512437811↓
10	16	4	86	1.3905830845771144278606965174↓
11	16	4	170	1.56556666666666666666666666667↓
12	16	5	8	0.97010100004075124378110045774↓

図 3.1.3-61 スピノーダル分解進行度データ

b 確率論的な脆化予測

a 項で出力したスピノードル分解進行度と、応力分布ファイル、熱時効脆化データベースに登録された微細組織を連携し、脆弱度分布を計算し、ワイブル分布による確率論的な脆化予測値をファイルに出力する。脆化予測には上記3つのデータを指定し脆化予測ボタンをクリックする。



図 3.1.3-62 脆化予測

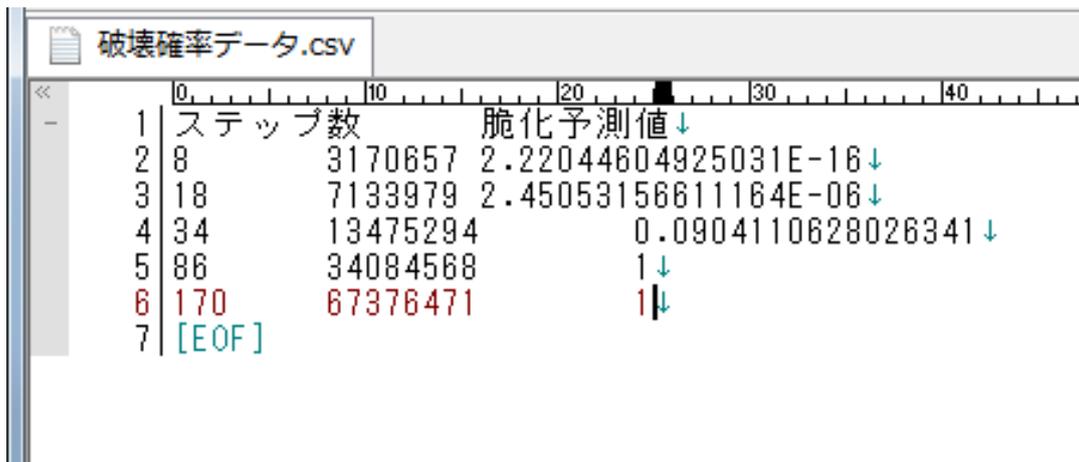


図 3.1.3-63 破壊確率データ出力

c 破壊確率グラフ

破壊確率のデータを使用してグラフを出力する。

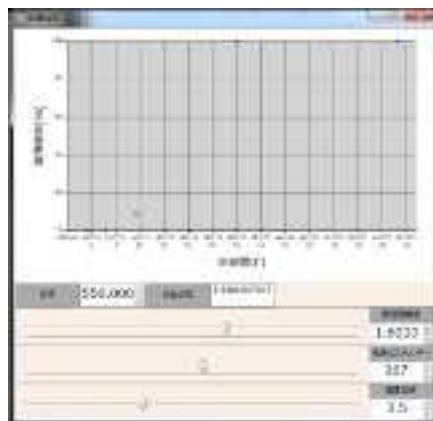


図 3.1.3-64 破壊確率グラフ画面

④ 熱時効脆化データベースのデータマイニング機能

熱時効脆化に寄与する因子の特定を行うために、熱時効脆化データベースに登録した任意の各種データ群についてデータマイニングを行い、データ群の相関関係をグラフにプロットし、さらにその分布の近似曲線を描画する機能を作成。またその物理的な意味を考察すること。データマイニングした結果は CSV 形式でエクセルファイルにエクスポートできる機能も有する。



図 3.1.3-65 機械特性試験一覧画面



図 3.1.3-66 微細組織観察一覧画面

#### 3.1.4. 2相ステンレス鋳鋼の熱時効脆化に関する研究 総括

「ふげん」実機材の熱時効発生状況の確認を行った結果、以下の事が明らかになった。

- ・ 「ふげん」実機材の熱時効脆化発生状況の調査を行った結果、長期運転後のふげん実機材の熱時効脆化は軽微であり、現状の脆化予測式(H3Tモデル)で求められた値はより保守的(安全側)であった。
- ・ 「ふげん」実機材を用いた脆化予測式の精度向上の検討を行い、脆化予測式(H3Tモデル)の高精度化が可能であることを示した。

機構論的解析による脆化メカニズムの検討を行った結果、下記の成果が得られた。

- ・ 軽水炉(BWR)相当の使用温度(275°C)で約13万時間の長期に渡り実際に使用された「ふげん」実機材の熱時効脆化に関するデータは極めて貴重であり、このデータを用いて高精度化した脆化予測式を用いた脆化予測では、60年を超える長期運転後でも熱時効脆化は微小であると推定された。
- ・ 凝固組織の微小な応力場をFEM応力解析を用いて、特に脆化の主因とされるフェライト相に着目して、局所的な応力集中との関係等を明らかにし得られた知見から、今後定量的な熱時効脆化予測へ発展させる可能性を示すことができた。
- ・ 熱時効脆化データベースの構築を行ったことにより、ふげんの調査データを取り纏める事ができた。データベースを用い脆化予測の高精度化、公開準備を行う事ができた。

## 3.2. ふげん SCC 対策技術の有効性確認

### 3.2.1. はじめに

#### 3.2.1.1. 目的

新型転換炉「ふげん」は、重水減速沸騰軽水冷却圧力管型原子炉として1978年の初送電以来2003年3月の運転停止まで、約25年間（総発電時間約137,000時間）稼働した。「ふげん」は、圧力管構造をとる原子炉本体の構造、燃料取扱系、減速材として重水が用いられている等の固有の特徴の他は、設備や水質等、商用BWRと同等であり、原子炉冷却系で主に使用されている材料も同様のオーステナイト系ステンレス鋼である。

「ふげん」では、1980年の余熱除去系配管溶接部近傍にSCCが発生した事象を契機にSCC予防対策が順次行われてきた実績を有している。「ふげん」の材料を調査することで、実機材に施されてきた保全技術が有効に働き、SCCの発生が抑制された効果の程度を確認すること、すなわち保全技術の長期に渡る有効性を実証することができる。

平成23年度は、「ふげん」実機材を用いた高経年化評価に係る保全技術の評価として、1)原子炉冷却系から代表的なSCC保全対策が施された溶接部の残留応力データを取得し、組織変化の有無を確認するための顕微鏡組織観察用サンプルの採取と観察調査を行い、(2)実機材の残留応力データ及び組織観察結果から、保全技術としての有効性の評価を行った。

平成24年度は、「ふげん」実機材でのSUS316L溶接部のSCC対策技術の効果を調べるため27シームの溶接箇所SCC発生の有無の調査を行い、うち2箇所について金属組成・組織の変化および残留応力測定などの詳細な調査を行い、IGSCC発生因子が抑制されているかを調べ保全技術の有効性を確認した。

本年度は、蒸気ドラムに近接したノズルセーフエンド溶接部を対象に、SUS316Lと低炭素鋼の異材溶接部におけるSCC対策技術の効果を調べるため昨年度とほぼ同様な項目で詳細調査を行い、保全技術の有効性確認を行った。

#### 3.2.1.2. 「ふげん」SCC保全対策の実績

SCCは(1)材料因子、(2)応力因子、(3)環境因子が重なった時に発生する。「ふげん」では、前述の通り、1980年の余熱除去系配管溶接部近傍にSCCが発生した事象を契機に、各種SCC予防対策を順次行ってきた。表3.2.1-1に「ふげん」の応力腐食割れ対策箇所部位名、図3.2.1-1に「ふげん」の応力腐食割れ対策歴（主な対策）、図3.2.1-2に「ふげん」の応力腐食割れ対策箇所を示す。以下、簡潔に各予防対策を紹介する。

##### 1) 材料取替

SCCの発生箇所及び類似の環境条件にある箇所で、SUS304ステンレス鋼が使用され、作業スペースや作業時の被ばく量及び経済性の観点から実現可能な箇所について、耐SCC性に優れる316系の低炭素ステンレス鋼（SUS316L）への材料取替が実施された。（参3.2-1）

取り替えられた配管の長さは約1,100m（口径不定）で、溶接箇所は約1,000ヶ所（原子炉冷却材圧力バウンダリ外含む）に上っており、蒸気ドラムのノズルセーフエンドや第1種容

器である下部ヘッド本体の溶接部も含まれている。表 3.2.1-2 に「ふげん」の応力腐食割れ対策「材料取替」対策歴を示す。

## 2) 応力低減対策

構造や作業スペースの制約等から材料取替えを行うことが難しい部位については、IHSI による応力改善を実施した。IHSI は、配管内部に通水しながら配管溶接部の外側を高周波誘導加熱により昇温する方法であり、溶接によって生じていた配管内面の引張方向残留応力を低減もしくは圧縮方向に改善するものである。(参 3.2-2) 原子炉冷却系の下部ヘッド、原子炉再循環系 B ループの再循環ポンプ下部に位置するマニホール及び周りの配管等、79 箇所の溶接部に施された。

水冷溶接は、配管の内面に通水しながら溶接を行う工法であり、溶接によって生ずる配管内面の引張方向残留応力を低減若しくは圧縮方向に改善するものである。(参 3.2-3) 「ふげん」では、SUS316L への材料取替え時に SUS304 との接合部に水冷溶接工法を採用しており、下部ヘッド本体(4 箇所)、原子炉冷却材再循環系配管の下降管(4 箇所)を水冷溶接で施工した。また、下部ヘッドの中央溶接部の材料取替え時において、作業の制約から小口径である入口管(2B)16 本についても部分取替えが行われ、その SUS316L と SUS304 との接合部に配管内面に冷却水を噴水する水冷溶接を採用した。

## 3) 環境改善対策(水素注入法)

圧力管(224 本)には、原子炉冷却材を循環するための入口管と上昇管が接続されている。この入口管と上昇管は、それぞれ 2B と 3B の小口径配管の管群構造で建屋内の狭隘部を引き廻されているため、スペースの制約から材料取替えや IHSI を経済的に行うことが困難と判断されたことから、水素注入による原子炉冷却材中の溶存酸素濃度低減法を国内で初めて適用した。原子炉冷却材への水素注入は、1984 年に注入試験が開始され、1986 年より、連続的な水素注入を実施した。段階的に、水素濃度を増加させて、1992 年から、目標とした原子炉冷却材の取水口である下部ヘッドでの溶存酸素濃度を 10ppb となるように水素注入量を管理した。原子炉冷却材の腐食電位の実測値は、バラツキがあるものの水素注入しない場合の 100mVvsSHE 程度から -200~-250mVvsSHE に低下しており、SCC 発生の閾値として考えられている -230mVvsSHE に近い値となっている。(参 3.2-4)

表 3.2.1-1 「ふげん」の応力腐食割れ対策箇所部位名

小口径配管は除く

設備名	口径	シーム数	施工方法	設備名	口径	シーム数	施工方法
Aループ 再循環系配管	14~28B	76	SUS316L+ SUS316L	Bループ 再循環系配管	14B	16	SUS316L+ SUS316L
						4	SUS316L+ SUS304 水冷溶接
					16B	19	SUS316L+ SUS316L
					14B 16B 28B	8 10 18	IHSI
余熱除去系 配管	6B, 8B	116 4	SUS316L+ SUS316L IHSI	工学安全系 配管	4~12B	301 8	SUS316L+ SUS316L IHSI
給水系配管	10B	58	SUS316L+ SUS316L	主蒸気系配管	6B	184	SUS316L+ SUS316L
A下部ヘッダ	16B 24B	2 2	IHSI SUS316L+ SUS304 水冷溶接	B下部ヘッダ	16B 24B	2 2	IHSI SUS316L+ SUS304 水冷溶接
A蒸気ドラム ノズルセーフエンド	4~14B	33	CS+インコネルパ'リング' + SUS316L	B蒸気ドラム ノズルセーフエンド	4~14B	33	CS+インコネルパ'リング' + SUS316L

表 3.2.1-2 「ふげん」の応力腐食割れ対策「材料取替」対策歴

(1)第2回定期検査時 材料取替工事	' 81 4-10	高压注水系、低压注水系、余熱除去系、再循環系の小口径配管、配管343m(シーム数537)、SUS304→SUS316L
(2)第3回定期検査時 材料取替工事	' 82 9- ' 83 1	炉浄化系配管の内、冷却材圧カバウンダリ部、配管102m(シーム数99)、炉浄化系ノズルセーフエンド2個、ベントノズルセーフエンド4個、SUS304→SUS316L
(3)第4回定期検査時 材料取替工事	' 84 2-6	給水系蒸気ドラムノズルセーフエンドと炉浄化系戻り配管の一部、配管129m(シーム数96)、SUS304→SUS316L
(4)第5回定期検査時 材料取替工事	' 85 7-12	再循環系Aループ(下降管、吐出管、マニホールド)、蒸気ドラム(A)、下部ヘッダ(A)、配管105m(シーム数76)、SUS304→SUS316L 最も大規模な工事
(5)昭和61年度計画 停止時取替工事	' 86 2.7-8	冷却材圧カバウンダリ外配管、配管194m(シーム数182)、主蒸気系ノズルセーフエンド8個、SUS304→SUS316L
(6)第6回定期検査時 材料取替工事	' 87 1-3	主蒸気管、主蒸気系ノズルセーフエンド、迷し安全弁ノズルセーフエンド、配管120m(シーム数136)、SUS304→SUS316L
(7)第7回定期検査時 材料取替工事	' 88 4-6	高压注水系及低压注水系の蒸気ドラムセーフエンド、SUS304→SUS316L
(8)第8回定期検査時 材料取替工事	' 89 7-10	下部ヘッダ(A)本体中央部及入口管一部(25m、シーム数16)、蒸気ドラム(A)余熱除去系セーフエンド、SUS304→SUS316L
(9)第9回定期検査時 材料取替工事	' 90 12- ' 91 3	下部ヘッダ(B)本体中央部及入口管一部(25m、シーム数16)、蒸気ドラム(B)余熱除去系セーフエンド、Bループ再循環系配管(64m、シーム数39)、SUS304→SUS316L

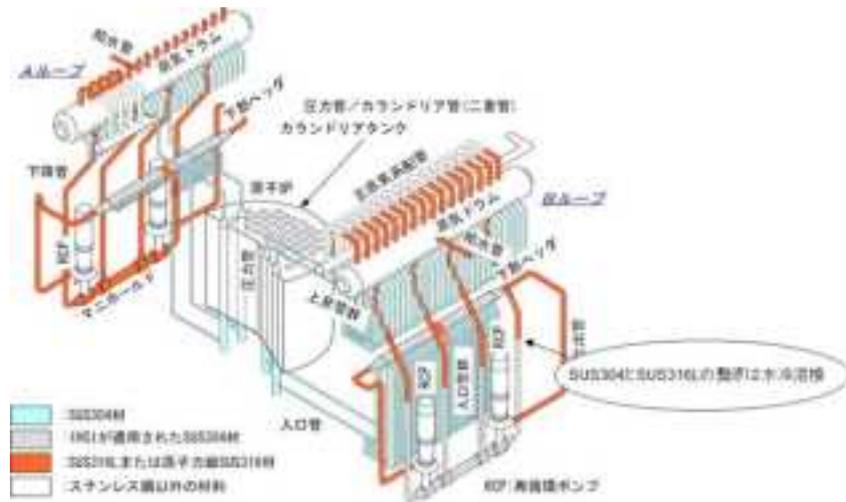


図 3.2.1-1 「ふげん」の応力腐食割れ対策歴（主要な対策）

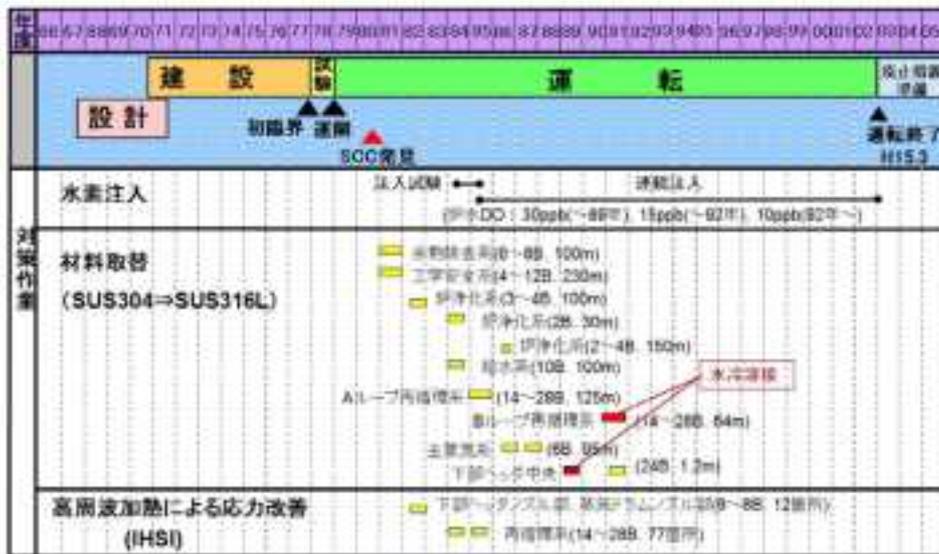


図 3.2.1-2 「ふげん」の応力腐食割れ対策箇所

### 3.2.1.3. 調査研究フロー

本年度の調査手順を図 3.2.1-1 に示す。蒸気ドラムのノズルセーフエンド部から調査対象の溶接部を含む箇所を輪切り状に切り出し、浸透探傷試験（PT）を行い欠陥の有無を確認した。次いで溶接残留応力測定用の歪ゲージを所定の箇所に貼り付け、その状態で歪の初期値を記録した後に歪ゲージの周りを細断して残留応力測定を行った。また、同時に短冊状等の形状に細断を行い、これを用いて各種の分析・評価を行った。

分析・評価の項目及びそれぞれの内容と視点は表 3.2.1-3 に示す通りである。

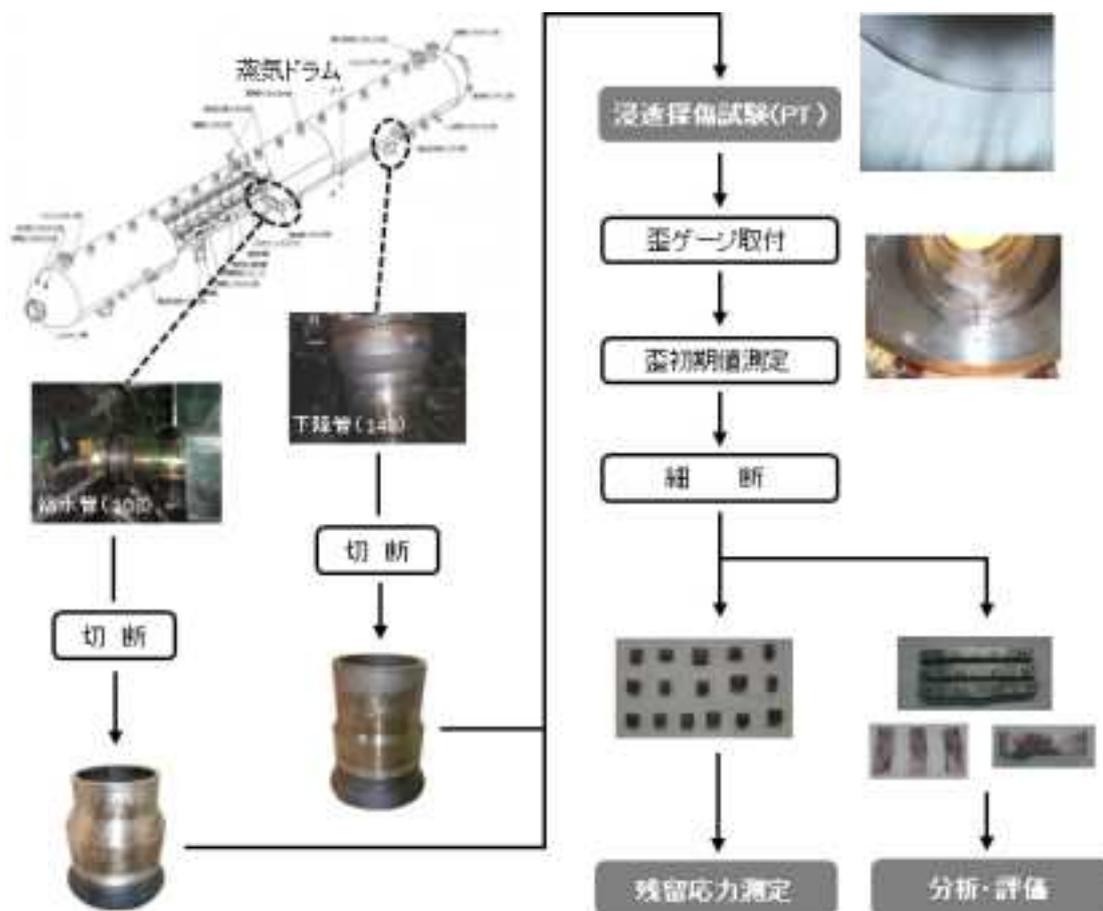


図 3.2.1-3 調査研究フロー

表 3.2.1-3 分析・評価項目

分析・評価項目	内 容	検討視点		
		加	炭	熱
内表面観察	デジタルマイクロスコープによる溶接金属、HAZ のマクロ評価		●	
金属組織観察	デジタルマイクロスコープによる金属組織のマクロ評価			●
引張試験	引張応力、最大伸び率等測定	●		
硬さ試験	ビッカース法による脆化評価	●		
フェライト量観察	フェライトスコープによるフェライト量評価	●		
鋭敏化度試験	エッチング法による HAZ、母材の鋭敏化度評価	●	●	
異相生成の評価	SEM 及び STEM-EDX による溶接金属、HAZ 及び母材の異相の組成及び分布の定量化		●	
結晶方位測定	EBSD による表面加工層、溶接金属、HAZ 及び母材等の結晶方位、内部ひずみ測定			●

加：加工層或いは入熱による影響

炭：炭化物相析出による影響

熱：熱或いは歪による粒界傾角変化

### 3.2.2. 調査対象について

#### 3.2.2.1. 調査対象配管

本年度の調査においてはこれまでの調査経緯を踏まえAループ蒸気ドラム下降管ノズルセーフエンド2本及びAループ蒸気ドラム給水管ノズルセーフエンド1本を対象とした。図3.2.2-1に調査対象箇所の概略図を示す。昨年度の調査においては使用温度、強度計算結果、配管形状等より下降管を調査対象としている。本年度においては下降管での残る溶接箇所として蒸気ドラムとの接合部であるノズルセーフエンドを対象とした。また、溶接部の材質が下降管ノズルセーフエンドと同様であり温度条件が異なる給水管ノズルセーフエンドについても調査を行った。これら配管の調査対象箇所については浸透探傷試験を実施した後、下降管ノズルセーフエンドの1本及び給水管ノズルセーフエンドについてさらに詳細調査を実施した。

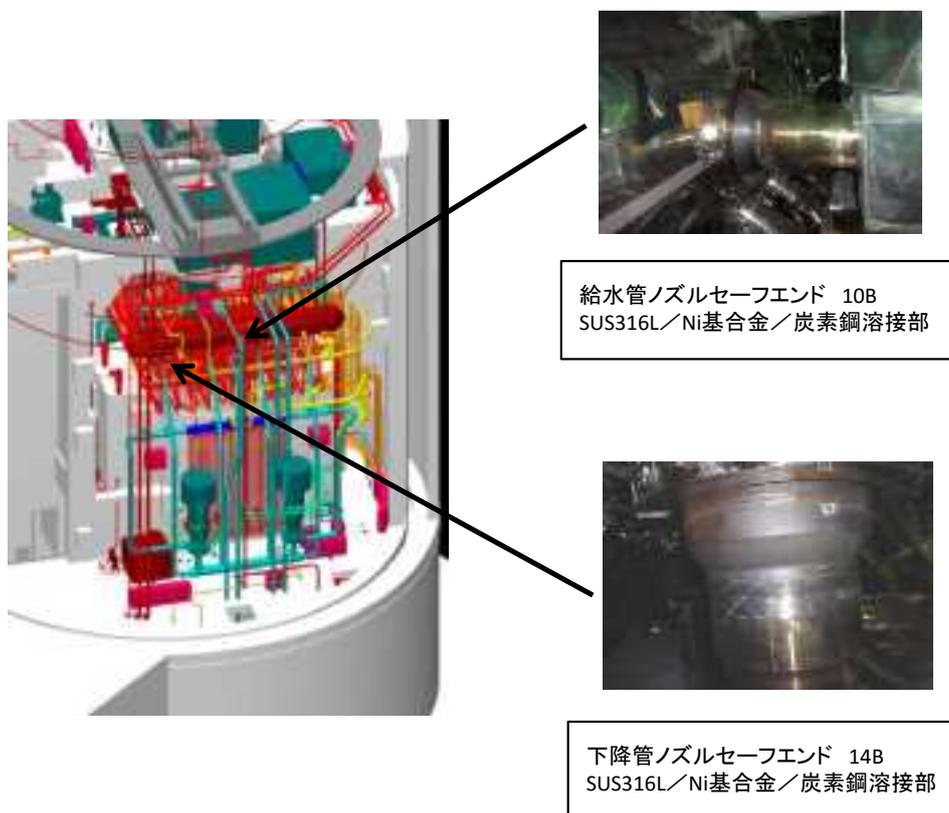


図 3.2.2-1 調査対象箇所

図 3.2.2-2 に調査対象箇所の配管形状を示す。ノズルセーフエンドは SUS316L 製セーフエンドと炭素鋼製ノズルの接合部であり、溶接金属には熱膨張係数が両者の中間程度であるニッケル基合金が用いられている。溶接施工にあたっては開先部にニッケル基合金による肉盛溶接（バタリング）を行っている。ノズル内面には耐食性を高めるために SUS304

相当材による肉盛溶接（オーバーレイ、クラッド）が施されている。また、給水管は熱衝撃を緩和するために給水内管を有する構造となっている。

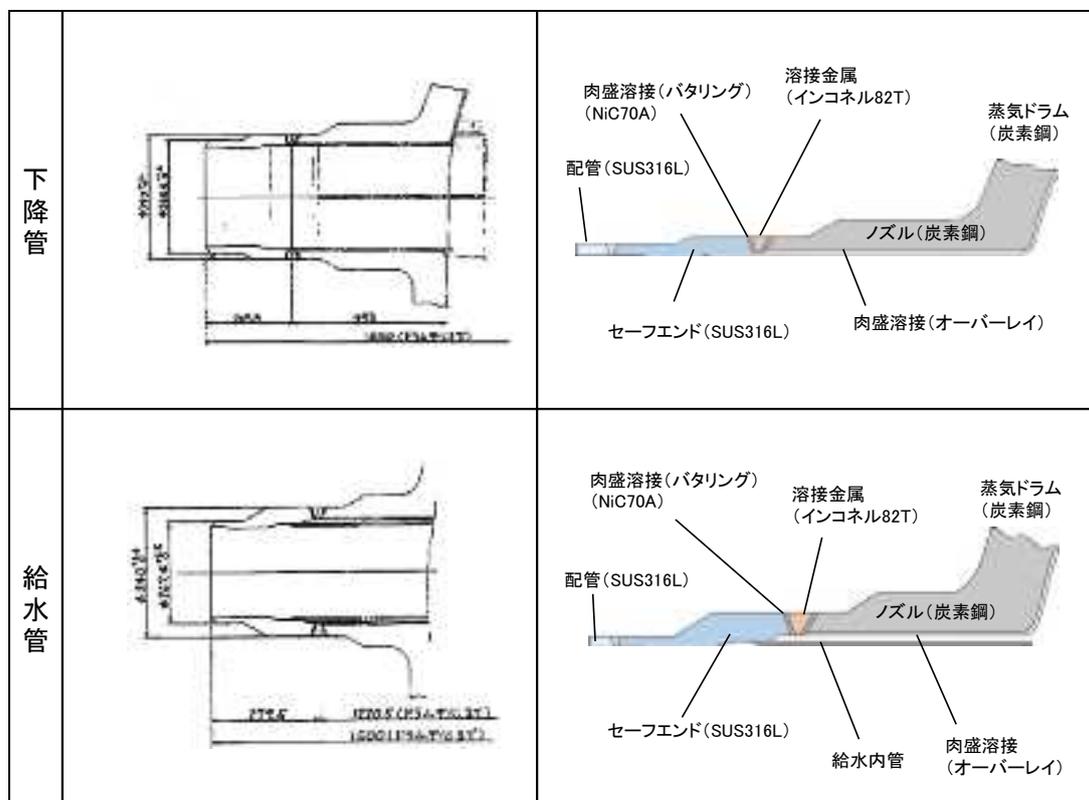


図 3.2.2-2 調査対象箇所形状

### 3.2.2.2. 使用条件

調査対象配管の使用条件を溶接施工法等とともに表 3.2.2-1 に示す。対象箇所はいずれも通常溶接によって SUS304 から SUS316L へ材料取替を行った箇所であり、水素注入を実施した後の環境条件で約 10 万時間使用された。

表 3.2.2-1 調査対象配管の使用条件

部位	溶接施工	セーフエンド材質	外径(mm) (呼径)	環境		使用時間 (h)
				運転温度 (℃)	溶存酸素濃度 (ppb)	
給水管ノズル セーフエンド	通常溶接	SUS316L	267.4 (10B)	180℃	40	10万
下降管ノズル セーフエンド	通常溶接	SUS316L	355.6 (14B)	284℃	10~30	10万

### 3.2.2.3. 化学組成情報

今年度の調査対象配管である給水管ノズルセーフエンドと下降管ノズルセーフエンドのそれぞれのミルシート情報及び溶接材料の組成情報を表 3.2.2-2 と表 3.2.2-3 に示す。また、表 3.2.2-4 に下降管再循環系配管溶接部、表 3.2.2-5 に給水系配管溶接部ミルシートを示す。

表 3.2.2-2 調査対象配管のミルシート情報（下降管及び給水管ノズルセーフエンド）

配管名	溶接番号	鋼材規格	外径 肉厚 (mm)	ミルシート										熱処理
				化学組成(%) 上段;Ladle,下段;Product										
				Ni	Cr	C	Mn	Mo	P	S	Si	Fe		
下降管	WC-822-2-1	炭素鋼 S A 350 L F 2	390	-	-	0.270	1.26	-	0.012	0.012	0.26	bal.	880°C x 2時間 630°C x 6時間	
			30	-	-	0.270	1.24	-	0.011	0.012	0.25	bal.		
下降管	W-01-1A	SUS316L	390	12.07	16.30	0.013	1.89	-	0.013	0.003	0.59	bal.	1080°C x 60時間	
			32	12.09	16.45	0.012	1.84	-	0.009	0.002	0.57	bal.		
給水管	WC-822-4-1	炭素鋼 S A 350 L F 2	340	-	-	0.240	1.18	-	0.010	0.011	0.23	bal.	880°C x 2時間 630°C x 6時間	
			33	-	-	0.270	1.24	-	0.011	0.012	0.25	bal.		
給水管	WF-D001-1A	SUS316L	340	13.09	16.61	0.016	1.78	2.15	0.020	0.012	0.41	bal.	1080°C x 60時間	
			35	12.89	16.63	0.015	1.79	2.12	0.022	0.013	0.42	bal.		
給水管 内管	W A -D001-1A	SUS27-TP	340 36	9.40	18.25	0.060	1.78	-	0.015	0.006	0.49	bal.		

表 3.2.2-3 調査対象配管の溶接材料組成

配管名	溶接番号	溶接材質	溶接材料	化学組成(%)											
				Ni	Cr	C	Mn	P	S	Si	Cu	Nb	Co	N	Fe
下降管A	WC-822-2-1 W-01-1A	バタリング	NIC70A	>62.0	13.0~ 17.0	<0.10	<3.5	<0.03	<0.015	<0.50	<0.50	1.5~ 4.0	-	-	bal.
下降管A	W-01-2A	溶接金属	インコネル 82T	>62.1	18.0~ 22.0	<0.10	2.5~ 3.5	<0.03	<0.015	<0.50	<0.50	2.0~ 3.0	-	-	bal.
下降管A	WO-822-3-1	オーバーレイ	US-308L (溶接棒) US312 (溶加材) 組成はSUS304相当	10.5	20.5	0.062	1.51	0.021	0.013	0.83	-	-	0.031	0.04	bal.
下降管B	WC-822-2-2 W-01-1B	バタリング	NIC70A	>62.0	13.0~ 17.0	<0.10	<3.5	<0.03	<0.015	<0.50	<0.50	1.5~ 4.0	-	-	bal.
下降管B	W-01-2B	溶接金属	インコネル 82T	>62.1	18.0~ 22.0	<0.10	2.5~ 3.5	<0.03	<0.015	<0.50	<0.50	2.0~ 3.0	-	-	bal.
下降管B	WO-822-3-2	オーバーレイ	US-308L (溶接棒) US312 (溶加材) 組成はSUS304相当	10.5	20.5	0.062	1.51	0.021	0.013	0.83	-	-	0.031	0.04	bal.
給水管	WF-822-2-1 WC-D001-1A	バタリング	NIC70A	>62.0	13.0~ 17.0	<0.10	<3.5	<0.03	<0.015	<0.50	<0.50	1.5~ 4.0	-	-	bal.
給水管	WF-D001-1A	溶接金属	インコネル 82T	>62.1	18.0~ 22.0	<0.10	2.5~ 3.5	<0.03	<0.015	<0.50	<0.50	2.0~ 3.0	-	-	bal.
給水管	WO-822-6-1	オーバーレイ	US-308L (溶接棒) US312 (溶加材) 組成はSUS304相当	10.5	20.5	0.062	1.51	0.021	0.013	0.83	-	-	0.031	0.04	bal.

表 3.2.2-4 調査対象配管のミルシート情報（下降管再循環系配管）

NO.	配管名	溶接番号	鋼材規格 (形状)	外径 肉厚 (mm)	ミルシート										熱処理
					化学組成(%) 上段:Ladle,下段:Product										
					Ni	Cr	C	Mn	Mo	P	S	Si	Fe		
1	Aループ 再循環系	FW-1	SUS316LTP	355.6 23.8	13.7	17.55	0.010	1.62	2.8	0.023	0.001	0.57	bal.	1060°C × 15分	
					13.73	17.48	0.010	1.63	2.76	0.022	0.001	0.58	bal.		
2	Aループ 再循環系	FW-2	SUS316LTP	355.6 19	13.55	17.25	0.010	1.59	2.73	0.022	0.001	0.5	bal.	1060°C × 15分	
					13.6	17.3	0.011	1.6	2.74	0.022	0.002	0.51	bal.		
3	Aループ 再循環系	FW-7	SUS316LTP	355.6 23.8	13.7	17.55	0.010	1.62	2.8	0.023	0.001	0.57	bal.	1060°C × 15分	
					13.73	17.48	0.010	1.63	2.76	0.022	0.001	0.58	bal.		
4	Aループ 再循環系	FW-8	SUS316LTP	355.6 19	13.55	17.25	0.010	1.59	2.73	0.022	0.001	0.5	bal.	1060°C × 15分	
					13.6	17.3	0.011	1.6	2.74	0.022	0.002	0.51	bal.		

表 3.2.2-5 調査対象配管のミルシート情報（給水系配管）

NO.	配管名	溶接番号	鋼材規格 (形状)	外径 肉厚 (mm)	ミルシート										熱処理
					化学組成(%) 上段:Ladle,下段:Product										
					Ni	Cr	C	Mn	Mo	P	S	Si	Fe		
1	Aループ 給水系配管	SW-8	SUS316LTP	267.6 80	13.55	16.45	0.007	1.52	2.09	0.017	0.002	0.45	bal.	1060°C	
					13.55	16.35	0.009	1.54	2.07	0.026	0.002	0.47	bal.		
2	Aループ 給水系配管	SW-9	SUS316LTP	267.6 15.1	13.6	16.6	0.010	1.58	2.2	0.026	0.002	0.65	bal.	1060°C	
					13.45	16.5	0.011	1.6	2.19	0.025	0.002	0.67	bal.		
3	Aループ 給水系配管	SW-10	SUS316LTP	267.6 80	13.55	16.45	0.007	1.52	2.09	0.017	0.002	0.45	bal.	1060°C	
					13.55	16.35	0.009	1.54	2.07	0.026	0.002	0.47	bal.		
4	Aループ 給水系配管	SW-11	SUS316LTP	267.6 15.1	13.6	16.6	0.011	1.58	2.2	0.026	0.002	0.45	bal.	1060°C	
					13.45	16.6	0.011	1.59	2.19	0.025	0.002	0.47	bal.		
5	Aループ 給水系配管	FW-12	SCS16A	355.6 20	13	21	0.030	1.5	3	0.040	0.040	1.5	bal.	1060°C- 1100°C 9h	
					9.35	18.79	0.020	0.83	2.12	0.025	0.004	1.1	bal.		
6	Aループ 給水系配管	FW-28	SUS318LTP	267.6 15.1	13.6	16.6	0.011	1.58	2.2	0.026	0.002	0.45	bal.	1060°C	
					13.45	16.55	0.011	1.61	2.2	0.025	0.002	0.47	bal.		

#### 3.2.2.4. 溶接条件

今年度の調査対象配管である下降管及び給水管ノズルセーフエンドのそれぞれの溶接条件を表 3.2.2-6 に示す。

下降管及び給水管ノズルセーフエンドは SUS304 から SUS316L に材料交換した溶接個所であり、これら溶接個所は、初めに蒸気ドラム側の炭素鋼で肉盛溶接（バタリング）を実施し（表 3.2.2-6 No. 2, 6, 10）、さらに SUS304 のセーフエンドと溶接している（表 3.2.2-6 No. 1, 5, 9）。

次に、SUS316L のセーフエンドへの交換は以下の手順で行われた。まず、炭素鋼と肉盛溶接（バタリング）部で切断したため、下降管及び給水管ノズルセーフエンドの溶接個所には、初回の肉盛溶接（バタリング）部（表 3.2.2-6 No. 1, 5, 9）が残っている。次に、セーフエンド部の SUS316L に肉盛溶接（バタリング）を実施（表 3.2.2-6 No. 3, 7, 11）した後、SUS316L と炭素鋼の溶接を実施（表 3.2.2-6 No. 4, 8, 12）した。調査対象溶接は材料交換時の肉盛溶接（バタリング）（表 3.2.2-6 No. 3, 7, 11）と溶接金属（表 3.2.2-6 No. 4, 8, 12）である。以上のように、下降管及び給水管ノズルセーフエンド部の溶接部は、炭素鋼、Ni 基合金の肉盛溶接（バタリング、インコネル NIC70A）、Ni 基合金の溶接金属（インコネル NIC70A）、Ni 基合金の溶接金属（インコネル 82T）、Ni 基合金の肉盛溶接（インコネル NIC70A）、SUS316L で構成された複雑な溶接部である。

また、参考までに給水管内管の溶接条件は表 3.2.2-6 の No. 13 に記載した。

また、表 3.2.2-7 に下降管再循環系配管溶接部、表 3.2.2-8 に給水系配管溶接部の溶接条件を示す。これらは昨年度の調査対象とほぼ同じ溶接部の構成で、SUS316L の共金溶接である。

表 3.2.2-6 溶接条件（下降管及び給水管ノズルセーフエンド）

No.	配管名	溶接番号	外径 肉厚 (mm)	溶接条件							
				シールド ガス	姿勢	溶接方法	積層法		電流 (A)	溶接材料	棒径 (mm)
							層	ビード			
1	下降管A	WC-822-2-1	390 32	-	下向き	肉盛	6	25	130~140	インコネル NIC70A	4.0
2	下降管A	WF-822-1-1	390 32	-	全姿勢	肉盛	6	59	120~140	インコネル NIC70A	4.0
3	下降管A	W-01-2A	390 30	-	下向き	肉盛	6	63	125	インコネル NIC70A	4.0
4	下降管A	W-01-1A	390 32	Ar	水平	初層TIG	1	1	80~130	インコネル 82T	1.60
						自動TIG	10	55	80~240		1.14
5	下降管B	WC-822-2-2	390 32	-	下向き	肉盛	6	27	130~140	インコネル NIC70A	4.0
6	下降管B	WF-822-1-2	390 32	-	全姿勢	肉盛	7	65	120~140	インコネル NIC70A	4.0
7	下降管B	W-01-2B	390 30	-	下向き	肉盛	6	64	125	インコネル NIC70A	4.0
8	下降管B	W-01-1B	390 32	Ar	水平	初層TIG	1	1	80~130	インコネル 82T	1.60
						自動TIG	10	54	80~240		1.14
9	給水管	WC-822-4-1	340 35	-	全姿勢	肉盛	7	31	130~140	インコネル NIC70A	4.0
10	給水管	WF-822-2-1	340 35	-	下向き	肉盛	6	61	120~140	インコネル NIC70A	4.0
11	給水管	WF-D001-1A	340 35	-	下向き	肉盛	8	95	140	インコネル NIC70A	4.0
12	給水管	WC-D001-1A	340 36	Ar	全姿勢	初層TIG	1	1	60~150	インコネル 82T	1.60
						自動TIG	22	108	70~250		1.14
13	給水管 内管	WA-D001-1A	-	-	全姿勢	被覆アーク 溶接	2	3	60~145	NC36LK	3.2

表 3.2.2-7 溶接条件（下降管再循環系配管溶接部）

No.	配管名	溶接番号	外径 肉厚 (mm)	溶接条件							
				シールド ガス	姿勢	溶接方法	積層法		電流 (A)	溶接材料	棒径 (mm)
							層	ビード			
1	Aループ 再循環系	FW-1	355.6 19	Ar	水平	初層TIG	3	4	80~240	TGS-316LK	1.6
						自動TIG					1.2
2	Aループ 再循環系	FW-2	355.6 19	Ar	水平	初層TIG	3	4	80~240	TGS-316LK	1.6
						自動TIG					1.2
3	Aループ 再循環系	FW-7	355.6 19	Ar	水平	初層TIG	3	4	80~240	TGS-316LK	1.6
						自動TIG					1.2
4	Aループ 再循環系	FW-8	355.6 19	Ar	水平	初層TIG	3	4	80~240	TGS-316LK	1.6
						自動TIG					1.2

表 3.2.2-8 溶接条件（給水系配管溶接部）

No.	配管名	溶接番号	外径 肉厚 (mm)	溶接条件							
				シールド ガス	姿勢	溶接方法	積層法		電流 (A)	溶接材料	棒径 (mm)
						層	ビード				
1	Aループ 給水系配 管	SW-8	267.6 80	Ar	全姿勢	初層TIG	1	1	60~180	TGS-316LK	2.0
						自動TIG	8	9			1.2
2	Aループ 給水系配 管	SW-9	267.6 15.1	Ar	全姿勢	初層TIG	1	1	60~180	TGS-316LK	2.0
						自動TIG	8	9			1.2
3	Aループ 給水系配 管	SW-10	267.6 80	Ar	全姿勢	初層TIG	1	1	60~180	TGS-316LK	2.0
						自動TIG	8	9			1.2
4	Aループ 給水系配 管	SW-11	267.6 15.1	Ar	全姿勢	初層TIG	1	1	60~120	TGS-316LK	2.0
						自動TIG	8	9			1.2
5	Aループ 給水系配 管	FW-12	355.6 20	Ar	全姿勢	初層TIG	1	1	60~250	TGS-316LK	1.6
						自動TIG	6	13			1.2
6	Aループ 給水系配 管	FW-28	267.6 15.1	Ar	全姿勢	初層TIG	1	1	60~250	TGS-316LK	1.6
						自動TIG	6	13			1.2



### 3.2.3. 欠陥有無の確認

蒸気ドラムの下降管および給水管それぞれのノズルセーフエンドの溶接部に関して浸透探傷試験、内表面目視観察および金属組織観察を行い、SCC 等の割れの有無の確認を行った。

#### 3.2.3.1. 内表面観察及び浸透探傷試験

##### 1) 観察方法

下降管及び給水管ノズルセーフエンド及びAループ再循環系配管の計7シームの溶接部について内表面目視観察と浸透探傷試験を行い、SCC 等の割れの有無の確認を行った。図 3.2.3-1 及び図 3.2.3-2 に観察箇所を示す。また、給水管ノズルセーフエンドは図 3.2.3-1 で示したように給水内管を有する。ニッケル基合金によるバタリング及び溶接金属部を観察するために給水内管を除去した。その切断状況について図 3.2.3-4 に示す。

##### 2) 観察結果

図 3.2.3-5～図 3.2.3-7 に観察結果を示す。

下降管及び給水管ノズルセーフエンドはニッケル基合金の異材溶接部であり、昨年度まで調査してきた SUS316L の共金溶接部とは異なり複雑な溶接部となっている。それにもかかわらず、いずれの配管でも SCC 等のき裂発生が認められなかった。なお、下降管 A 及び給水管ノズルセーフエンドの溶接部は図 3.2.1-3 の調査研究フローに示す残留歪測定以降の詳細検討を行った。

また、昨年度と同様の溶接部を有する A ループ再循環系配管の計 4 シームも SCC 等のき裂発生が認められなかった。

以上の結果を昨年度までの調査結果と合わせると、A ループ再循環系配管の全 76 シーム中、33 シームの内表面目視観察と浸透探傷試験で SCC 等のき裂発生がないことを確認したこととなる。残る 43 シームについてはこれまでの調査箇所に比べるとき裂発生の可能性が低い箇所であるため、全シームについてき裂の発生はないと考えられる。

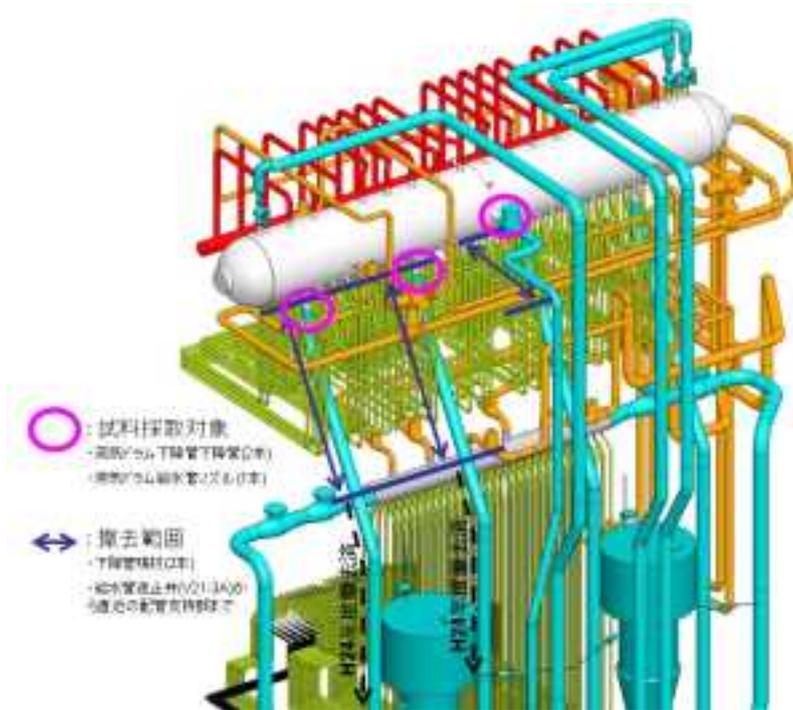


図 3.2.3-1 A ループ下降管及び給水管ノズルセーフエンドの内面観察及び浸透探傷試験箇所

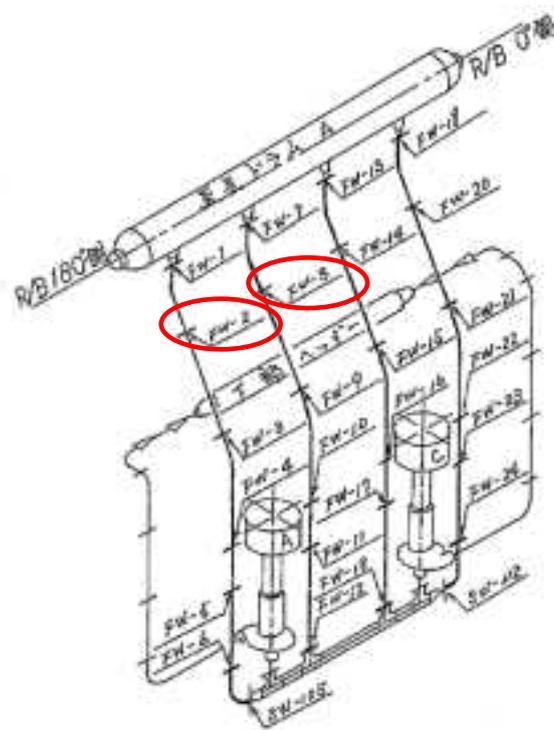


図 3.2.3-2 A ループ再循環系配管の内面観察及び浸透探傷試験箇所

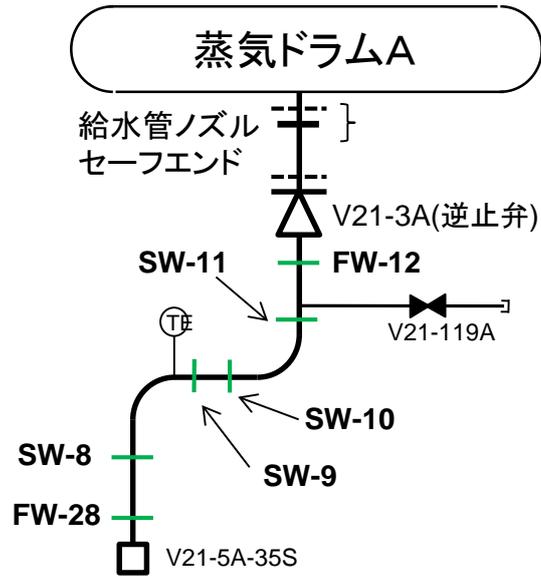


図 3.2.3-3 A ループ給水系配管の内面観察及び浸透探傷試験箇所  
(溶接番号：SW-8, 9, 10, 11、FW-12, 28)

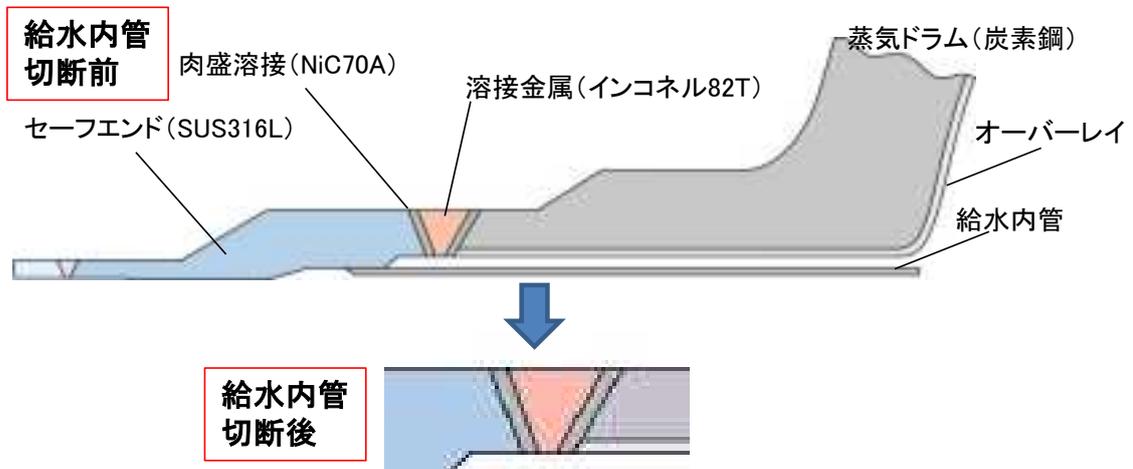


図 3.2.3-4 給水管ノズルセーフエンドの給水内管切断状況

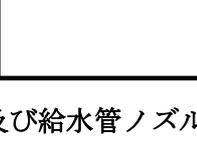
配管名	溶接 番号	外観	試験前	試験後
下降管A	W-01-1A (溶接金属) W-01-2A (バタリング)			
下降管B	W-01-1B (溶接金属) W-01-2B (バタリング)			
給水管 (内管切断前)	WA-D001-1A (内管溶接)			
給水管 (内管切断後)	WC-D001-1A (溶接金属) WF-D001-1A (バタリング)			

図 3.2.3-5 下降管及び給水管ノズルセーフエンドの内面観察及び浸透探傷試験結果

	外観	試験前	試験後	
FW-1				
FW-2				
FW-7				
FW-8				

図 3.2.3-6 A ループ再循環系配管の内面観察及び浸透探傷試験結果

溶接 番号	試験前	試験後
SW-8		
SW-9		
SW-10		
SW-11		
FW-12		
FW-28		

図 3.2.3-7 A ループ給水系配管の内面観察及び浸透探傷試験結果

### 3.2.3.2. 内表面観察

管内表面の割れの有無を確認するため、光学顕微鏡およびSEM（走査型電子顕微鏡）により内表面観察を行った。

#### 1) 光学顕微鏡観察

光学顕微鏡による下降管ノズル側、下降管セーフエンド側、給水管ノズル側および給水管セーフエンド側の内表面観察結果を図 3.2.3-8、図 3.2.3-11、図 3.2.3-13 および図 3.2.3-16 にそれぞれ示す。表面加工時についたと思われるすじ状の研磨痕がみられ、加工硬化しているものと推定される。

#### 2) 表面 SEM 観察

SEMによる下降管ノズル側（旧溶接金属近傍）、下降管ノズル側（バタリング近傍、溶接中心から）、下降管セーフエンド側、給水管ノズル側（旧溶接金属近傍）、給水管ノズル側（バタリング近傍）および給水管セーフエンド側の表面観察結果を図 3.2.3-9、図 3.2.3-10、図 3.2.3-12、図 3.2.3-14、図 3.2.3-15 および図 3.2.3-17 にそれぞれ示す。ここで、旧溶接金属とは、最初に炭素鋼と SUS304 セーフエンドとをつなぐ溶接で用いられた溶接金属が配管切断後に残っていたもので、表 3.2.2-6 に示す下降管及び給水管溶接番号、WC-822-1-1 及び WC-822-2-1 である。この部分は、最初の炭素鋼と SUS304 を接続した溶接と、SUS316L セーフエンドに交換した溶接（下降管及び給水管溶接番号：W-01-1A 及び WC-D001-1A）の 2 回の熱履歴を経験した箇所である。このため詳細な調査を実施した。粒界腐食が認められるが、マイクロクラックの発生は認められなかった



(a) ノズル側 DEPO、ハ<sup>テ</sup>ツク<sup>テ</sup> (倍率：20)



(a') ノズル側ハ<sup>テ</sup>ツク<sup>テ</sup>拡大 (倍率：200)



(b) ノズル側ハ<sup>テ</sup>ツク<sup>テ</sup>、HAZ (倍率：20)



(b') ノズル側 HAZ 拡大 (倍率：200)

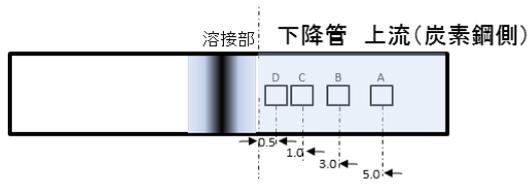


(c) ノズル側 HAZ、母材 (倍率：20)

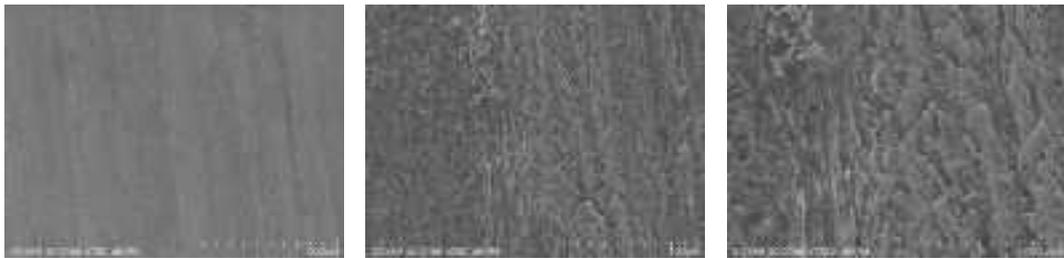


(c') ノズル側母材拡大 (倍率：200)

図 3.2.3-8 下降管内面の光学顕微鏡観察結果 (ノズル側)



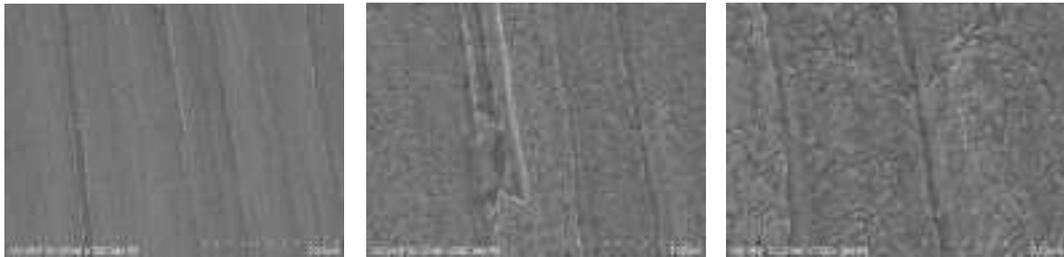
下降管内面の SEM 観察箇所 (ノズル側)



×100

×500  
(A) 旧溶接金属境界から 5mm

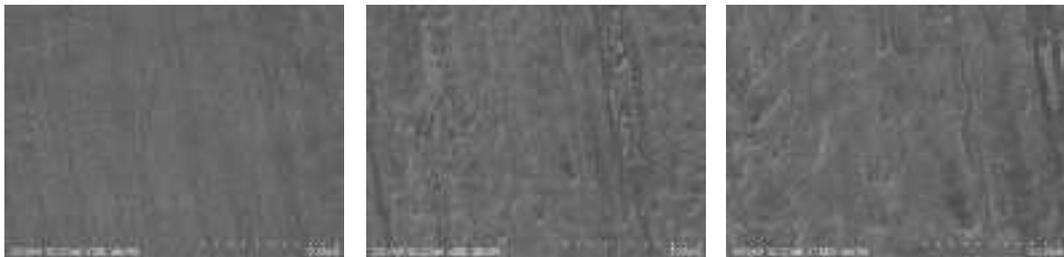
×1000



×100

×500  
(B) 旧溶接金属境界から 3mm

×1000



×100

×500  
(C) 旧溶接金属境界から 1mm

×1000

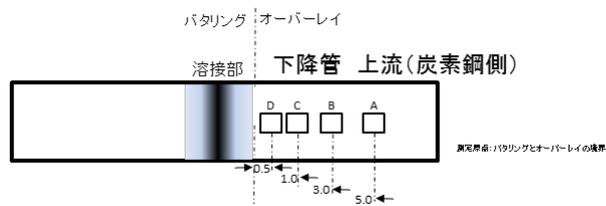


×100

×500  
(D) 旧溶接金属境界層から 0.5mm

×1000

図 3.2.3-9 下降管内面の SEM 観察結果 (ノズル側)



下降管内面の SEM 観察箇所 (ノズル側)



×100

×500

×1000

(A) バタリング境界層から 5mm



×100

×500

×1000

(B) バタリング境界層から 3mm



×100

×500

×1000

(C) バタリング境界層から 1mm



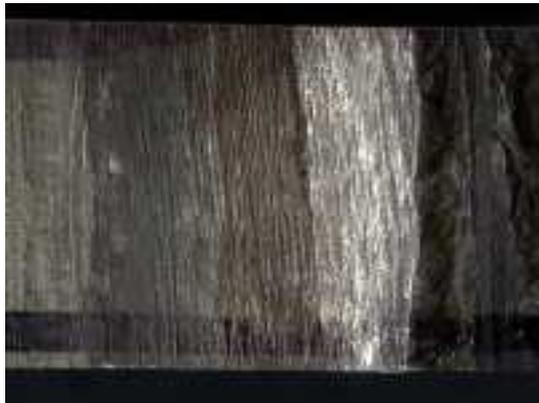
×100

×500

×1000

(D) バタリング境界層から 0.5mm

図 3.2.3-10 下降管内面の SEM 観察結果 (ノズル側)



(a) セーフエンド側 DEPO、ハタリング (倍率：20)



(a')セーフエンド側ハタリング拡大 (倍率：200)



(b) セーフエンド側ハタリング、HAZ (倍率：20)



(b')セーフエンド側 HAZ 拡大 (倍率：200)

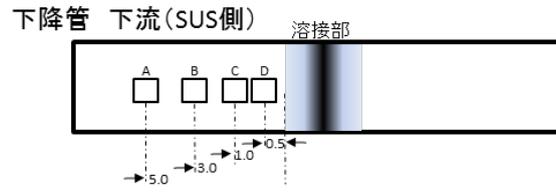


(c)セーフエンド側母材 (倍率：20)



(f) セーフエンド側母材拡大 (倍率：200)

図 3.2.3-11 下降管内面の光学顕微鏡観察結果 (セーフエンド側)



下降管内面の SEM 観察箇所 (セーフエンド側)

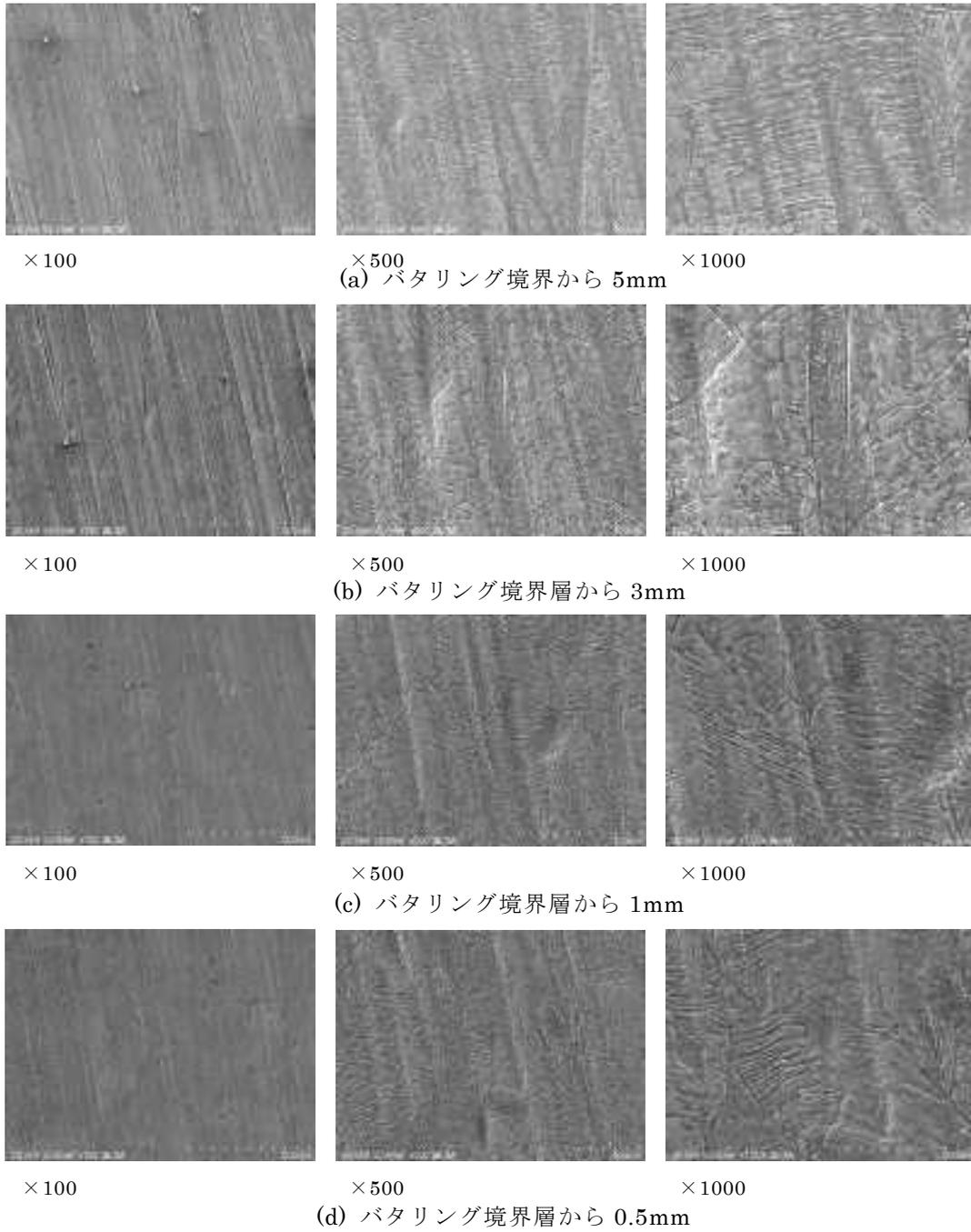


図 3.2.3-12 下降管内面の SEM 観察結果 (セーフエンド側)



(a) ノズル側 DEPO、ハズンク (倍率：20)



(a') ノズル側ハズンク拡大 (倍率：200)



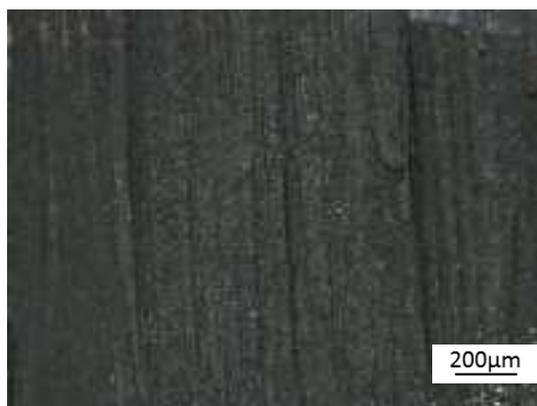
(b) ノズル側 HAZ (倍率：20)



(b') ノズル側 HAZ 拡大 (倍率：200)



(c) ノズル側母材 (倍率：20)



(c') ノズル側母材拡大 (倍率：200)

図 3.2.3-13 給水管内面の光学顕微鏡観察結果 (ノズル側)



給水管内面の SEM 観察箇所 (ノズル側)

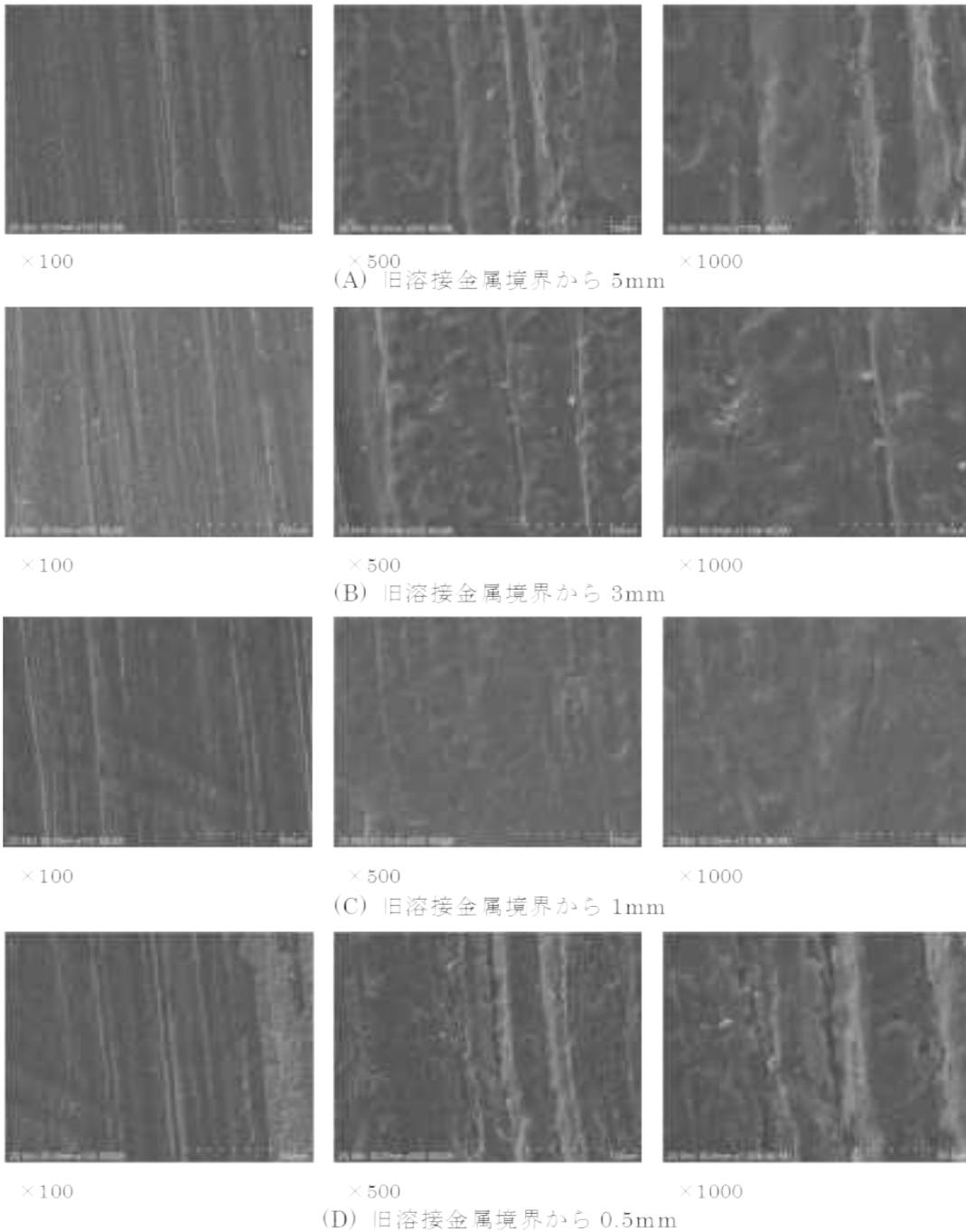
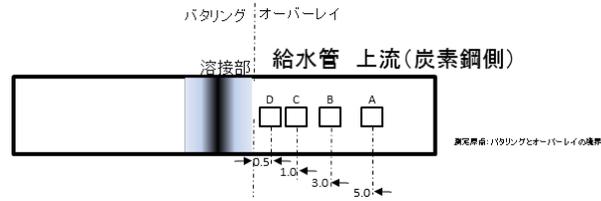


図 3.2.3-14 給水管内面の SEM 観察結果 (ノズル側)



給水管内面の SEM 観察箇所 (ノズル側)

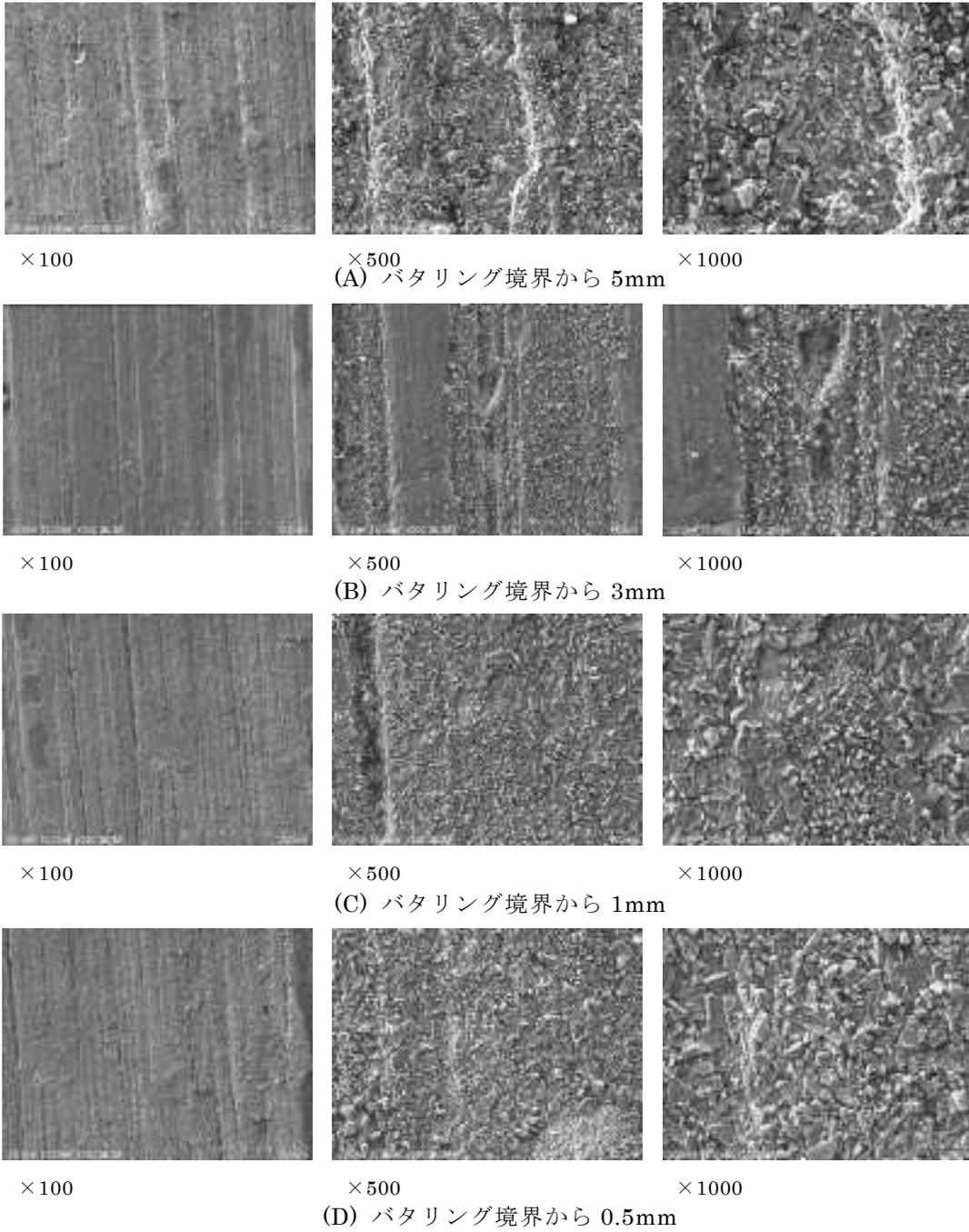


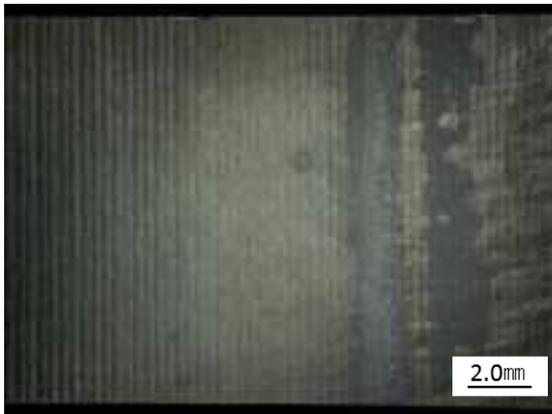
図 3.2.3-15 給水管内面の SEM 観察結果 (ノズル側)



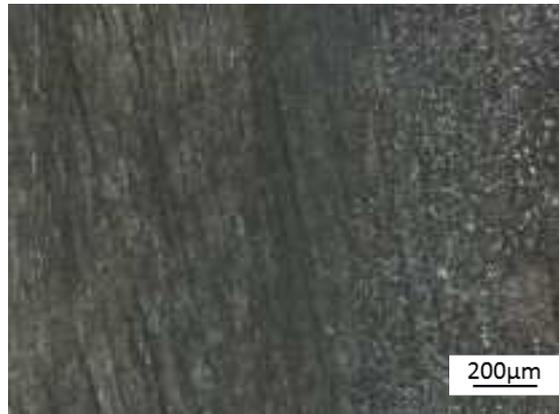
(a) セーフエンド側 DEPO、ハタリング (倍率: 20)



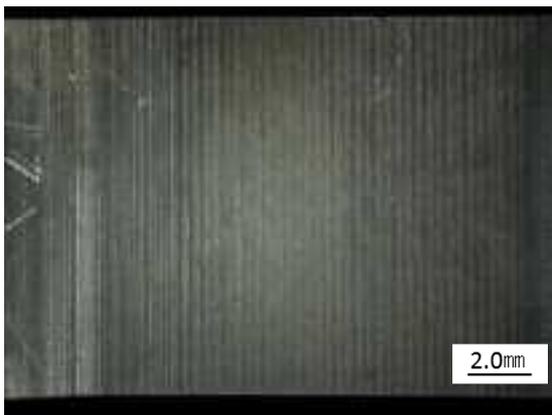
(a') セーフエンド側ハタリング拡大 (倍率: 200)



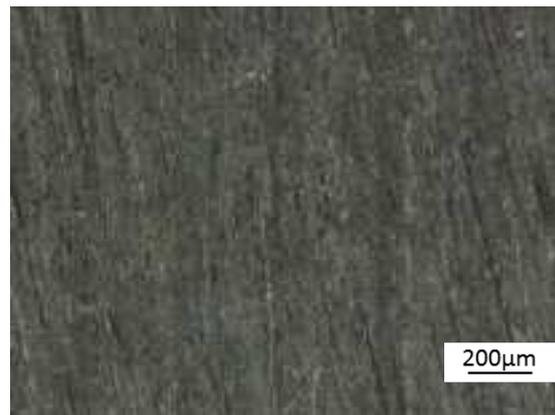
(b) セーフエンド側ハタリング、HAZ (倍率: 20)



(b') セーフエンド側 HAZ 拡大 (倍率: 200)

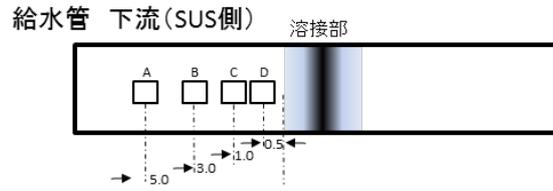


(c) セーフエンド側 HAZ、母材近傍 (倍率: 20)



(c') セーフエンド側母材拡大 (倍率: 200)

図 3.2.3-16 給水管内面の光学顕微鏡観察結果 (セーフエンド側)



給水管内面の SEM 観察箇所 (セーフエンド側)

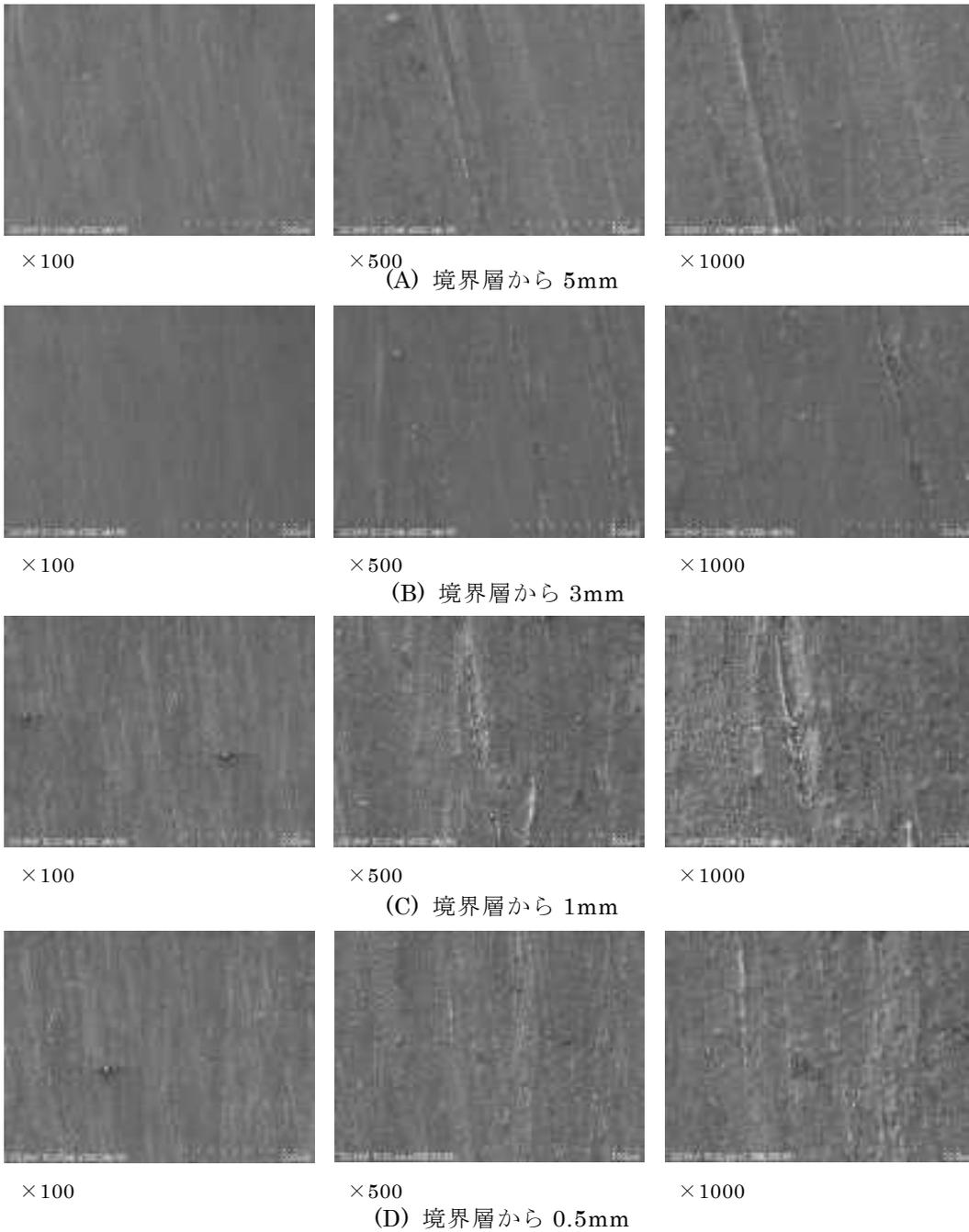


図 3.2.3-17 給水管内面の SEM 観察結果 (セーフエンド側)

### 3.2.3.3. 金属組織観察

内表面の溶接部とその近傍について組織の異常、欠陥や割れの有無を観察した。

#### 1) 観察方法

観察対象の加工した試験片を樹脂で埋め込み、鏡面研磨後、王水でエッチングした組織を観察した。試験方法は JIS G 0553 (マクロ) 及び JIS G 0571 (ミクロ) に準拠した。観察倍率は、マクロ組織観察では低倍、ミクロ組織観察では光学顕微鏡を用いた 200 倍及び 500 倍とした。

#### 2) 観察結果

下降管溶接部のマクロ全体像、溶接部および溶接部内表面近傍を図 3.2.3-18、図 3.2.3-19 および図 3.2.3-20 にそれぞれ示す。また、給水管溶接部のマクロ全体像、溶接部および溶接部内表面近傍を図 3.2.3-21、図 3.2.3-22 および図 3.2.3-23 にそれぞれ示す。さらに、下降管のミクロ組織観察結果を図 3.2.3-24 から図 3.2.3-36 に、給水管のミクロ組織観察結果を図 3.2.3-37 から図 3.2.3-49 にそれぞれ示す。

下降管、給水管ともにセーフエンド側 (SUS316L) では熱影響による組織変化は軽微であり、異常な組織や割れは認められなかった。ノズル側 (炭素鋼) の熱影響部では粒界フェライトが減少し、アシキュラーフェライトの発生が認められる。このことから、炭素鋼の熱影響部は腐食されやすい状況にあったと考えられるが、内表面のクラッドが有効に機能したと推察する。溶接金属、バタリングはビード中心方向に樹枝状組織が成長しており、炭化物が分散している。下降管と給水管ではバタリングの厚さが異なり、セーフエンド側では下降管は 7.5mm、給水管は 11mm、ノズル側では下降管は 12mm、給水管は 19mm となっていたが、いずれも 6mm 以上を確保している。これはバタリングの入熱量が異なっていたことが後述する 3.2.4 章で示す溶接残留応力の差に影響しているものと考えられる。バタリングと溶接金属部での溶け込み不良、粗大な炭化物など異常な組織、溶接欠陥や割れは認められなかった。



図 3.2.3-18 下降管の溶接部マクロ全体像

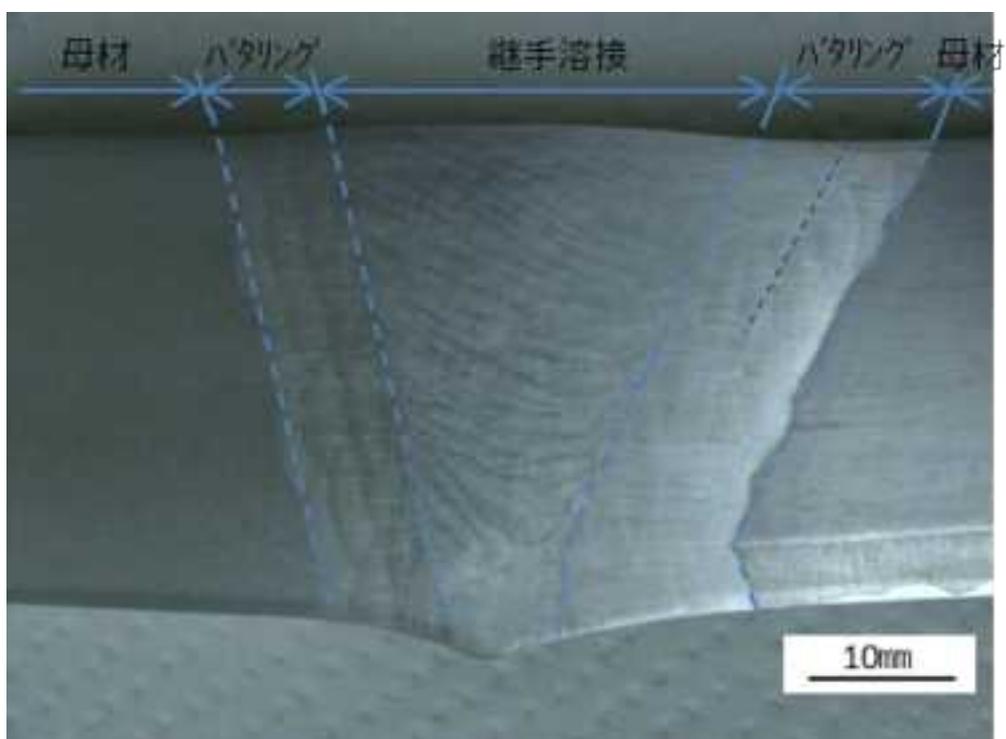


図 3.2.3-19 下降管の溶接部

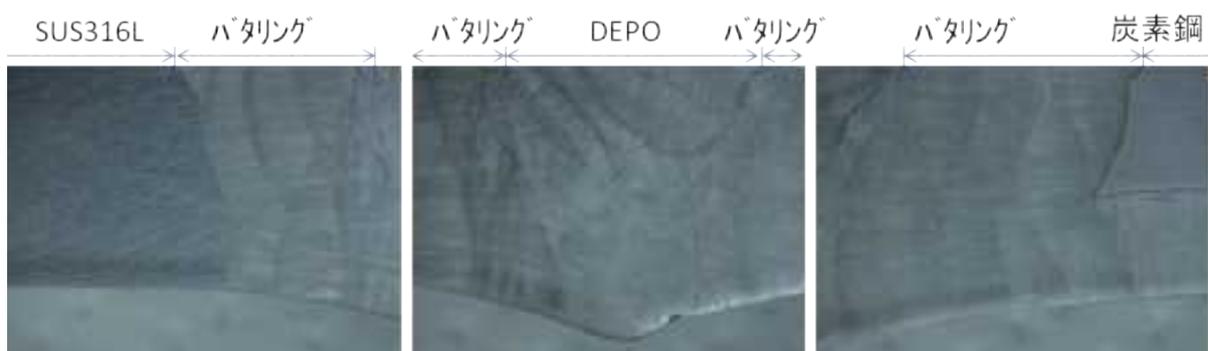


図 3.2.3-20 下降管の溶接部内表面近傍

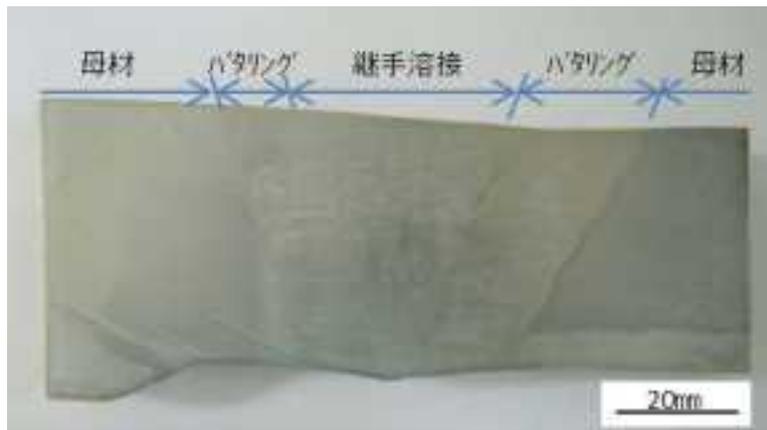


図 3.2.3-21 給水管マクロ全体像

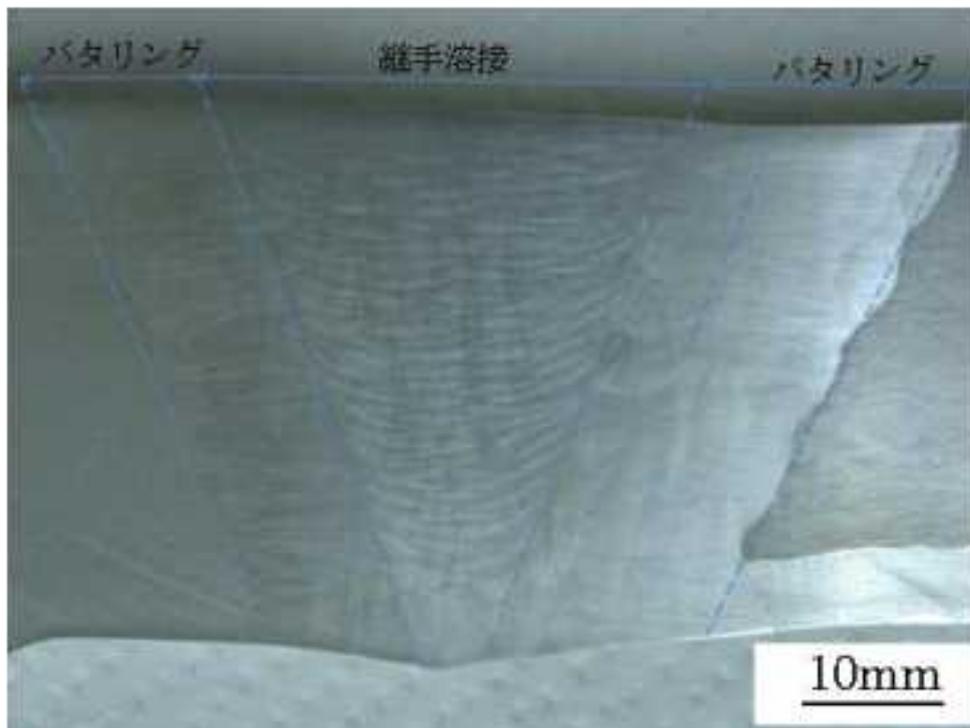


図 3.2.3-22 給水管マクロ溶接部

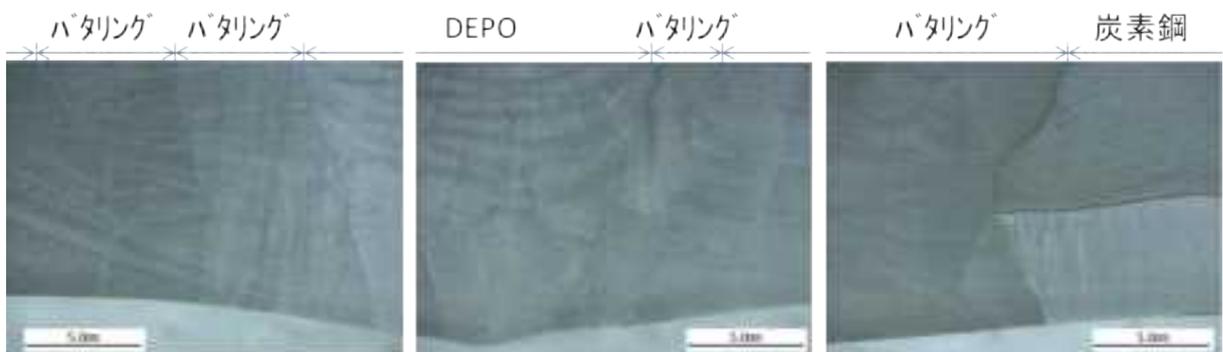
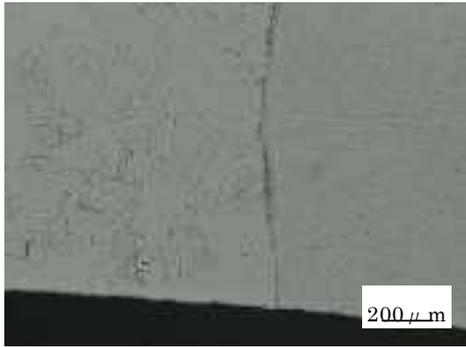
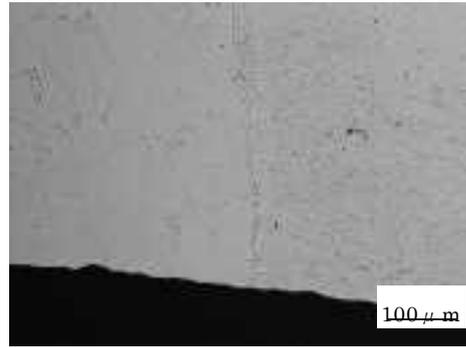


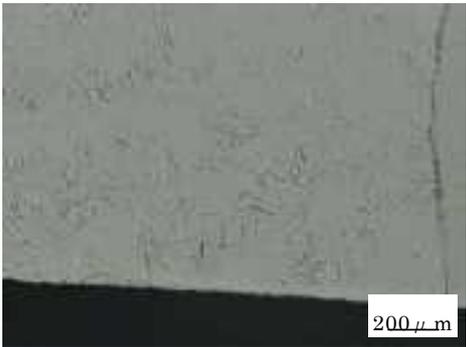
図 3.2.3-23 給水管マクロ溶接部内表面近傍



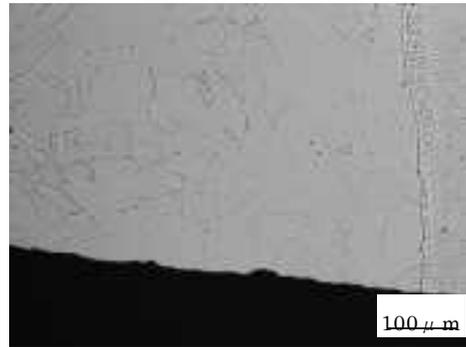
(a) バタリング境界 (倍率 200)



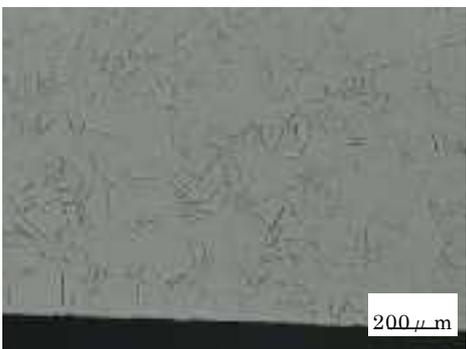
(a') バタリング境界 (倍率 500)



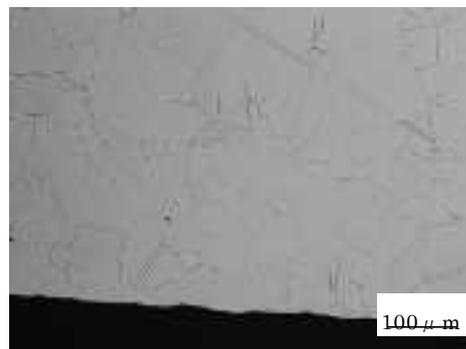
(b) バタリング境界から 0.5mm (倍率 200)



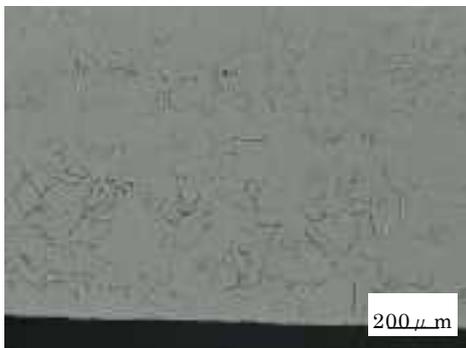
(b') バタリング境界から 0.5mm (倍率 500)



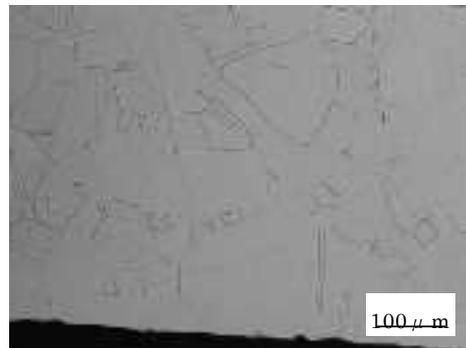
(c) バタリング境界から 1mm (倍率 200)



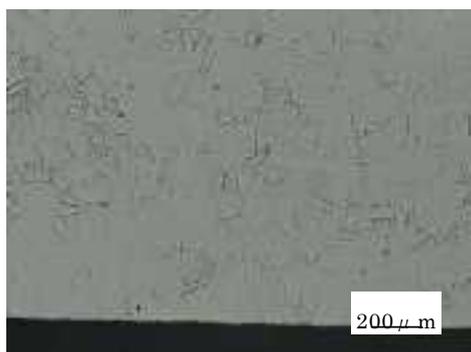
(c') バタリング境界から 1mm (倍率 500)



(d) バタリング境界から 2mm (倍率 200)



(d') バタリング境界から 2mm (倍率 500)



(e) バタリング境界から 3mm (倍率 200)



(e') バタリング境界から 3mm (倍率 500)



(f) バタリング境界から 5mm (倍率 200)



(f') バタリング境界から 5mm (倍率 500)



(g) 母材 (倍率 200)

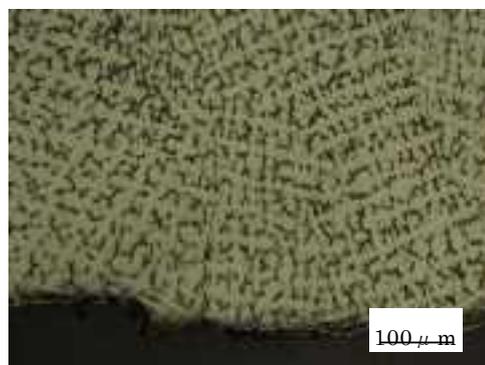


(g') 母材 (倍率 500)

図 3.2.3-24 下降管マイクロ組織観察結果 (セーフエンド側、SUS316L、表層)

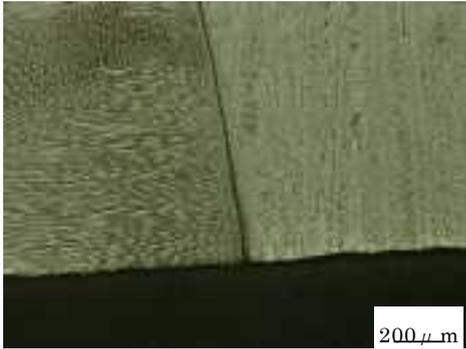


(g) 母材 (倍率 200)



(g') 母材 (倍率 500)

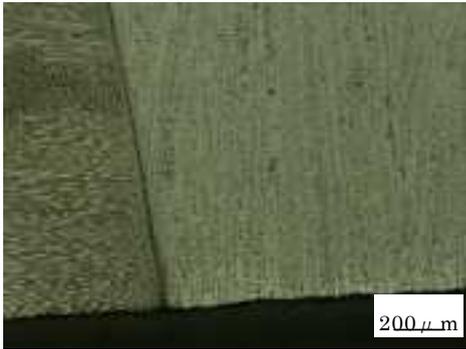
図 3.2.3-25 下降管マイクロ組織観察結果 (DEPO、インコネル 82T、表層)



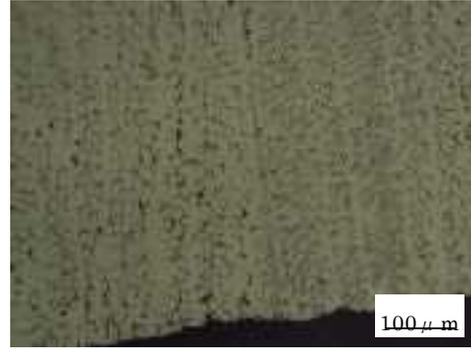
(a) バタリング境界 (倍率 200)



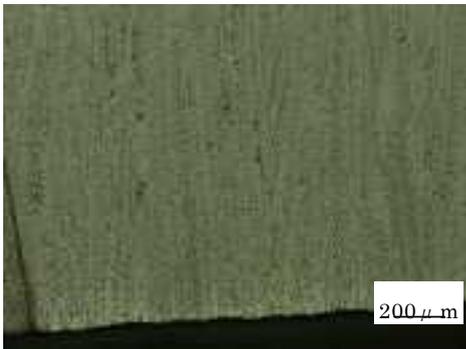
(a') バタリング境界 (倍率 500)



(b) バタリング境界から 0.5mm (倍率 200)



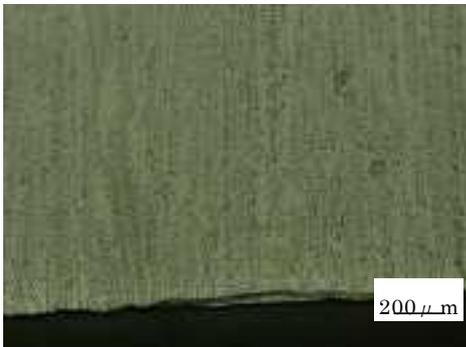
(b') バタリング境界から 0.5mm (倍率 500)



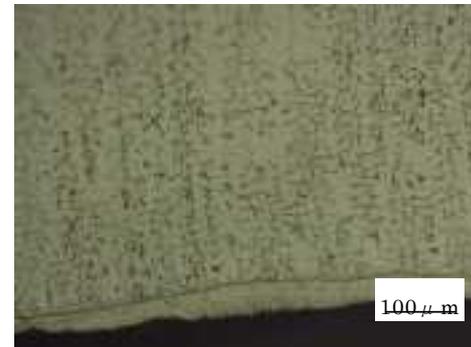
(c) バタリング境界から 1mm (倍率 200)



(c') バタリング境界から 1mm (倍率 500)



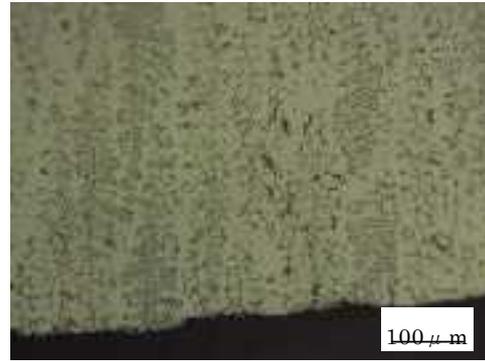
(d) バタリング境界から 2mm (倍率 200)



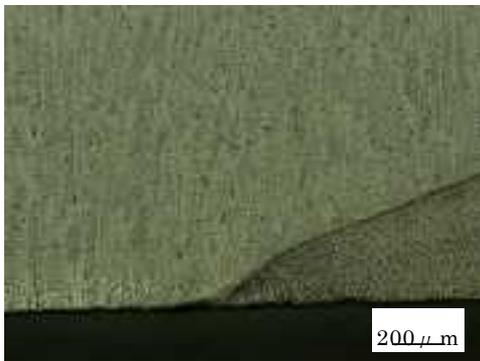
(d') バタリング境界から 2mm (倍率 500)



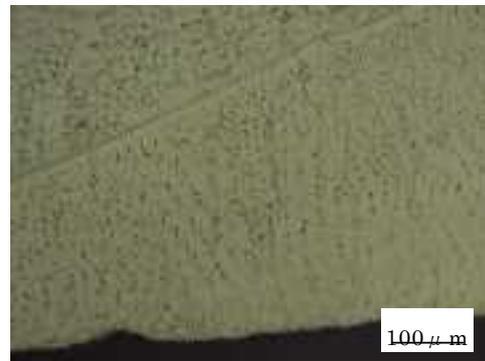
(e) バタリング境界から 3 mm (倍率 200)



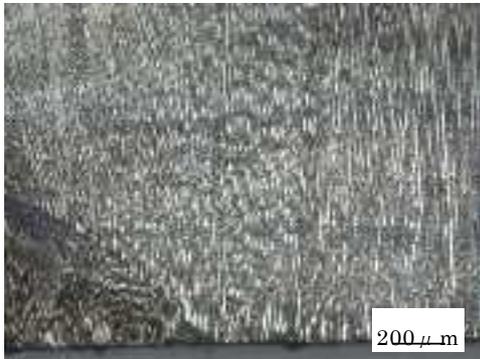
(e') バタリング境界から 3 mm (倍率 500)



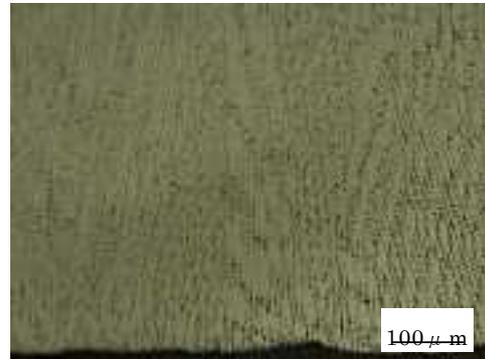
(f) バタリング境界から 5mm (倍率 200)



(f') バタリング境界から 5mm (倍率 500)

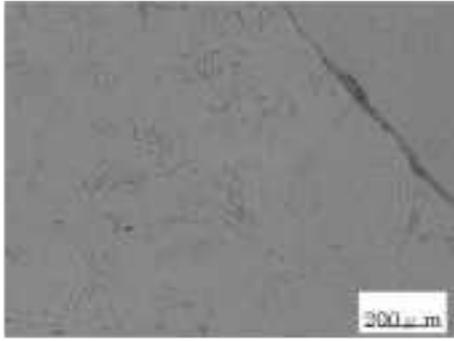


(g) 母材 (倍率 200)



(g') 母材 (倍率 500)

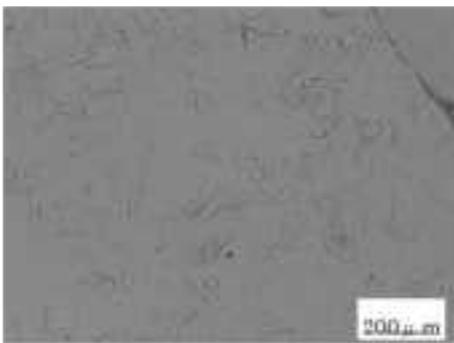
図 3.2.3-26 下降管マイクロ組織観察結果 (ノズル側、SA350LF2、表層)



(a) バタリング境界 (倍率 200)



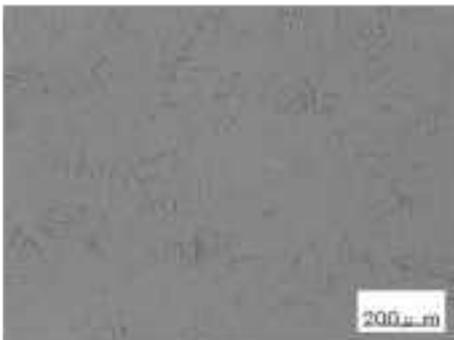
(a') バタリング境界 (倍率 500)



(b) バタリング境界から 0.5mm (倍率 200)



(b') バタリング境界から 0.5mm (倍率 500)



(c) バタリング境界から 1mm (倍率 200)



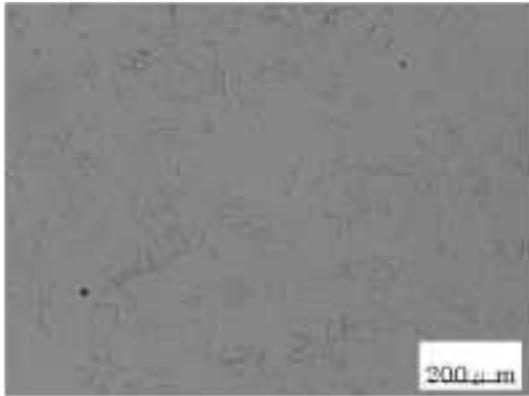
(c') バタリング境界から 1mm (倍率 500)



(d) バタリング境界から 2mm (倍率 200)



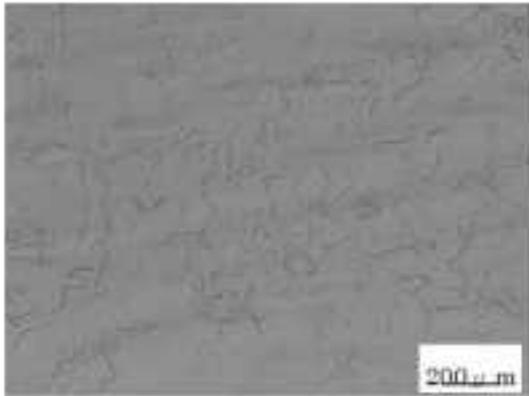
(d') バタリング境界から 2mm (倍率 500)



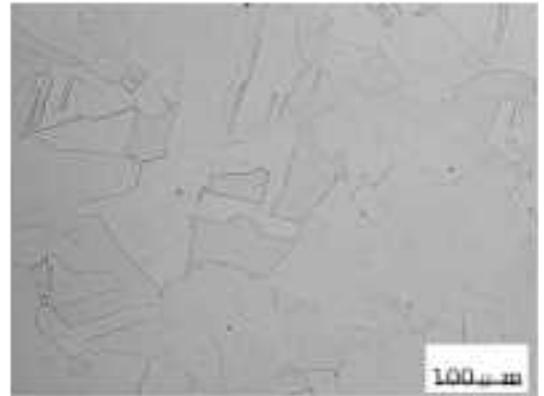
(e) バタリング境界から 3mm (倍率 200)



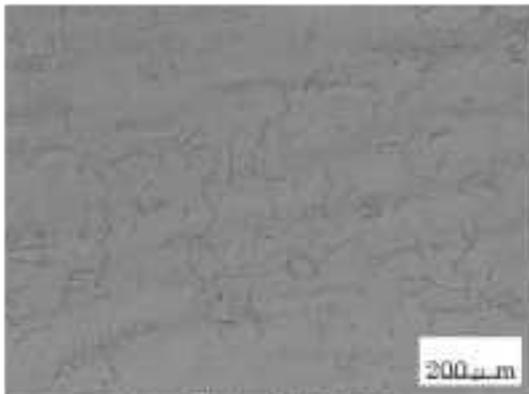
(e') バタリング境界から 3mm (倍率 500)



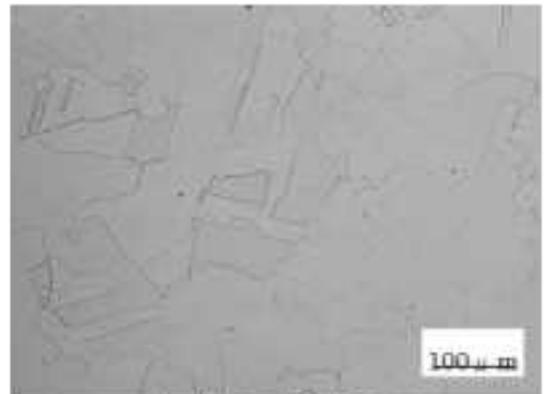
(f) バタリング境界から 5mm (倍率 200)



(f') バタリング境界から 5mm (倍率 500)



(g) 母材 (倍率 200)

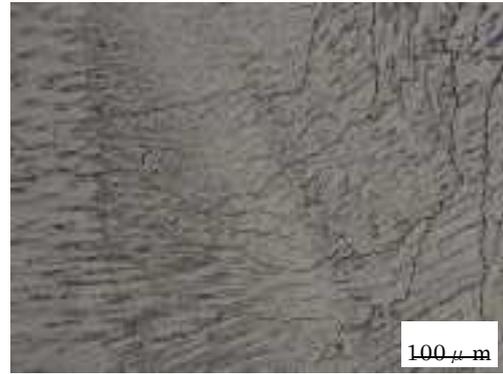


(g') 母材 (倍率 500)

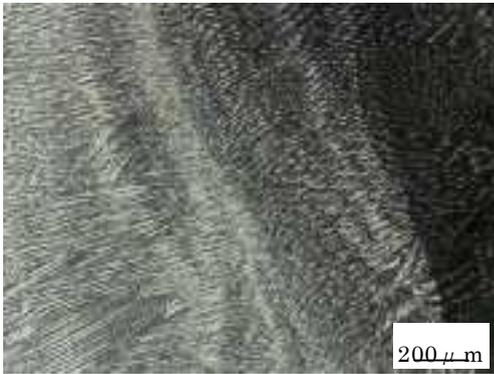
図 3.2.3-27 下降管マイクロ組織観察結果 (セーフエンド側、SUS316L、1/4t)



(a) 溶接部境界 (倍率 200)



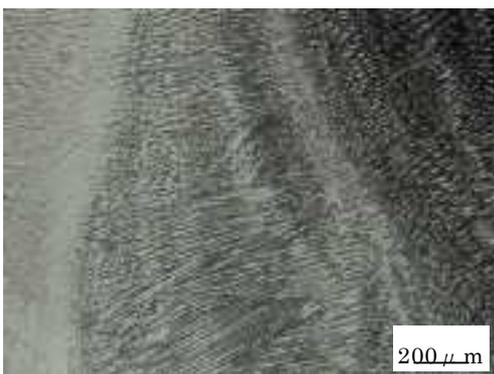
(a') 溶接部境界 (倍率 500)



(b) 溶接部境界から 0.5mm (倍率 200)



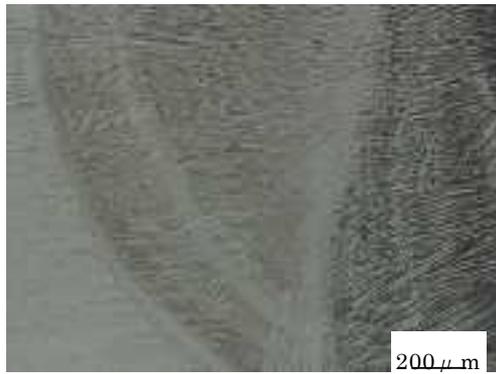
(b') 溶接部境界 0.5mm (倍率 500)



(c) 溶接部境界から 1mm (倍率 200)



(c') 溶接部境界 1mm (倍率 500)



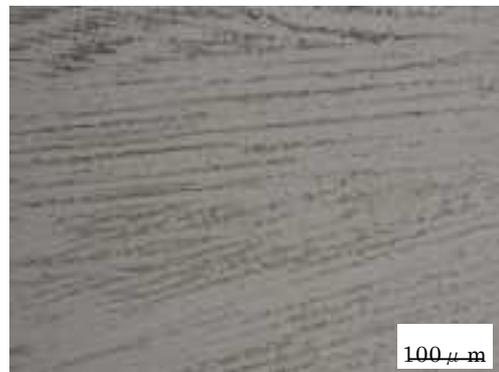
(d) 溶接部境界から 2mm (倍率 200)



(d') 溶接部境界から 2mm (倍率 500)



(e) 溶接部境界から 3mm (倍率 200)

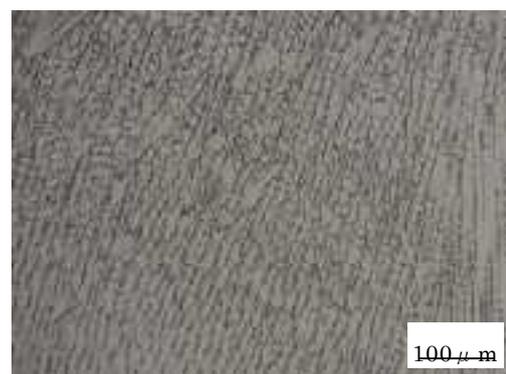


(e') 溶接部境界から 3mm (倍率 500)

図 3.2.3-28 下降管マイクロ組織観察結果 (セーフエンド側、NiC70A、1/4t)



(a) DEPO 近傍 (倍率 200)

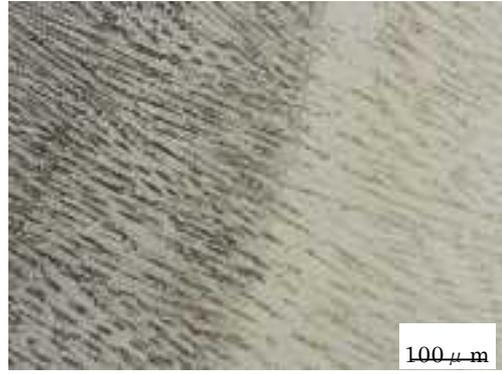


(a') DEPO 近傍 (倍率 500)

図 3.2.3-29 下降管マイクロ組織観察結果 (DEPO、インコネル 82T、1/4t)



(a) 溶接部境界 (倍率 200)



(a') 溶接部境界 (倍率 500)



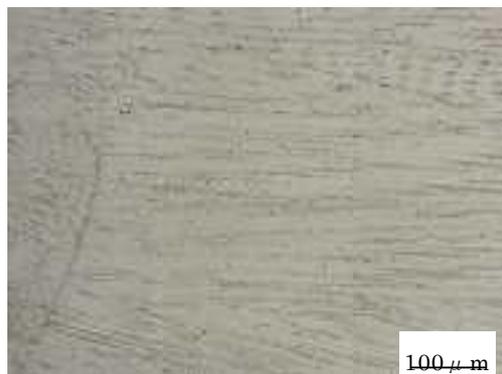
(b) 溶接部境界から 0.5mm (倍率 200)



(b') 溶接部境界から 0.5mm (倍率 500)



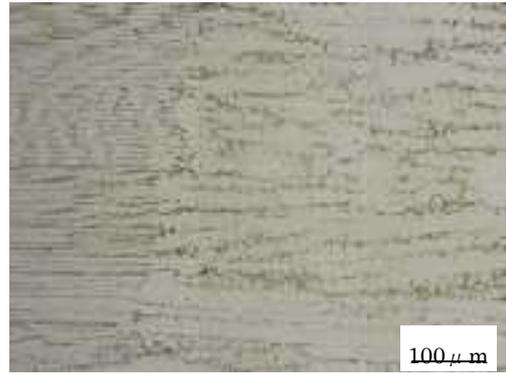
(c) 溶接部境界から 1mm (倍率 200)



(c') 溶接部境界から 1mm (倍率 500)



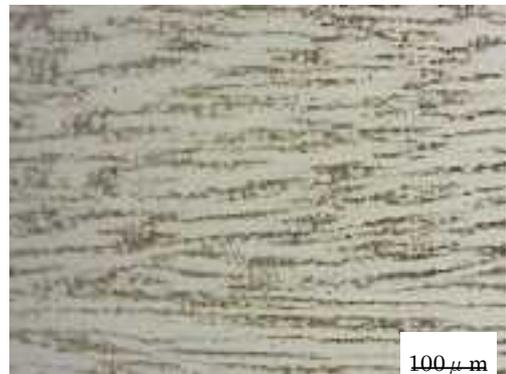
(d) 溶接部境界から 2mm (倍率 200)



(d') 溶接部境界から 2mm (倍率 500)



(e) 溶接部境界から 3mm (倍率 200)



(e') 溶接部境界から 3mm (倍率 500)

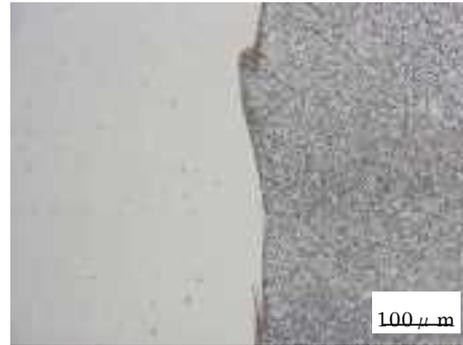


(f) 溶接部境界から 5mm (倍率 200)



(f') 溶接部境界から 5mm (倍率 500)

図 3.2.3-30 下降管マイクロ組織観察結果 (ノズル側、NiC70A、1/4t)



(a') バタリング境界 (倍率 500)



(b) バタリング境界から 0.5mm (倍率 200)



(b') バタリング境界から 0.5mm (倍率 500)



(c) バタリング境界から 1mm (倍率 200)



(c') バタリング境界から 1mm (倍率 500)



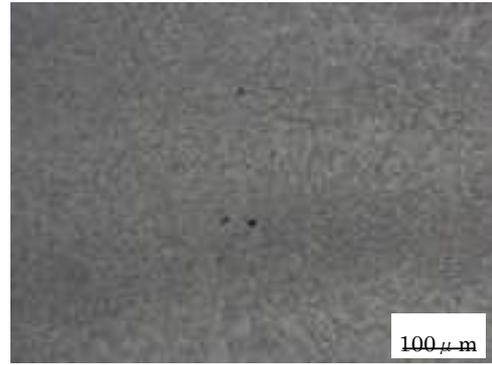
(d) バタリング境界から 2mm (倍率 200)



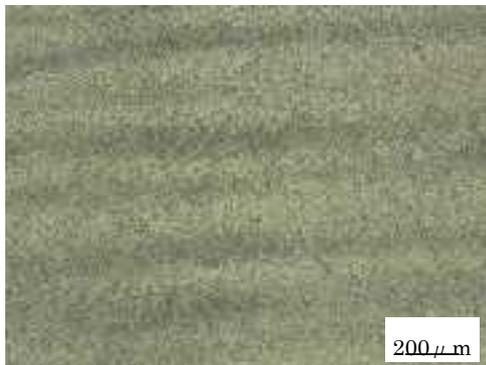
(d') バタリング境界から 2mm (倍率 500)



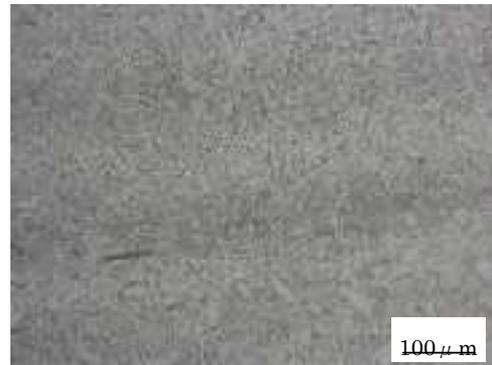
(e) 溶接部境界から 3mm (倍率 200)



(e') 溶接部境界から 3mm (倍率 500)



(f) 溶接部境界から 5mm (倍率 200)



(f') 溶接部境界から 5mm (倍率 500)

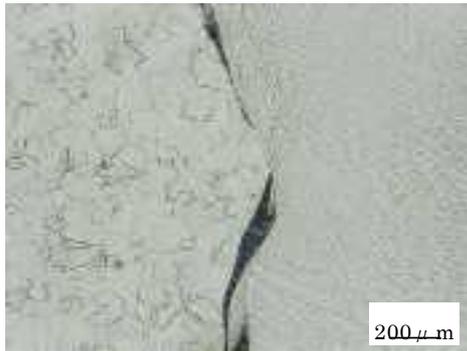


(g) 母材 (倍率 200)



(g') 母材 5mm (倍率 500)

図 3.2.3-31 下降管マイクロ組織観察結果 (ノズル側、SUS316L、1/4t)



(a) バタリング境界 (倍率 200)



(a') バタリング境界 (倍率 500)



(b) バタリング境界から 0.5mm (倍率 200)



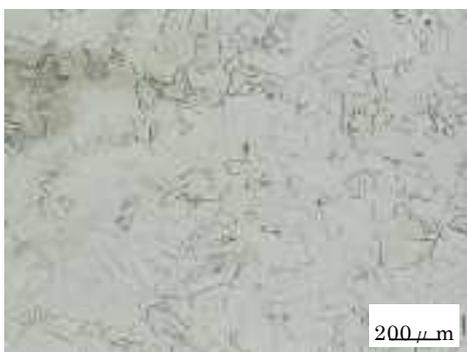
(b') バタリング境界から 0.5mm (倍率 500)



(c) バタリング境界から 1mm (倍率 200)



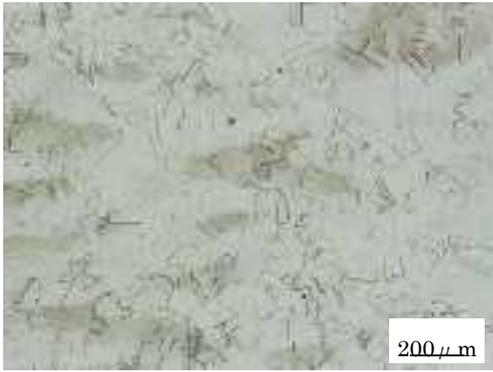
(c') バタリング境界から 1mm (倍率 500)



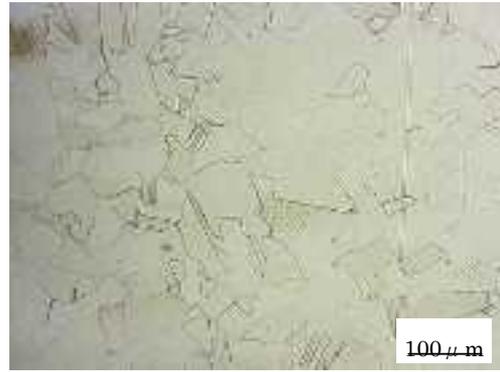
(d) バタリング境界から 2mm (倍率 200)



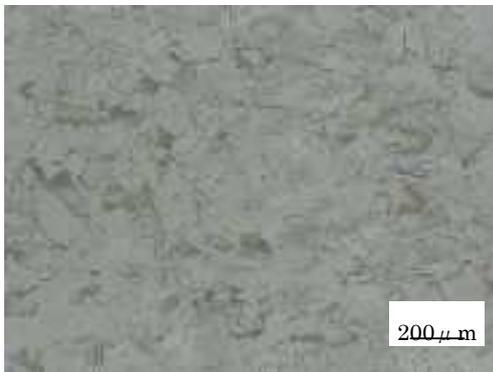
(d') バタリング境界から 2mm (倍率 500)



(e) バタリング境界から 3mm (倍率 200)



(e') バタリング境界から 3mm (倍率 500)



(f) バタリング境界から 5mm (倍率 200)



(f') バタリング境界から 5mm (倍率 500)

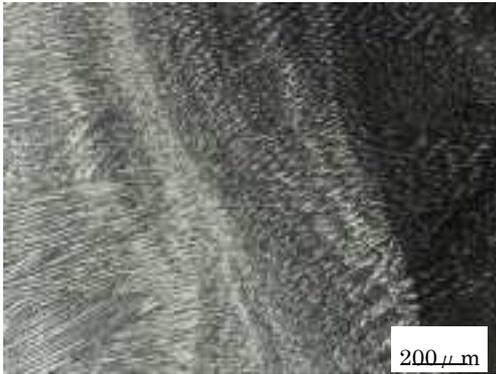


(g) 母材 (倍率 200)



(g') 母材 (倍率 500)

図 3. 2. 3-32 下降管マイクロ組織観察結果 (ノズル側、SUS316L、1/2t)



(a) 溶接部境界 (倍率 200)



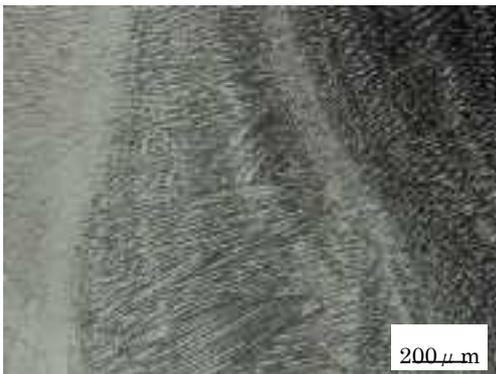
(a') 溶接部境界 (倍率 500)



(b) 溶接部境界から 0.5mm (倍率 200)



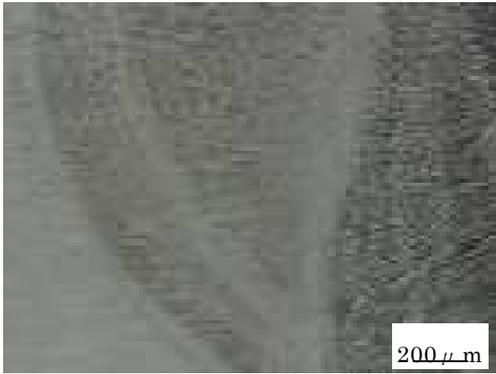
(b') 溶接部境界から 0.5mm (倍率 500)



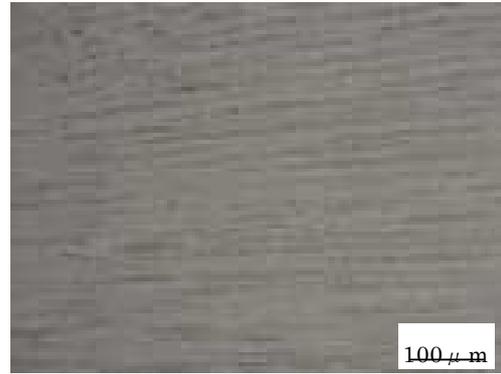
(c) 溶接部境界から 1mm (倍率 200)



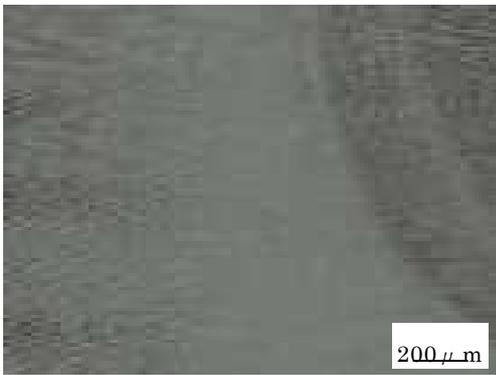
(c') 溶接部境界から 1mm (倍率 500)



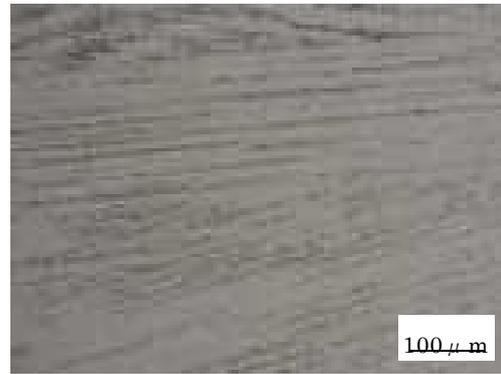
(d) 溶接部境界から 2mm (倍率 200)



(d') 溶接部境界から 2mm (倍率 500)

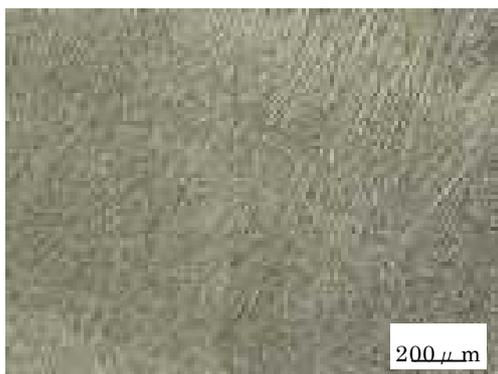


(e) 溶接部境界から 3mm (倍率 200)



(e') 溶接部境界から 3mm (倍率 500)

図 3.2.3-33 下降管マイクロ組織観察結果 (セーフエンド側 Nic70A 1/2t)



(a) 溶接金属 (倍率 200)



(a') 溶接金属 (倍率 500)

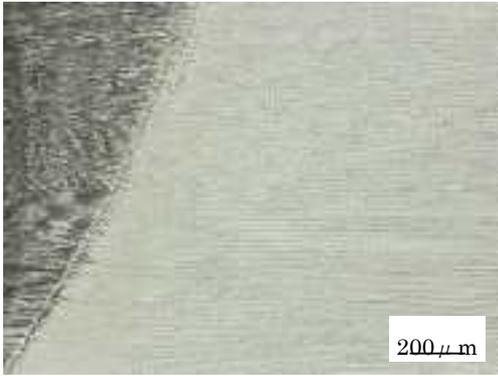
図 3.2.3-34 下降管マイクロ組織観察結果 (DEPO、インコネル 82T、1/2t)



(a) 溶接部境界 (倍率 200)



(a') 溶接部境界 (倍率 500)



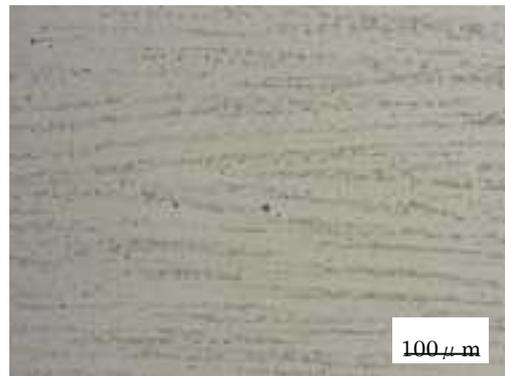
(b) 溶接部境界から 0.5mm (倍率 200)



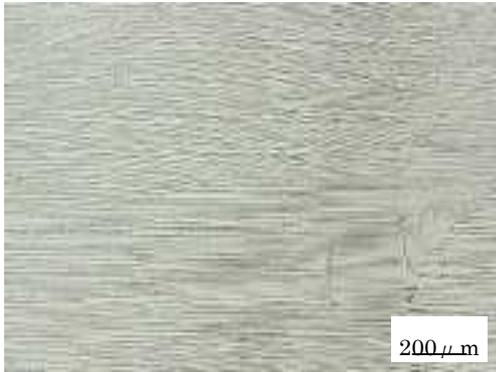
(b') 溶接部境界から 0.5mm (倍率 500)



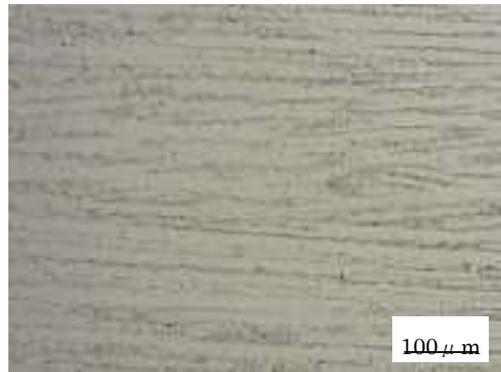
(c) 溶接部境界から 1mm 倍率 200)



(c') 溶接部境界から 1mm (倍率 500)



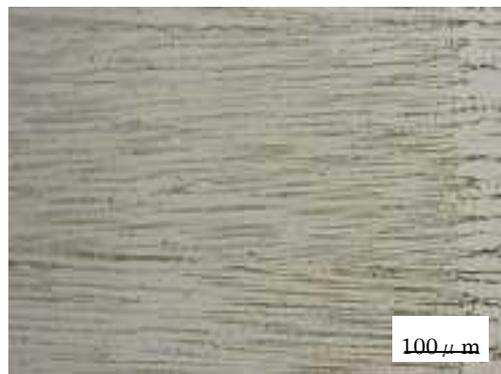
(d) 溶接部境界から 2mm (倍率 200)



(d') 溶接部境界から 2mm (倍率 500)



(e) 溶接部境界から 3mm (倍率 200)



(e') 溶接部境界から 3mm (倍率 500)

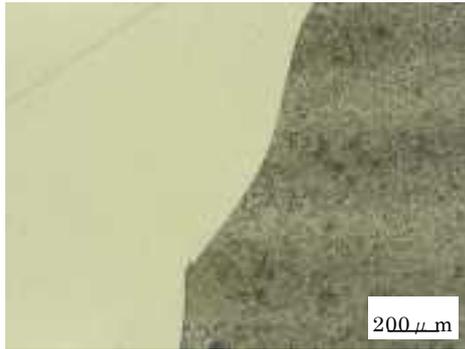


(f) 溶接部境界から 5mm (倍率 200)

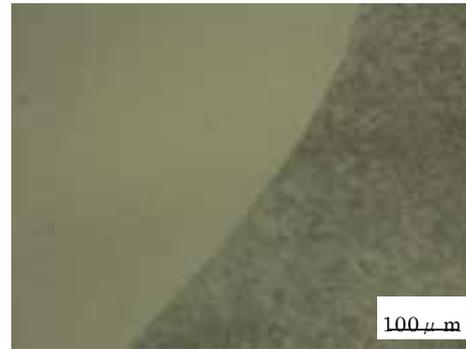


(f') 溶接部境界から 5mm (倍率 500)

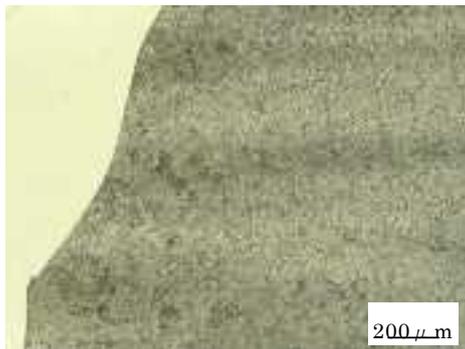
図 3.2.3-35 下降管マイクロ組織観察結果 (ノズル側、NiC70A、1/2t)



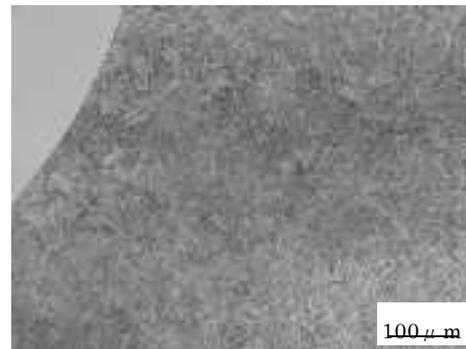
(a) バタリング境界 (倍率 200)



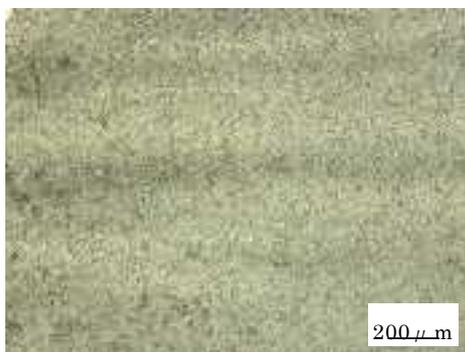
(a') バタリング境界 (倍率 500)



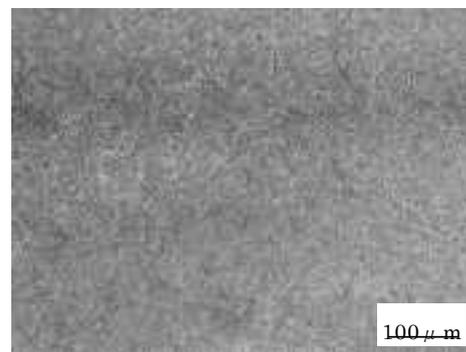
(b) バタリング境界から 0.5mm (倍率 200)



(b') バタリング境界から 0.5mm (倍率 500)



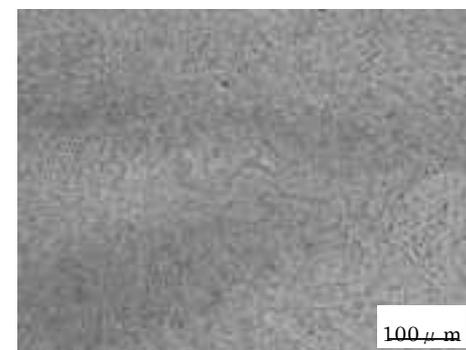
(c) バタリング境界から 1mm (倍率 200)



(c') バタリング境界から 1mm (倍率 500)



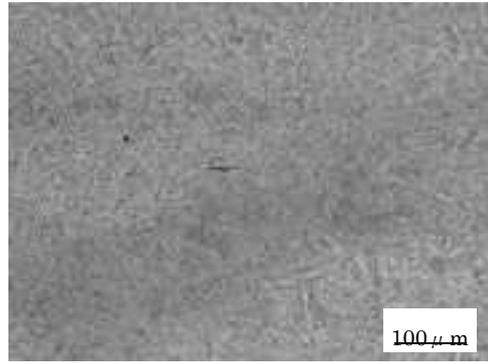
(d) バタリング境界から 2mm (倍率 200)



(d') バタリング境界から 2mm (倍率 500)



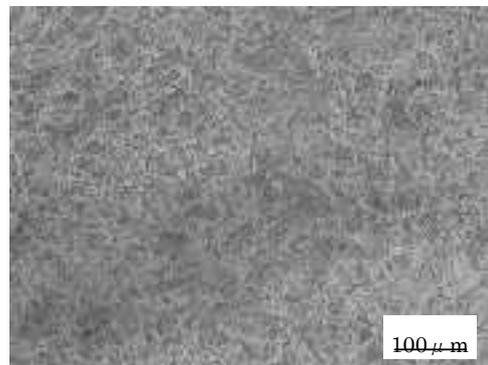
(e) バタリング境界から 3mm (倍率 200)



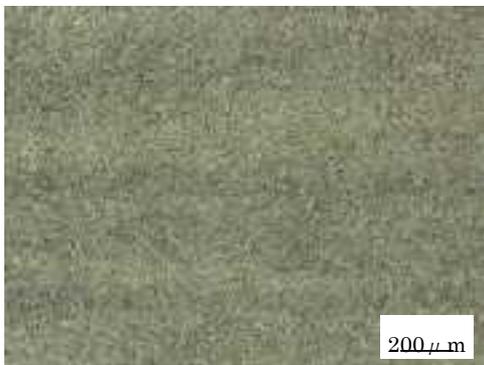
(e') バタリング境界から 3mm (倍率 500)



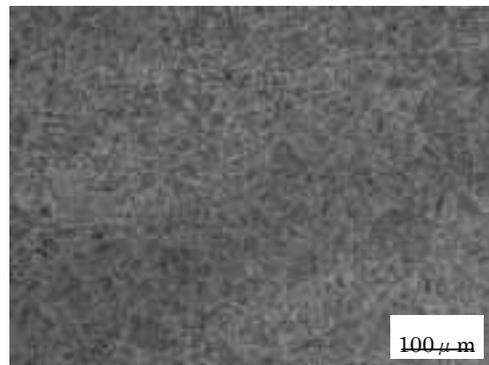
(f) バタリング境界から 5mm (倍率 200)



(f') バタリング境界から 5mm (倍率 500)



(g) 母材 (倍率 200)



(g') 母材 (倍率 500)

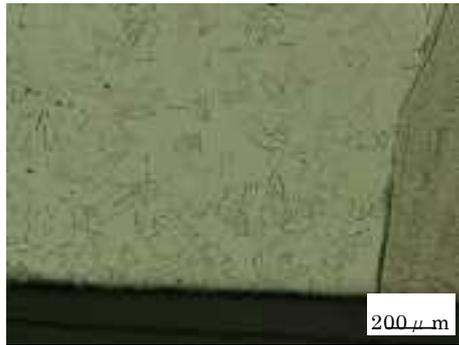
図 3.2.3-36 下降管マイクロ組織観察結果 (ノズル側、SA350LF2、1/2t)



(a) バタリング境界 (倍率 200)



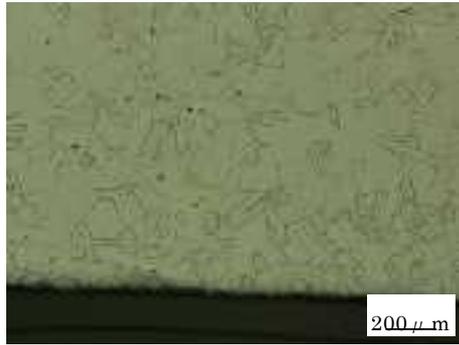
(a') バタリング境界 (倍率 500)



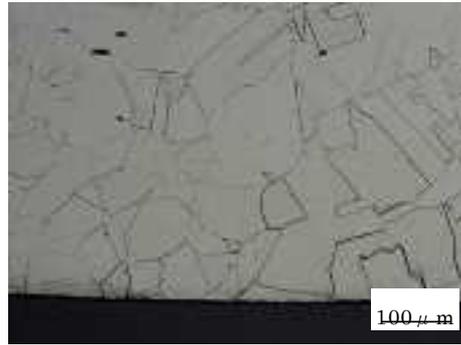
(b) バタリング境界から 0.5mm (倍率 200)



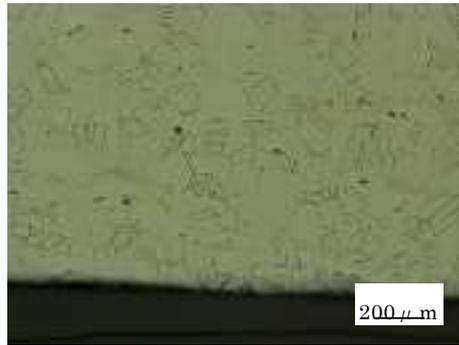
(b') バタリング境界から 0.5mm (倍率 500)



(c) バタリング境界から 1mm (倍率 200)



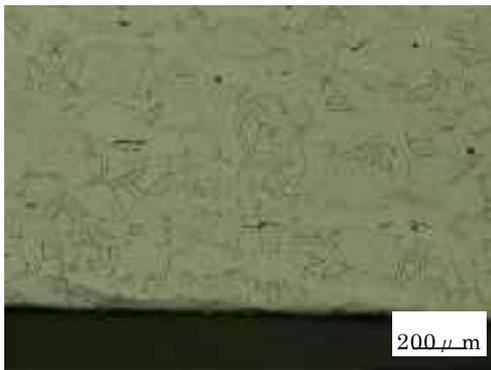
(c') バタリング境界から 1mm (倍率 500)



(d) バタリング境界から 2mm (倍率 200)



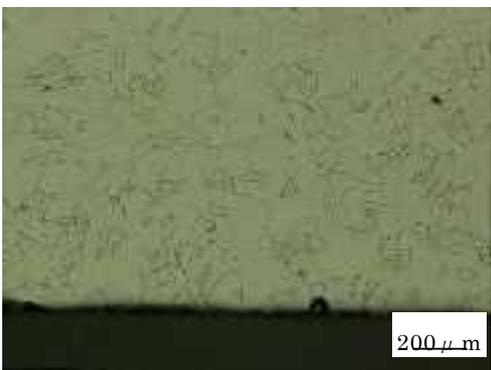
(d') バタリング境界から 2mm (倍率 500)



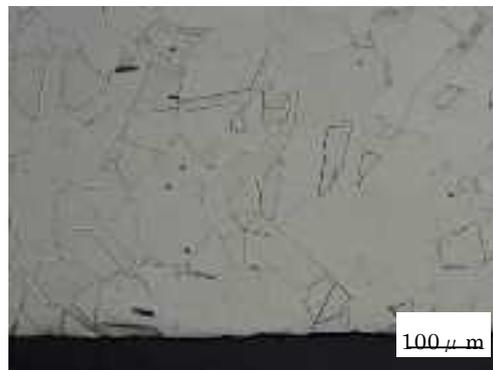
(e) バタリング境界から 3mm (倍率 200)



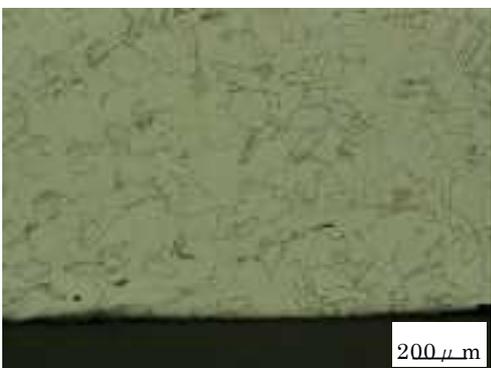
(e') バタリング境界から 3mm(倍率 500)



(f) バタリング境界から 5mm (倍率 200)



(f') バタリング境界から 5mm (倍率 500)

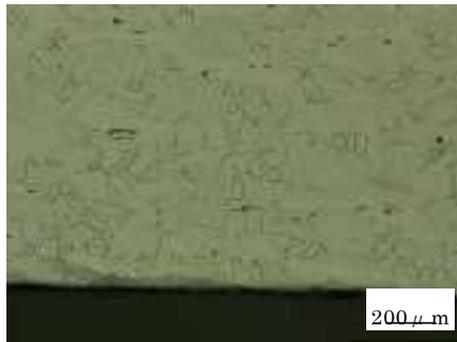


(g) 母材 (倍率 200)



(g') 母材 (倍率 200)

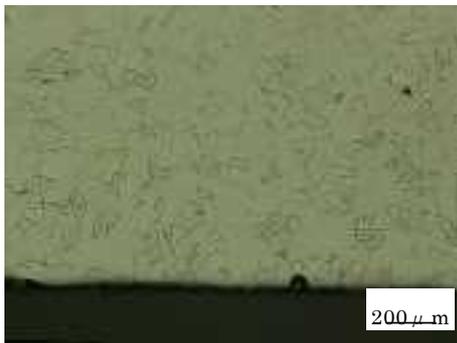
図 3.2.3-37 給水管マイクロ組織観察結果 (セーフエンド側、SUS316L、表層)



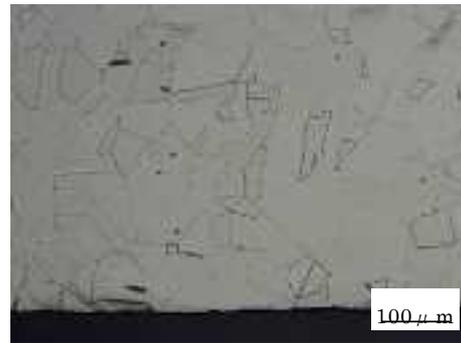
(e) バタリング境界から 3mm (倍率 200)



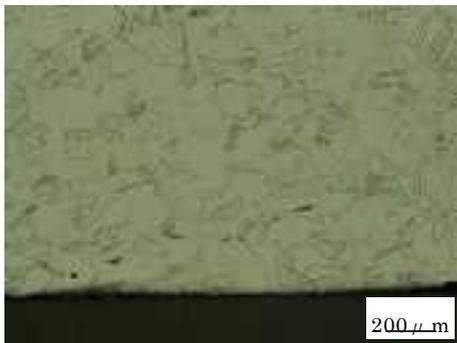
(e') バタリング境界から 3mm (倍率 500)



(f) バタリング境界から 5mm (倍率 200)



(f') バタリング境界から 5mm (倍率 500)



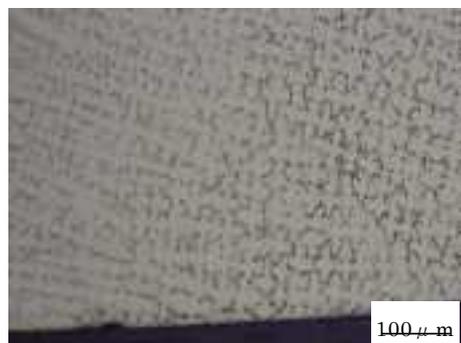
(g) 母材 (倍率 200)



(g') 母材 (倍率 200)

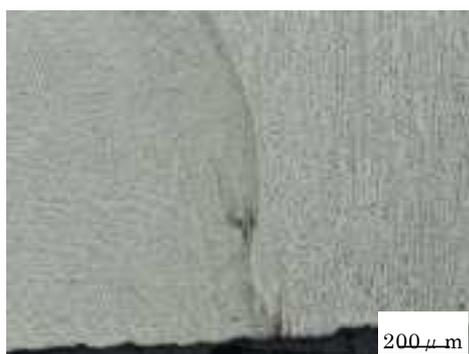


(a) 溶接金属 (倍率 200)

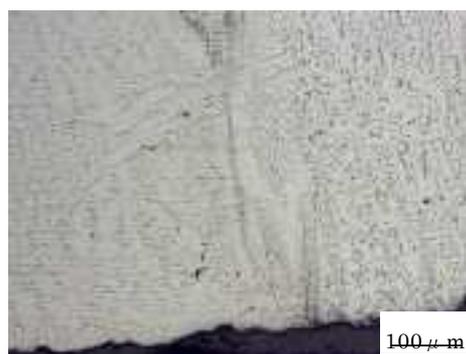


(a') 溶接金属 (倍率 500)

図 3.2.3-38 下降管マイクロ組織観察結果 (DEPO、インコネル 82T、表層)



(a) バタリング境界 (倍率 200)



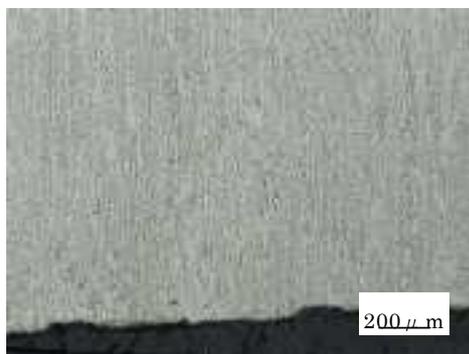
(a') バタリング境界 (倍率 500)



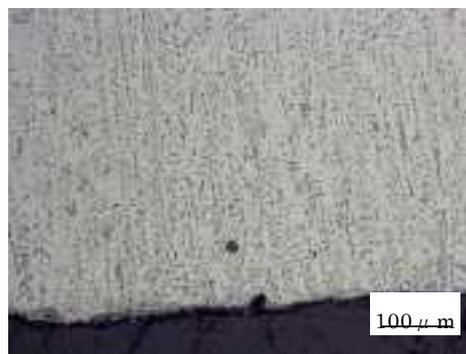
(b) バタリング境界から 0.5mm (倍率 200)



(b') バタリング境界から 0.5mm (倍率 500)



(c) バタリング境界から 1mm (倍率 200)



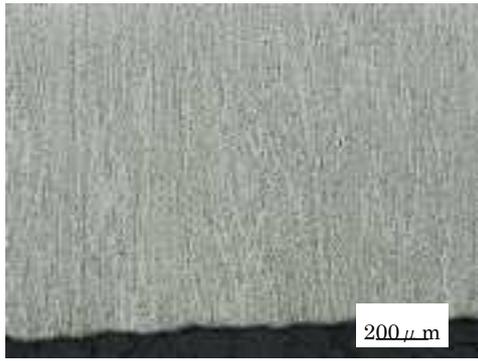
(c') バタリング境界から 1mm (倍率 500)



(d) バタリング境界から 2mm (倍率 200)



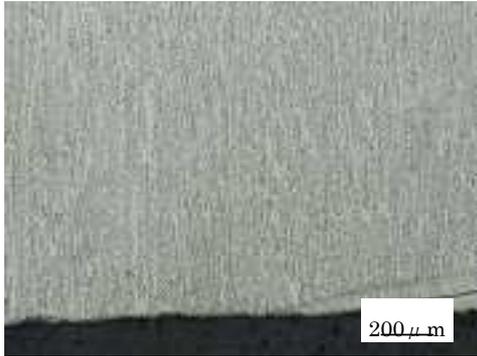
(d') バタリング境界から 2mm (倍率 500)



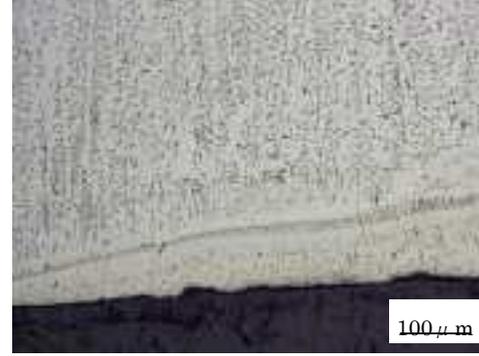
(e) バタリング境界から 3mm (倍率 200)



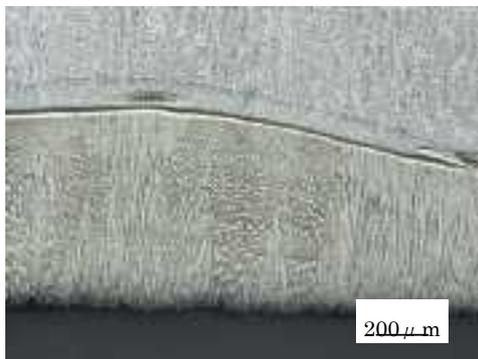
(e') バタリング境界から 3mm (倍率 500)



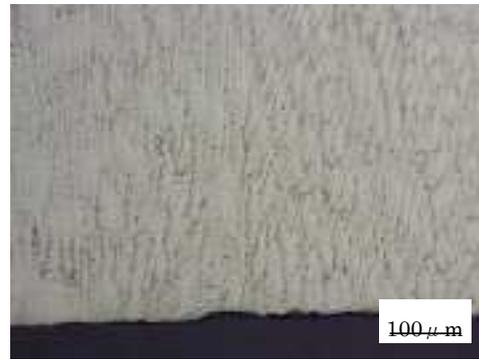
(f) バタリング境界から 5mm (倍率 200)



(f') バタリング境界から 5mm (倍率 500)



(g) 母材 (倍率 200)

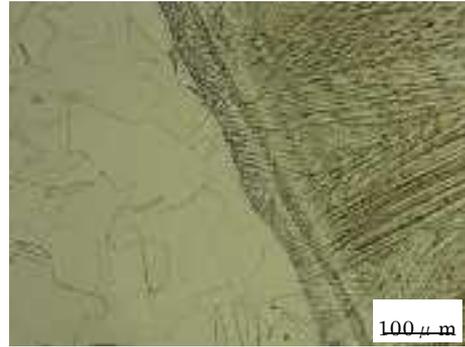


(g') 母材 (倍率 500)

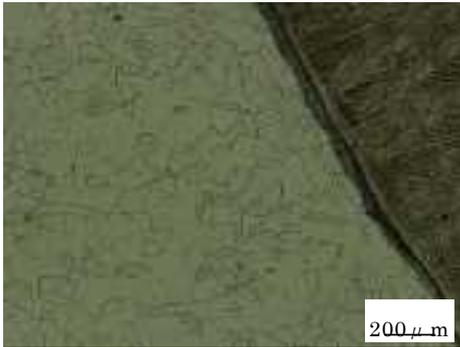
図 3.2.3-39 給水管マイクロ組織観察結果 (ノズル側、SUS304 クラッド、表層)



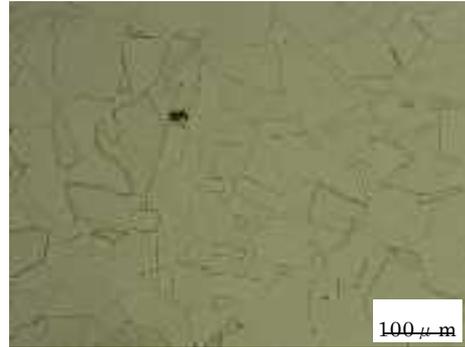
(a) バタリング境界 (倍率 200)



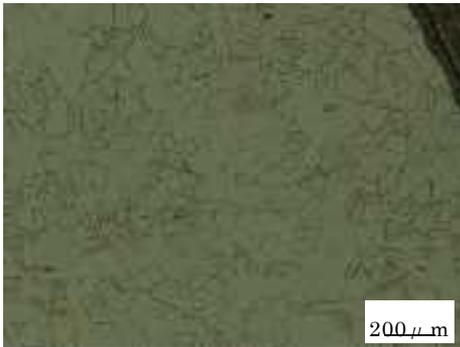
(a') バタリング境界 (倍率 500)



(b) バタリング境界から 0.5mm (倍率 200)



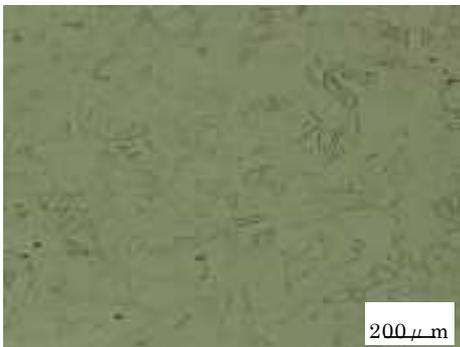
(b') バタリング境界から 0.5mm (倍率 500)



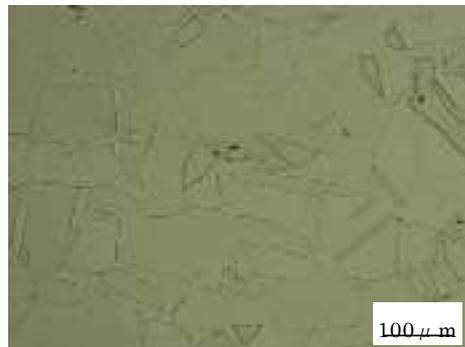
(c) バタリング境界から 1mm (倍率 200)



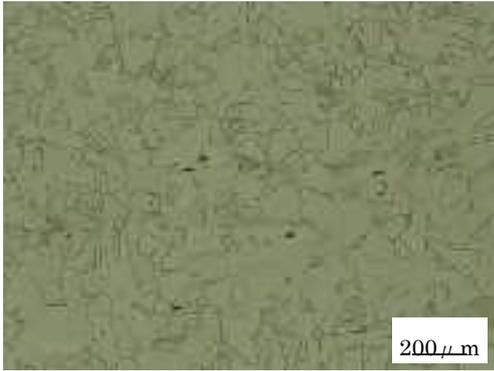
(c') バタリング境界から 1mm (倍率 500)



(d) バタリング境界から 2mm (倍率 200)



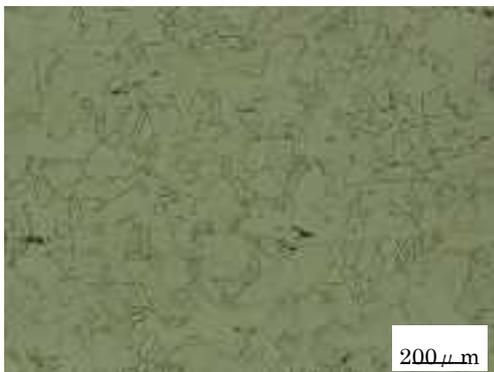
(d') バタリング境界から 2mm (倍率 500)



(e) バタリング境界から 3mm (倍率 200)



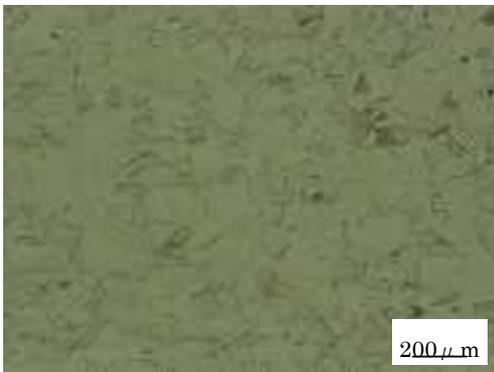
(e') バタリング境界から 3mm (倍率 500)



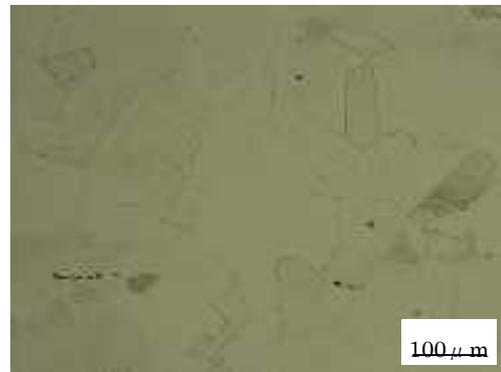
(f) バタリング境界から 5mm (倍率 200)



(f') バタリング境界から 5mm (倍率 500)



(a) 母材 (SUS316L) (倍率 200)



(a') 母材 (SUS316L) (倍率 500)

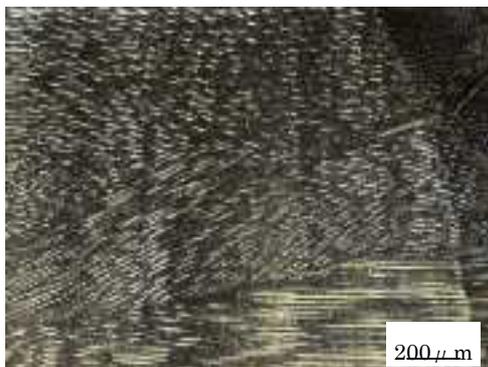
図 3.2.3-40 給水管マイクロ組織観察結果 (セーフエンド側、SUS316L、内面から 1/4t)



(a) 溶接部境界 (倍率 200)



(a') 溶接部境界 (倍率 500)



(b) 溶接部境界から 0.5mm (倍率 200)



(b') 溶接部境界から 0.5mm (倍率 500)



(c) 溶接部境界から 1mm (倍率 200)



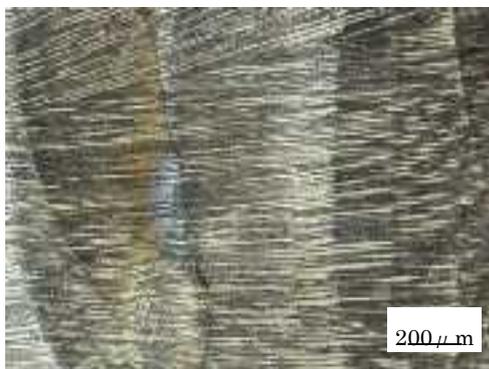
(c') 溶接部境界から 1mm (倍率 500)



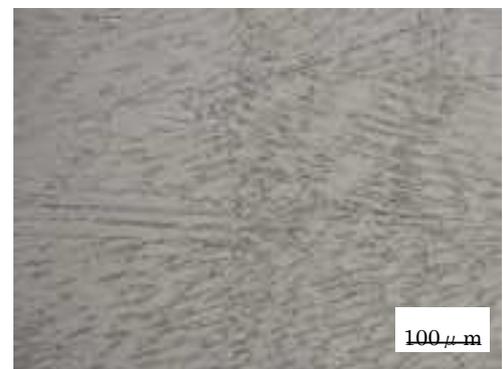
(d) 溶接部境界から 2mm (倍率 200)



(d') 溶接部境界から 2mm (倍率 500)



(e) 溶接部境界から 3mm (倍率 200)



(e') 溶接部境界から 3mm (倍率 500)

図 3.2.3-41 下降管マイクロ組織観察結果 (セーフエンド側、NiC70A、内面から 1/4t)

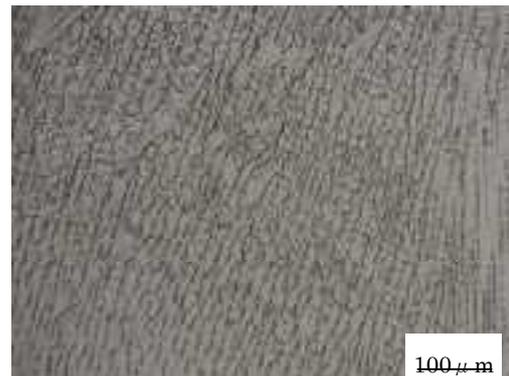


図 3.2.3-42 給水管マイクロ組織観察結果 (DEPO、インコネル 82T、内面から 1/4t)



(a) 溶接部境界 (倍率 200)



(a') 溶接部境界 (倍率 500)



(b) 溶接部境界から 0.5mm (倍率 200)



(b') 溶接部境界から 0.5mm (倍率 500)



(c) 溶接部境界から 1mm (倍率 200)



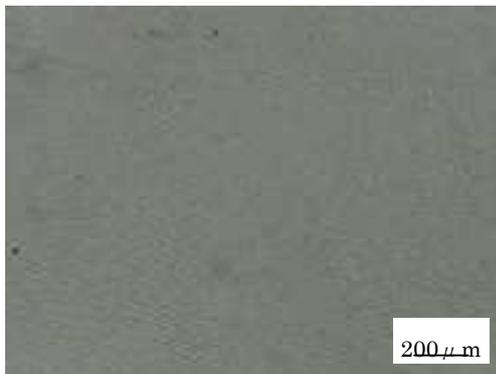
(c') 溶接部境界から 1mm (倍率 500)



(d) 溶接部境界から 2mm (倍率 200)



(d') 溶接部境界から 2mm (倍率 500)

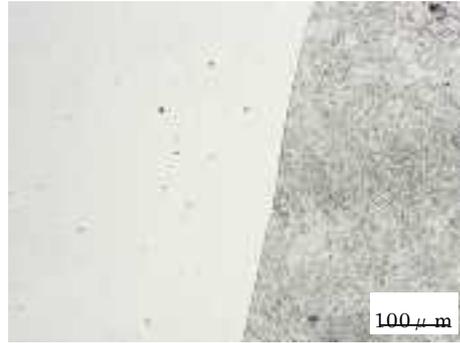


(e) 溶接部境界から 3mm (倍率 200)

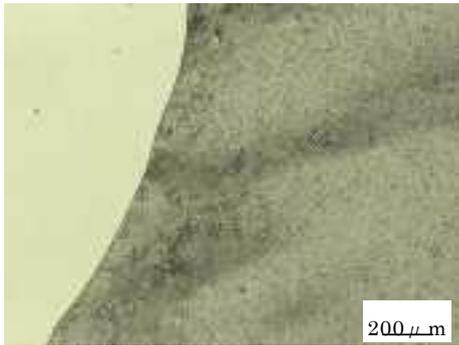


(e') 溶接部境界から 3mm (倍率 500)

図 3.2.3-43 給水管マイクロ組織観察結果 (ノズル側、NiC70A、内面から 1/4t)



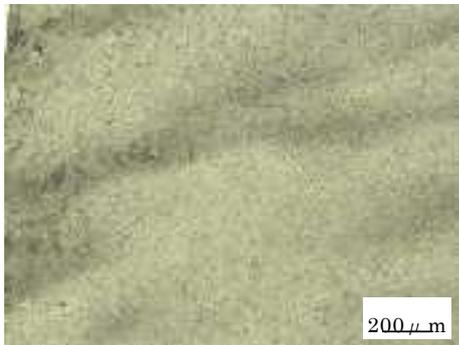
(a') バタリング境界 (倍率 500)



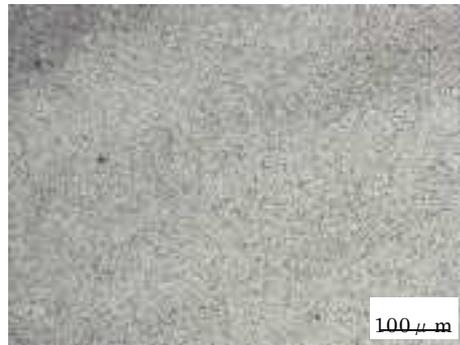
(b) バタリング境界から 0.5mm (倍率 200)



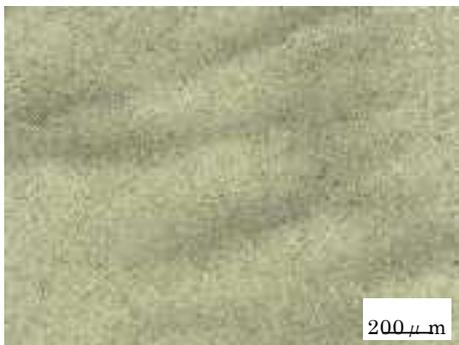
(b') バタリング境界から 0.5mm (倍率 500)



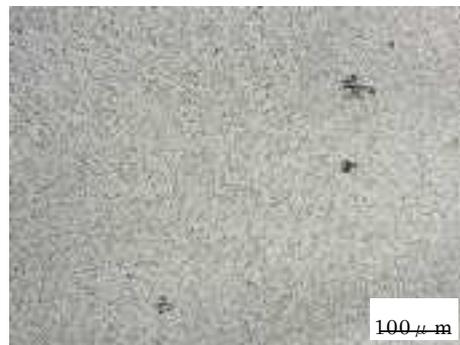
(c) バタリング境界から 1mm (倍率 200)



(c') バタリング境界から 2mm (倍率 500)



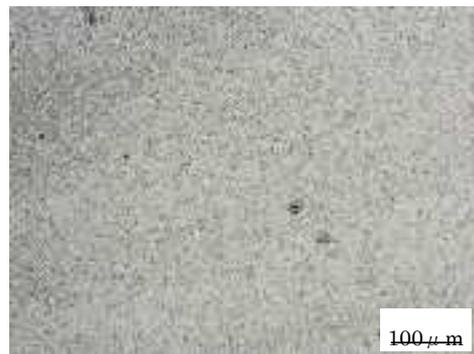
(d) バタリング境界から 2mm (倍率 200)



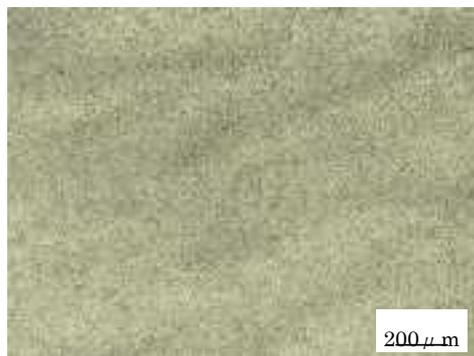
(d') バタリング境界から 2mm (倍率 500)



(e) バタリング境界から 3mm (倍率 200)



(e') バタリング境界から 3mm (倍率 500)



(f) バタリング境界から 5mm (倍率 200)



(f') バタリング境界から 5mm (倍率 500)

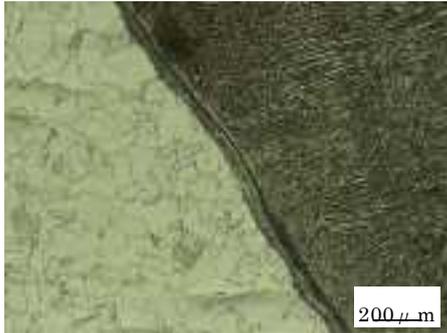


(b) 母材 (SA350LF2) (倍率 200)

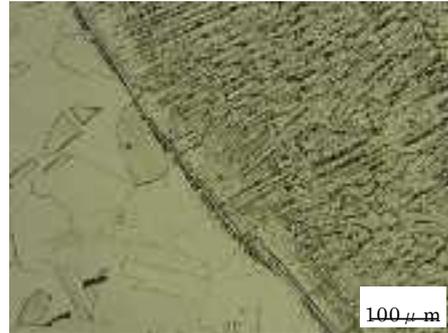


(b') 母材 (SA350LF2) (倍率 200)

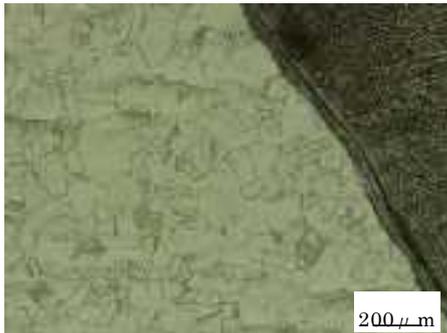
図 3.2.3-44 給水管マイクロ組織観察結果 (ノズル側、SA350LF2、内面から 1/4t)



(a) バタリング境界 (倍率 200)



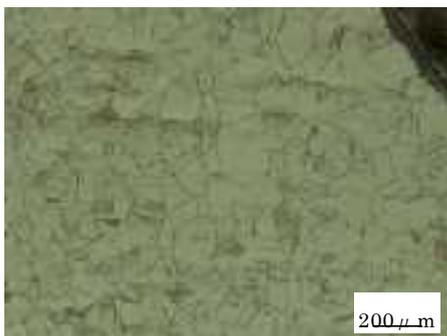
(a') バタリング境界 (倍率 500)



(b) バタリング境界から 0.5mm (倍率 200)



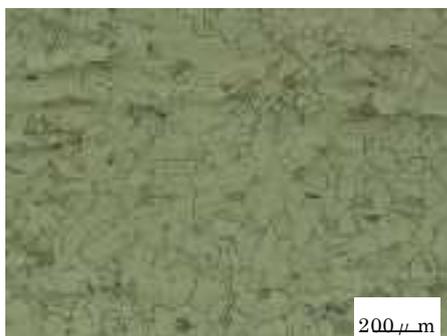
(b') バタリング境界から 0.5mm (倍率 500)



(c) バタリング境界から 1mm (倍率 200)



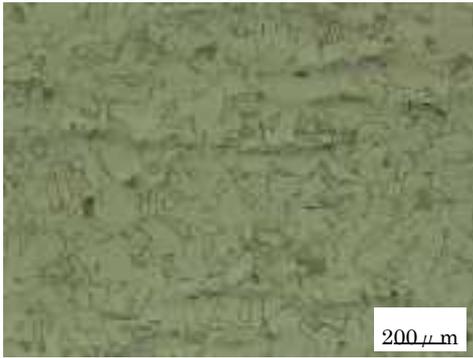
(c') バタリング境界から 1mm (倍率 500)



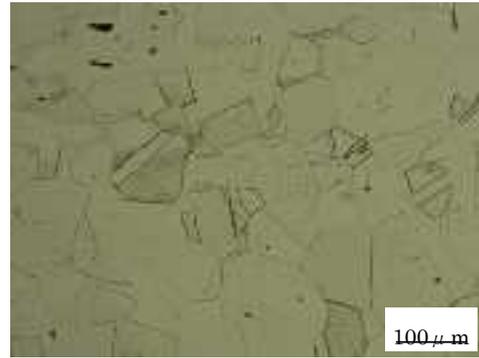
(d) バタリング境界から 2mm (倍率 200)



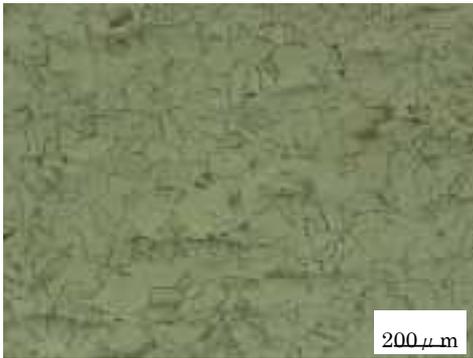
(d') バタリング境界から 2mm (倍率 500)



(e) バタリング境界から 3mm (倍率 200)



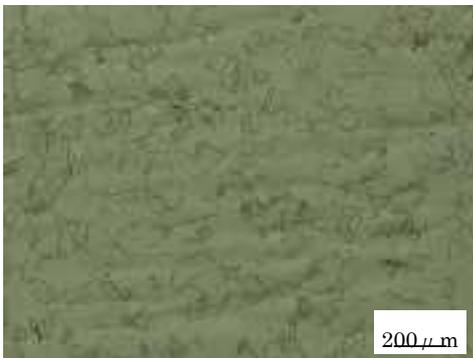
(e') バタリング境界から 3mm (倍率 500)



(f) バタリング境界から 5mm (倍率 200)



(f') バタリング境界から 5mm (倍率 500)

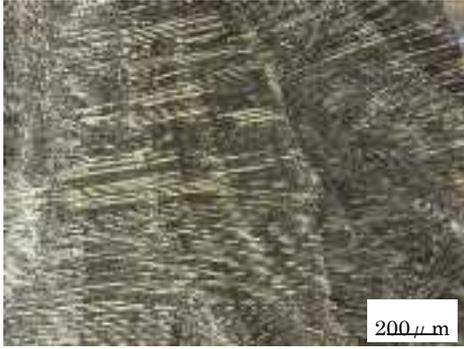


(g) 母材 (倍率 200)



(g') 母材 (倍率 500)

図 3.2.3-45 給水管マイクロ組織観察結果 (セーフエンド側、SUS316L、内面から 1/2t)



(a) 溶接部近傍 (倍率 200)



(a') 溶接部近傍 (倍率 500)



(b) 溶接部から 0.5mm (倍率 200)



(b') 溶接部から 0.5mm (倍率 500)



(c) 溶接部境界から 1mm (倍率 200)



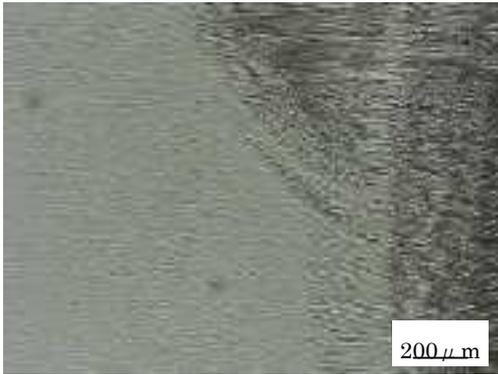
(c') 溶接部境界から 1mm (倍率 500)



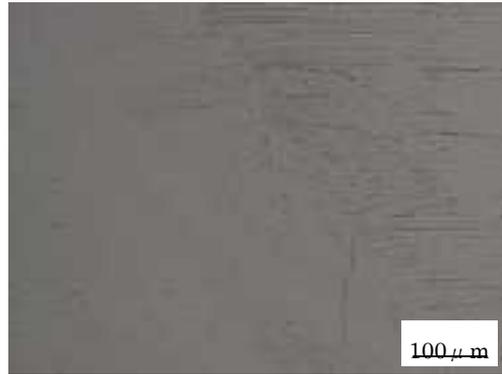
(d) 溶接部境界から 2mm (倍率 200)



(d') 溶接部境界から 2mm (倍率 500)



(e) 溶接部境界から 3mm (倍率 200)



(e') 溶接部境界から 3mm (倍率 500)



(f) 溶接部境界から 5mm (倍率 200)



(f') 溶接部境界から 5mm (倍率 500)

図 3.2.3-46 給水管マイクロ組織観察結果 (セーフエンド側、NiC70A、内面から 1/2t)



(c) (倍率 200)



(c') (倍率 500)

図 3.2.3-47 給水管マイクロ組織観察結果 (DEPO、インコネル 82T、内面から 1/2t)



(a) 溶接部境界 (倍率 200)



(a') 溶接部境界 (倍率 500)



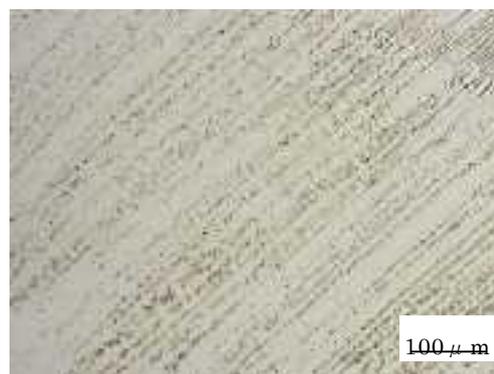
(b) 溶接部境界から 0.5mm (倍率 200)



(b') 溶接部境界から 0.5mm (倍率 500)



(c) 溶接部境界から 1mm (倍率 200)



(c') 溶接部境界から 1mm (倍率 500)



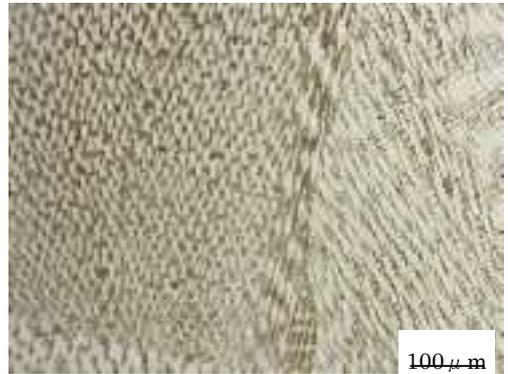
(d) 溶接部境界から 3mm (倍率 200)



(d') 溶接部境界から 3mm (倍率 500)



(e) 溶接部境界から 5mm (倍率 200)



(e') 溶接部境界から 5mm (倍率 500)

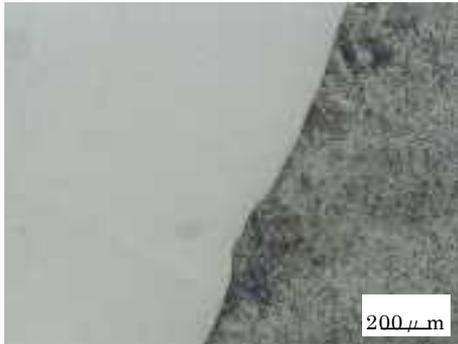


(f) (倍率 200)

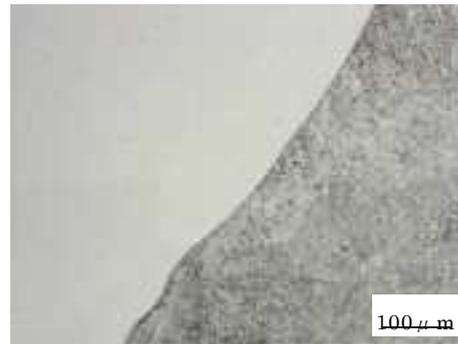


(f) (倍率 500)

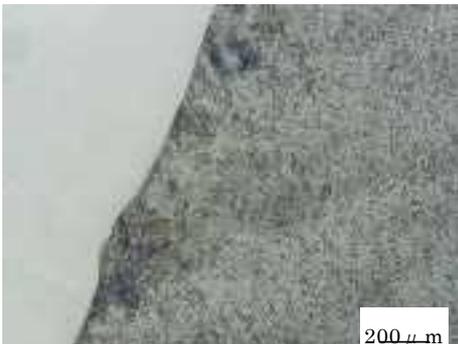
図 3.2.3-48 給水管マイクロ組織観察結果 (ノズル側、NiC70A、内面から 1/2t)



(a) 溶接部境界 (倍率 200)



(a') 溶接部境界 (倍率 500)



(b) 溶接部境界から 0.5mm (倍率 200)



(b') 溶接部境界から 0.5mm (倍率 500)



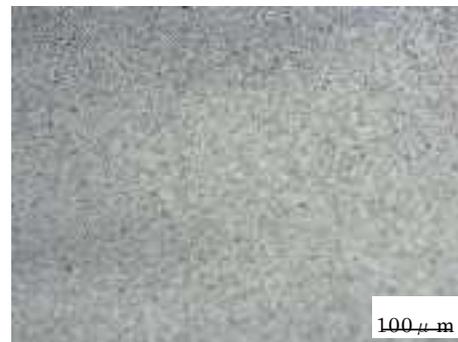
(c) 溶接部境界から 1mm (倍率 200)



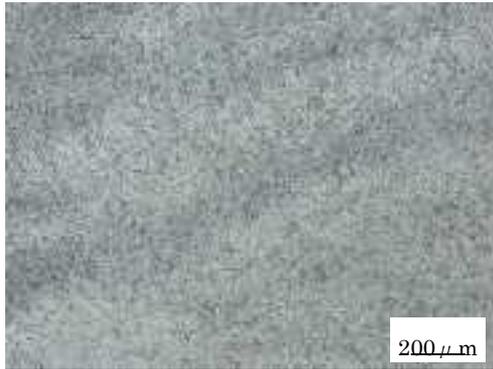
(c') 溶接部境界から 1mm (倍率 500)



(d) 溶接部境界から 2mm (倍率 200)



(d') 溶接部境界から 2mm (倍率 500)



(e) 溶接部境界から 3mm (倍率 200)



(e') 溶接部境界から 3mm (倍率 500)



(f) 溶接部境界から 5mm (倍率 200)



(f') 溶接部境界から 5mm (倍率 500)



(b) (倍率 200)



(b') (倍率 500)

図 3.2.3-49 給水管マイクロ組織観察結果 (ノズル側、SA350LF2、内面から 1/2t)

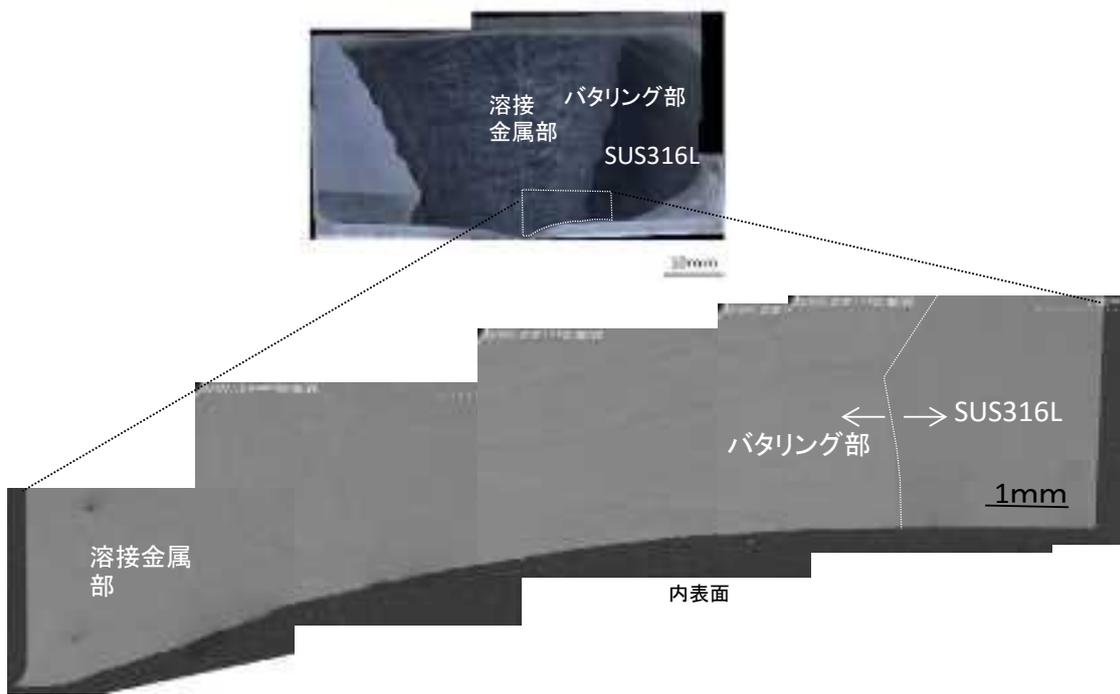
#### 3.2.3.4. 断面微細組織観察

##### 1) 測定方法

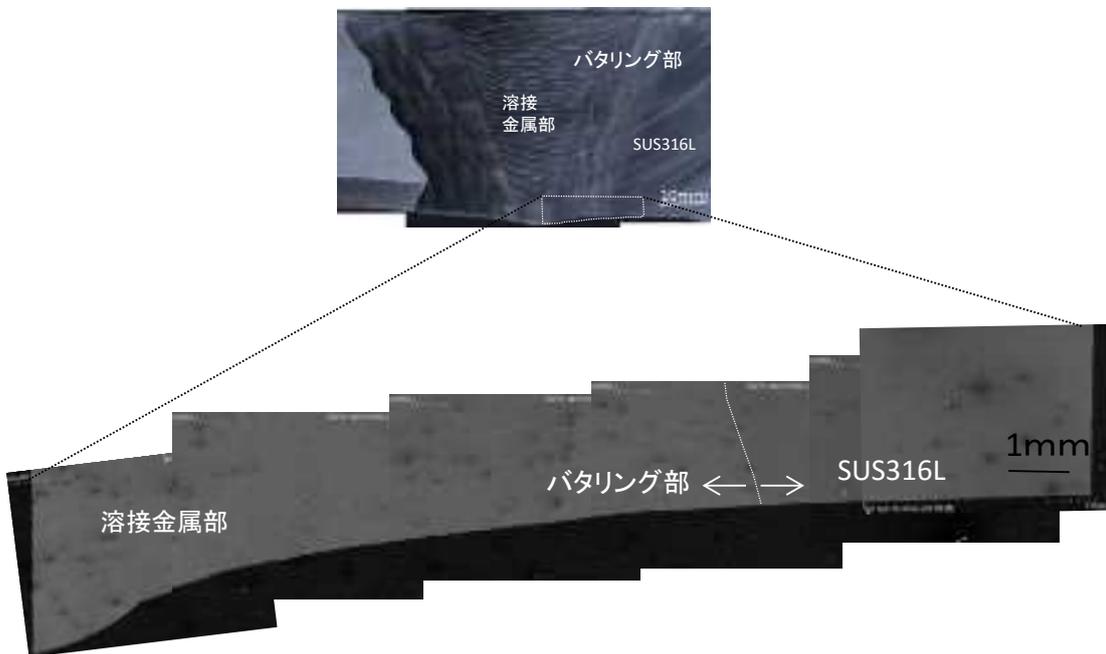
精密加工した試験片を樹脂包埋後、鏡面研磨した。高分解能 SEM（走査型電子顕微鏡、日立製 SU-70）を用いて、下降管及び給水管ノズルセーフエンドにおける異材溶接部の観察を行った。

##### 2) 測定結果

図 3.2.3-50 に下降管及び給水管ノズルセーフエンドにおける異材溶接部の断面 SEM 像を示す。SUS316L と肉盛溶接（バターリング）境界から溶接中心方向に約 15mm、内表面から深さ方向約 3mm の領域で観察した結果、マイクロクラック、き裂などの欠陥は認められなかった。特に、Ni 基合金溶接部で報告される高温割れは発見されなかった。



a) 下降管ノズルセーフエンド溶接部



b) 給水管ノズルセーフエンド溶接部

図 3.2.3-50 下降管及び給水管ノズルセーフエンド溶接部 SEM 像



### 3.2.4. 溶接残留応力測定

#### 3.2.4.1. 測定方法

歪ゲージ法により配管内外面での溶接残留応力を測定した。

表 3.2.4-1 に使用した歪ゲージの一覧を示す。歪ゲージ貼付位置は図 3.2.4-1 に示すとおりであり、配管内面の溶接ビードルート部付近については短間隔での測定を行うために5連2軸ゲージを使用した。図 3.2.4-2 に配管内外面への歪ゲージ貼付状況を示す。この状態で歪初期値を測定した。

歪ゲージを貼付した配管はゲージの周りを図 3.2.4-3 のように短冊状に切断し、この状態で歪の指示値を再度測定し中間値として記録した。短冊状試験片への切断作業状況を図 3.2.4-4 に示す。切断にあたってはサーモラベル及びデジタル温度計による試験片の温度管理を行い、試験片が高温とにならないように細心の注意を払った。

次いで短冊状試験片の歪ゲージの周りを図 3.2.4-5 に示すように切断し細断試験片とした。切断に使用した精密切断機の外観を図 3.2.4-6 に示す。細断試験片のそれぞれの歪ゲージの歪指示値を測定し、残留応力を算出した。図 3.2.4-7 に歪測定作業の状況を、表 3.2.4-2 に算出に用いた各部材の物性値を示す。

表 3.2.4-1 使用歪ゲージ一覧

	名称	型式	ゲージ率*
①	2軸ゲージ	共和電業製KHG-1-120-D16-16	2.07
②	5連2軸ゲージ	共和電業製KHG-1-120-D39-16	2.08

\*ゲージ率:製造ロット毎の補正係数

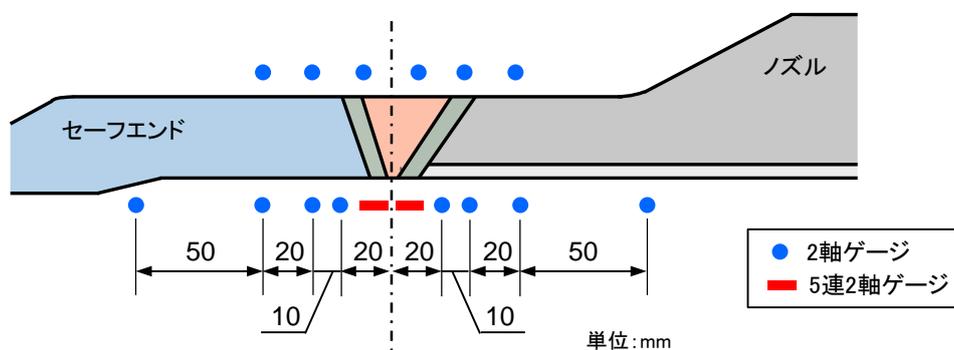


図 3.2.4-1 歪ゲージ貼付位置



外面



内面

図 3.2.4-2 配管内外面への歪ゲージ貼付状況



図 3.2.4-3 短冊状試験片



図 3.2.4-4 バンドソーによる短冊状切断作業状況



図 3.2.4-5 細断試験片



図 3.2.4-6 精密切断機



図 3.2.4-7 歪測定作業状況

表 3.2.4-2 各部材の物性値

測定部位	材質	ヤング率(GPa)	ポアソン比
セーフエンド	SUS316L	200	0.25
溶接金属	ニッケル基合金	214	0.32
ノズル	炭素鋼	205	0.30

### 3.2.4.2. 測定結果

#### 1) 下降管ノズルセーフエンド部

内表面での測定結果を図 3.2.4-8 に示す。溶接部で軸方向に高い引張残留応力(530MPa)が発生していることが分かる。一方、周方向についてはセーフエンド側(SUS316L)の母材で引張残留応力がみられるものの主として圧縮応力の状態にある。これは軸方向の拘束力は周方向に比較すると大きいいため溶接金属が凝固後に高い引張残留応力となったと推測される。子細にみるとバタリング部での軸方向の引張残留応力が最大であり、溶接ビードのルート部付近はそれよりもやや低い値となっている。溶接ビードのルート部は最初に溶接金属が凝固し拘束材として働く部分であるため、そのごく近傍の両側に高い引張残留応力が発生し二つのピークをもったプロファイルとなったものと考えられる。セーフエンドの母材部とノズルの母材部とではプロファイルが異なっているのは、両者の熱伝導の違いによるものと思われる。ノズル側の炭素鋼はSUS316Lよりも熱伝導率が大きく、しかも蒸気ドラムという大きなヒートシンクが近傍にあるため、熱源からの距離が比較的短い箇所では残留応力はゼロになったものと思われる。

外表面での測定結果を図 3.2.4-9 に示す。溶接部及び母材に僅かな引張残留応力が発生しているが、残留応力値に部位及び測定方向による明確な傾向は認められない。外表面の溶接金属は最後に凝固した部分であり、それ以前に凝固した部分が拘束材として働いているので、ここには大きな残留応力は発生せず、全体として僅かな引張残留応力が生じた状態となったものと考えられる。

#### 2) 給水管ノズルセーフエンド部

内表面での測定結果を図 3.2.4-10 に示す。セーフエンド側のバタリングでの残留応力が低いことを除けば、下降管と非常に似通った残留応力の状態になっていることが分かる。

ノズル側のバタリング部に軸方向に高い引張残留応力が発生しており、下降管の場合と同様の状態である。ただし下降管に比べるとその値は半分程度である。周方向についてはセーフエンド側(SUS316L)の母材で引張残留応力がみられるものの主として圧縮応力の状態にあり、これも下降管と同様の傾向である。

外表面での測定結果を図 3.2.4-11 に示す。下降管と同様に溶接部及び母材は主として引張応力の状態にある。また、残留応力値に部位及び測定方向による明確な傾向は認められないことも下降管の場合と同様である。

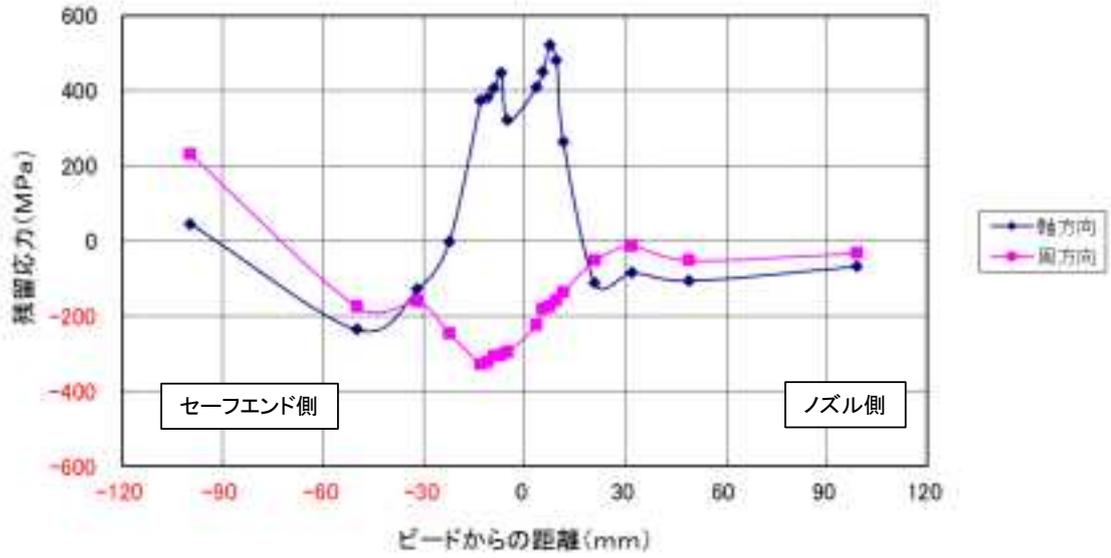


図 3.2.4-8 残留応力測定結果（下降管内表面）

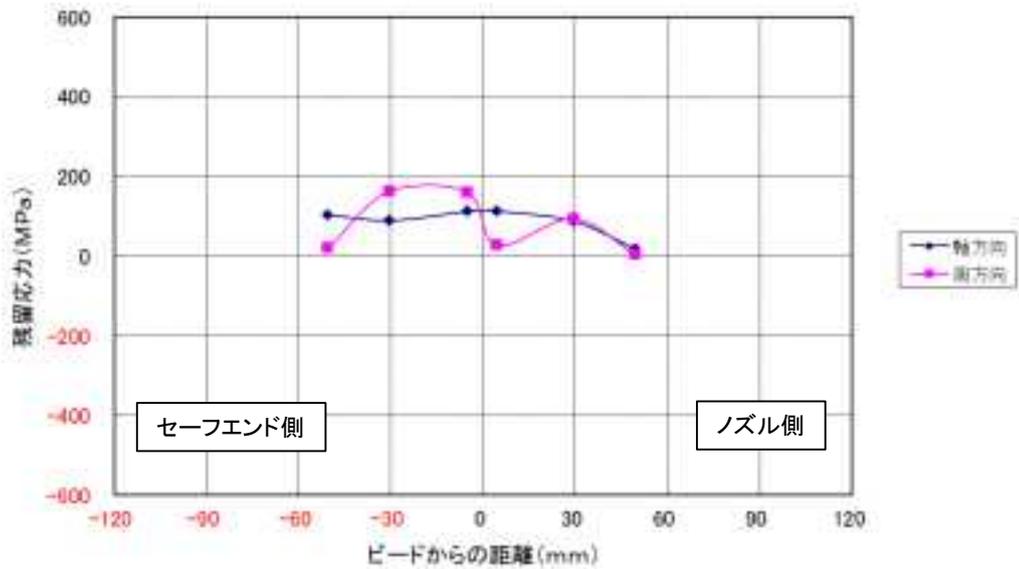


図 3.2.4-9 残留応力測定結果（下降管外表面）

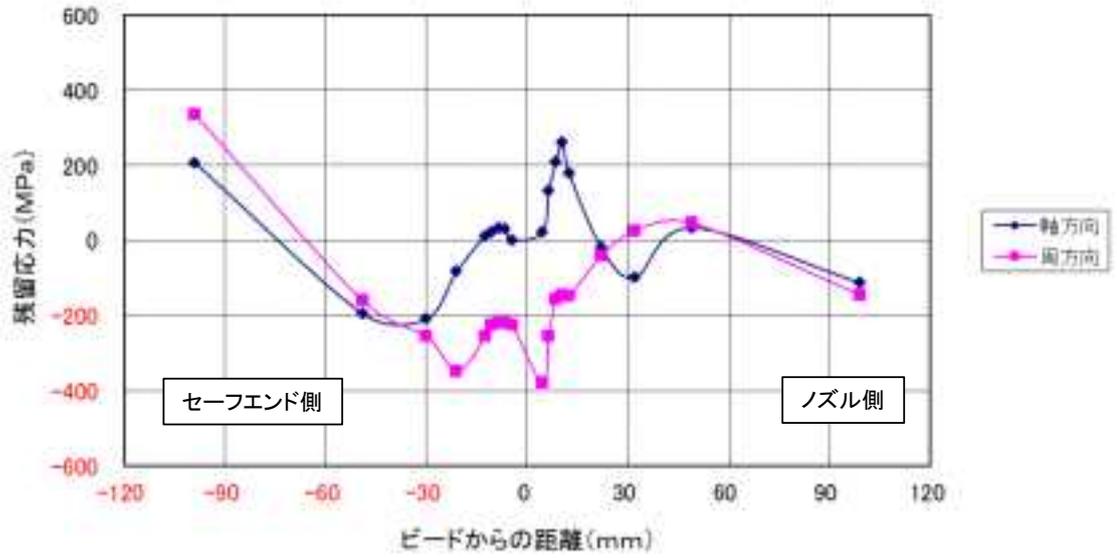


図 3.2.4-10 残留応力測定結果（給水管内表面）

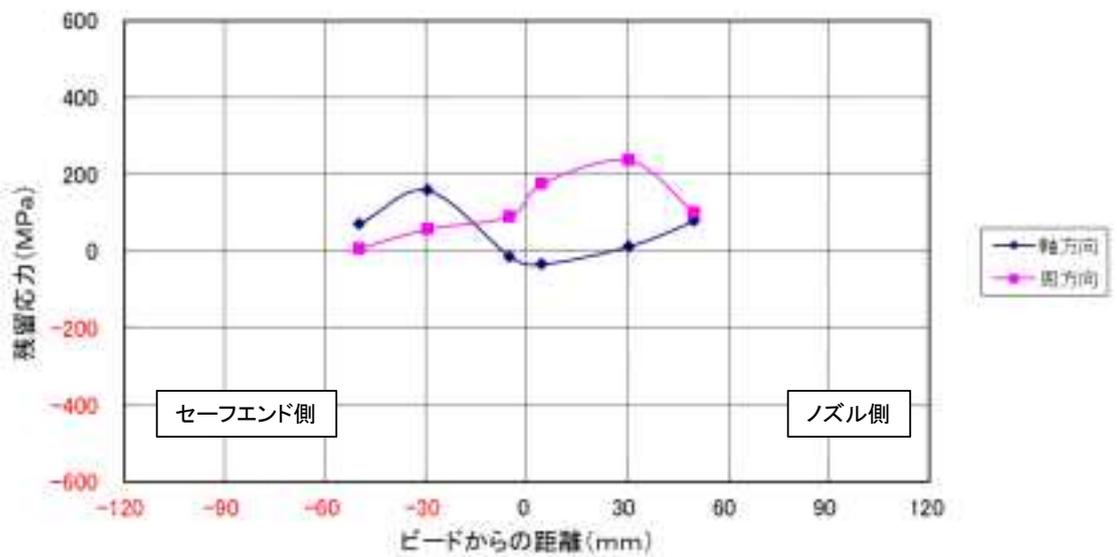


図 3.2.4-11 残留応力測定結果（給水管外表面）



### 3.2.5. 材料特性の確認

調査対象サンプルの材料の健全性を確認するために各種材料特性の評価を行った。

#### 3.2.5.1. フェライト量測定

一般に、フェライトは溶接割れを抑制する役割がある一方、熱時効脆化の原因にもなる。SCCに溶接割れと熱時効脆化の影響を見極めるため、以下の測定方法でフェライト量の測定を行った。

##### 1) 測定方法

フェライト量測定は、溶接金属、バタリング、熱影響部 (HAZ) 及び母材を対象に、JIS Z 3119に準拠した磁気誘導法とし、フェライトスコープにより実施した。同一測定点に対して5回計測し、平均値を測定した。測定ピッチ2mm以下のフェライト量分布の計測し、評価した。装置名は下記の通り。

装置名：MP-30 フィッシャーインスルメント製

フェライト量の測定箇所を図 3.2.5-1に示す。測定箇所は①溶接金属 (溶接中心線)、②溶接金属及びバタリング内部、③バタリング部/SUS316L或いは炭素鋼境界、④溶接熱影響部、⑤母材とした。

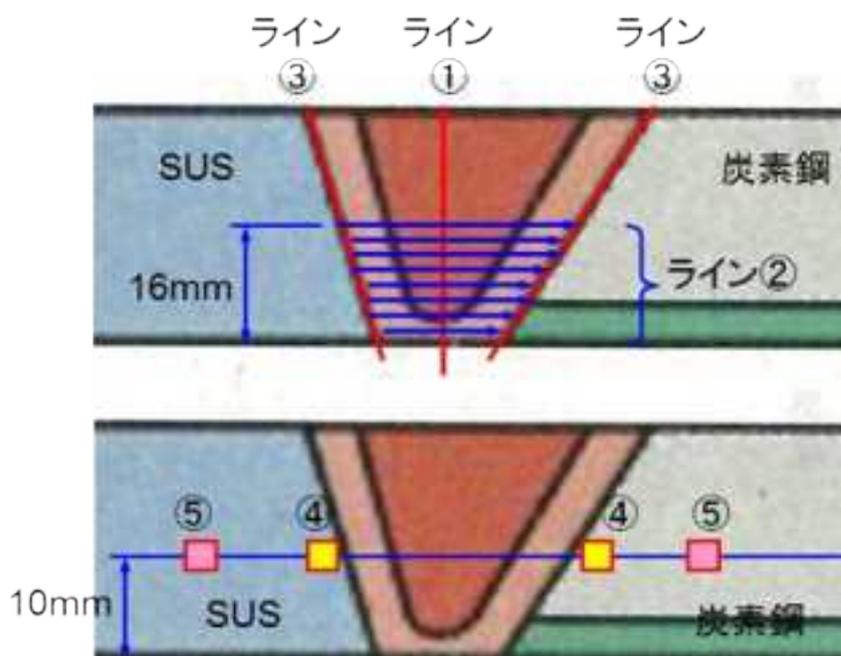


図 3.2.5-1 フェライト量測定箇所

## 2) 測定結果

表 3.2.5-1 に下降管ノズルセーフエンド溶接部の溶接金属 (ライン①)、バタリング部とセーフエンド側 (SUS316L) との境界部 (ライン③) 及びバタリング部とノズル側 (炭素鋼) の境界部のフェライト量測定結果、表 3.2.5-2 に溶接金属及びバタリング内部 (ライン②) のフェライト量測定結果、表 3.2.5-3 にセーフエンド側 (SUS316L) 及びノズル側 (炭素鋼) の熱影響部及び母材のフェライト量平均値 (内表面から 10 mm) を示す。

また、給水管も同様に、表 3.2.5-4 に給水管ノズルセーフエンド溶接部の溶接金属 (ライン①)、バタリング部とセーフエンド側 (SUS316L) との境界部 (ライン③) 及びバタリング部とノズル側 (炭素鋼) の境界部のフェライト量測定結果、表 3.2.5-5 に溶接金属及びバタリング内部 (ライン②) のフェライト量測定結果、表 3.2.5-6 にセーフエンド側 (SUS316L) 及びノズル側 (炭素鋼) の熱影響部及び母材のフェライト量平均値 (内表面から 10 mm) を示す。いずれの表でも空欄は測定限界値以下を示す。

下降管、給水管ともに溶接金属中央のフェライト量は 0% であり、溶接境界近傍では 1% 以下であったが、高温割れは認められなかった。溶接境界では、セーフエンド側 (SUS316L) のフェライト量は 1% 以下であり、ノズル側 (炭素鋼) では 40~100% であった。ただし、ノズル側の表層はオーバーレイ (SUS304 相当) の影響により、3% 以下である。また、熱影響部と母材とでフェライト量に差は認められなかった。以上の結果から、調査した配管のフェライト量については、オーステナイトが主体となる SUS 及び Ni 基合金部ではこれまでの調査結果と同様に最大でも数% 程度のフェライト量に留まることが確認された。またフェライトが主体となる炭素鋼では一部希釈率に応じて低下する部分を除き 100% に近い値を示すことが確認された。これらのフェライト量のデータからも、溶接部近傍の微細組織が狙い通り健全に形成されていると判断される。

表 3.2.5-1 フェライト量測定結果（下降管ライン①、③）

内表面からの距離 (mm)	フェライト量平均値(%)		
	ライン①	ライン③ (SUS側)	ライン③ (炭素鋼側)
2	0	0.4	2.1
4	0	0.3	2.2
6	0	0.2	3.0
8	0	0.3	55.9
10	0	0.3	76.6
12	0	0.3	68.4
14	0	0.4	102.7
16	0	0.4	91.6
18	0	0.3	49.8
20	0	0.3	39.3
22	0	0.3	66.2
24	0	0.3	80.3
26	0	0.2	92.4
28	0	0.3	96.0
30	0	0.1	96.8
32	0	0.2	97.0
34	0	0.3	88.3

表 3.2.5-2 フェライト量測定結果（下降管ライン②）

センターからの距離、 炭素鋼側が+(mm)	フェライト量平均値(%)		
	内面からの 距離4mm	内面からの 距離8mm	内面からの 距離16mm
-16	-	-	0.2
-14	-	0.3	0.8
-12	0.4	0.7	0.3
-10	0.6	0.3	0.1
-8	0.2	0.2	0.0
-6	0.0	0.0	0.0
-4	0.0	0.0	0.0
-2	0.0	0.0	0.0
0	0.0	0.0	0.0
2	0.0	0.0	0.0
4	0.0	0.0	0.0
6	0.1	0.0	0.0
8	0.2	0.1	0.0
10	0.2	0.3	0.0
12	0.3	0.3	0.2
14	0.5	1.3	0.5
16	1.1	36.5	3.4
18	-	-	96.7
20	-	-	95.5

表 3.2.5-3 フェライト量測定結果（下降管④溶接熱影響部、⑤母材）

計測箇所		フェライト量平均値(%)
④ (熱影響部)	SUS側	0
	炭素鋼側	100
⑤ (母材)	SUS側	0
	炭素鋼側	100

表 3.2.5-4 フェライト量測定結果（給水管ライン①、③）

内表面からの距離 (mm)	フェライト量平均値(%)		
	ライン①	ライン③ (SUS側)	ライン③ (炭素鋼側)
2	0	0.3	3.3
4	0	0.1	3.4
6	0	0.2	5.4
8	0	0.2	12.1
10	0	0.3	55.3
12	0	0.2	55.3
14	0	0.2	68.2
16	0	0.2	79.6
18	0	0.3	42.8
20	0	0.3	72.2
22	0	0.2	76.6
24	0	0.2	100.0
26	0	0.2	100.0
28	0	0.2	100.0
30	0	0.2	100.0
32	0	0.2	100.0
34	0	0.2	100.0
36	0	0.2	100.0
38	0	0.2	-

表 3.2.5-5 フェライト量測定結果（給水管ライン②）

センターからの距離、 炭素鋼側が+(mm)	フェライト量平均値(%)		
	内面からの 距離4mm	内面からの 距離8mm	内面からの 距離16mm
-18	-	-	0.0
-16	-	-	0.5
-14	-	-	0.3
-12	0.2	0.3	0.0
-10	0.0	0.2	0.0
-8	0.0	0.0	0.0
-6	0.0	0.0	0.0
-4	0.0	0.0	0.0
-2	0.0	0.0	0.0
0	0.0	0.0	0.0
2	0.0	0.0	0.0
4	0.0	0.0	0.0
6	0.0	0.0	0.0
8	0.0	0.0	0.0
10	0.1	0.0	0.0
12	0.3	0.1	0.0
14	0.3	0.2	0.0
16	0.4	0.4	0.2
18	0.6	1.0	0.7
20	1.9	51.5	28.0
22	-	-	35.7
24	-	-	83.9

表 3.2.5-6 フェライト量測定結果（給水管④溶接熱影響部、⑤母材）

計測箇所		フェライト量平均値(%)
④ (熱影響部)	SUS側	0
	炭素鋼側	100
⑤ (母材)	SUS側	0
	炭素鋼側	100

### 3.2.5.2. 引張試験

#### 1) 試験方法

下降管ノズルセーフエンド及び給水管ノズルセーフエンドより試験片を採取し、インストロン型引張試験機により引張速度 0.05mm/sec にて常温での引張試験を実施した。引張試験の繰り返し数は3とした。試験片は下降管、給水管ともに図 3.2.5-2 及び図 3.2.5-3 に示すような板状であり、長さ 170mm、厚さ 3mm、平行部の長さ 70mm、平行部の幅 12.5mm 程度である。試験片平行部がノズルセーフエンド長手方向となるように、また試験片平行部の中央が溶接部となるように、ノズルセーフエンド部の板厚中心付近から試験片を採取した。

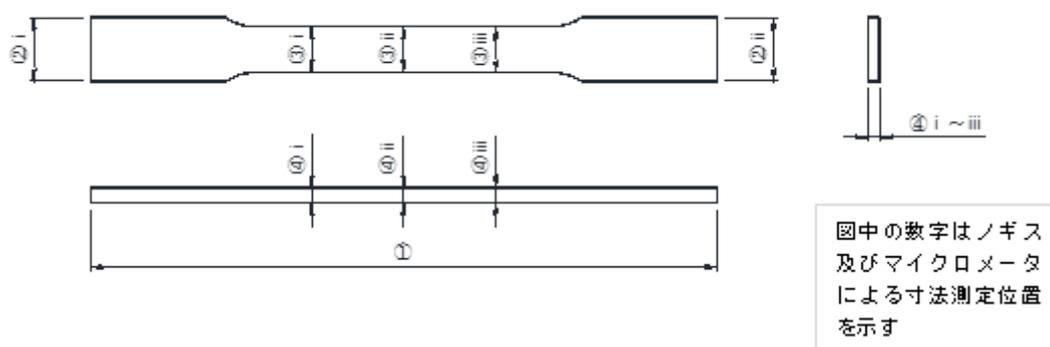


図 3.2.5-2 引張試験片形状

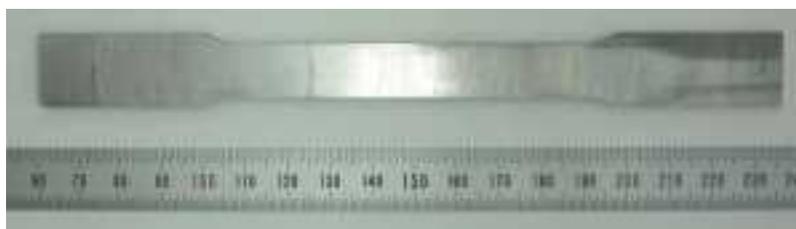


図 3.2.5-3 引張試験片外観（下降管ノズルセーフエンド試験片）

#### 2) 試験結果

引張試験の結果を表 3.2.5-7 引張試験結果 に示す。下降管ノズルセーフエンド試験片、給水管ノズルセーフエンド試験片ともに図 3.2.5-5 に示すようにノズル側（炭素鋼）で破断し、引張強さは SA350LF2 の規格値を満足した。下降管と給水管とで引張強さに違いが認められるが、その差は僅かであり、図 3.2.5-4 及び図 3.2.5-5 に示すように給水管ノズルセーフエンド試験片にも十分な伸び・絞りが見られる。以上のことから溶接不良による強度低下や熱影響による脆化は無いことを確認した。

表 3.2.5-7 引張試験結果

	降伏応力Ave. (MPa)	引張応力Ave. (MPa)	伸びAve. (%)	破断位置
炭素鋼: SA350LF2 規格値	Min.250	Min.485		
下降管	351.6	530	21.7	炭素鋼
給水管	322.9	488.3	17.6	炭素鋼

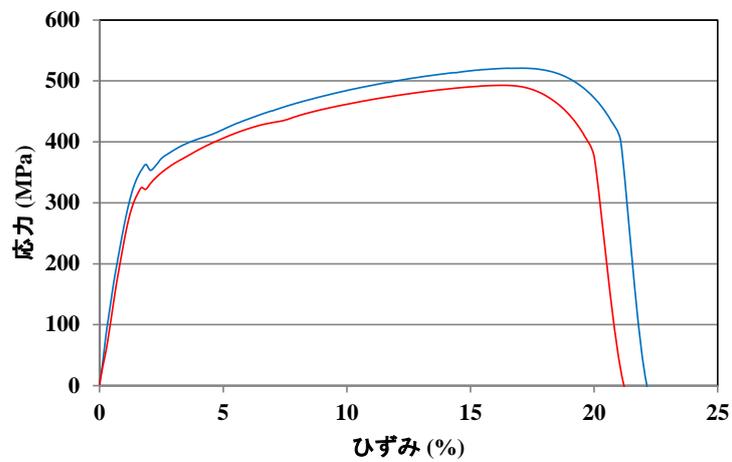
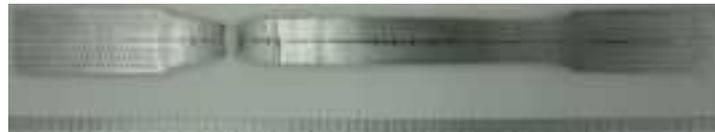


図 3.2.5-4 応力-歪曲線



下降管ノズルセーフエンド試験片



給水管ノズルセーフエンド試験片

図 3.2.5-5 引張試験後の試験片外観

### 3.2.5.3. ビッカース硬さ試験

#### 1) 試験方法

溶接部の健全性を調べるためにマイクロビッカース硬さ試験を行った。硬さ試験は JIS Z 2244 に準拠し、荷重 1kg にて、配管の長手方向あるいは板厚方向に測定ピッチ 0.5~2mm で測定を行い、硬度プロファイルを求めた。硬度測定のための試料前処理として、細断した試験片を樹脂に包埋して鏡面研磨を行い王水によりエッチングを行った。

硬さ測定位置は図 3.2.5-6 のとおりである。図中に示すように①は内表面から約 0.5mm の位置 (表層)、②及び③は内表面から板厚の 1/4 及び 1/2 だけ内部の箇所 (1/4t、1/2t)、④は溶接ビードの中心箇所 (ビード中心) である。

#### 2) 試験結果

図 3.2.5-7~図 3.2.5-14 に下降管及び給水管の硬度プロファイルを示す。下降管、給水管ともに同様の傾向であり、溶接金属あるいはバタリング内で最高硬さを示している。

バタリング部に近接する溶接熱影響部においては SUS316L (セーフエンド) 側、炭素鋼 (ノズル) 側ともに熱影響部から離れた母材部分に比べると硬化が見られるが、その程度は僅かである。バタリングの施工により SUS316L 及び炭素鋼への溶接熱影響が緩和されたためと考えられる。

図 3.2.5-7~図 3.2.5-9 及び図 3.2.5-11~図 3.2.5-13 に示すように SUS316L (セーフエンド) の内面表層は配管内部 (1/2t、1/4t) よりも硬化している。これは加工硬化によるものと推測される。

図 3.2.5-10 及び図 3.2.5-14 に示すようにビード部については大きな硬度変化はない。最終凝固部である外表面付近では等軸晶の生成により僅かに硬度が低下する傾向である。

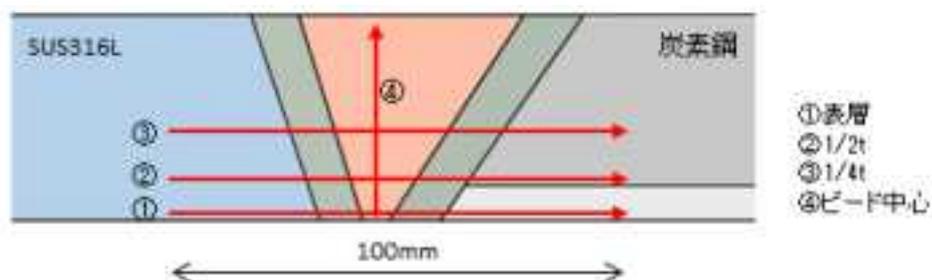


図 3.2.5-6 硬さ測定位置

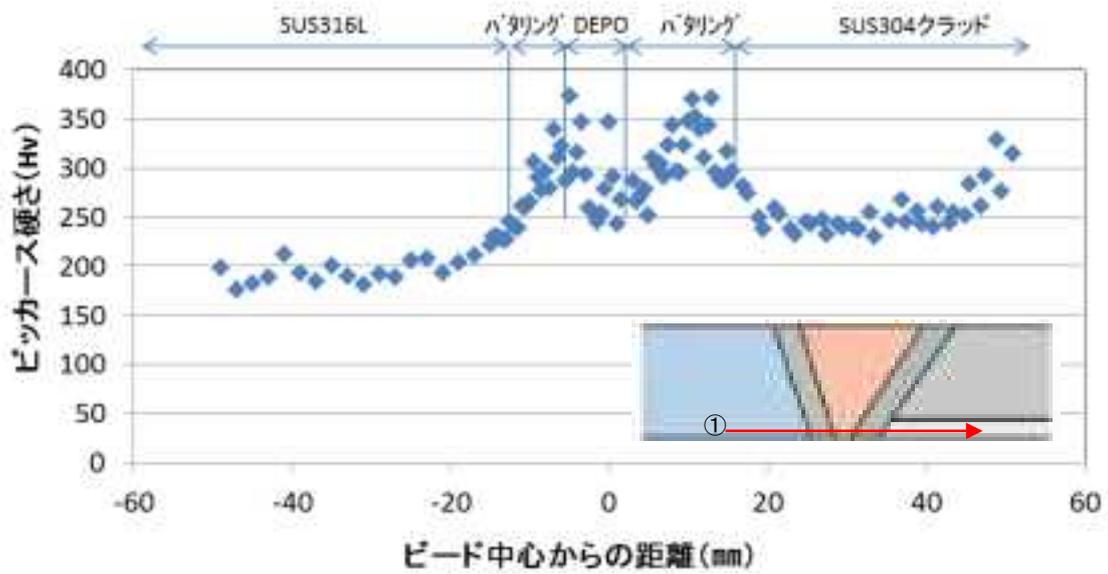


図 3.2.5-7 下降管硬さ測定結果（内面表層）

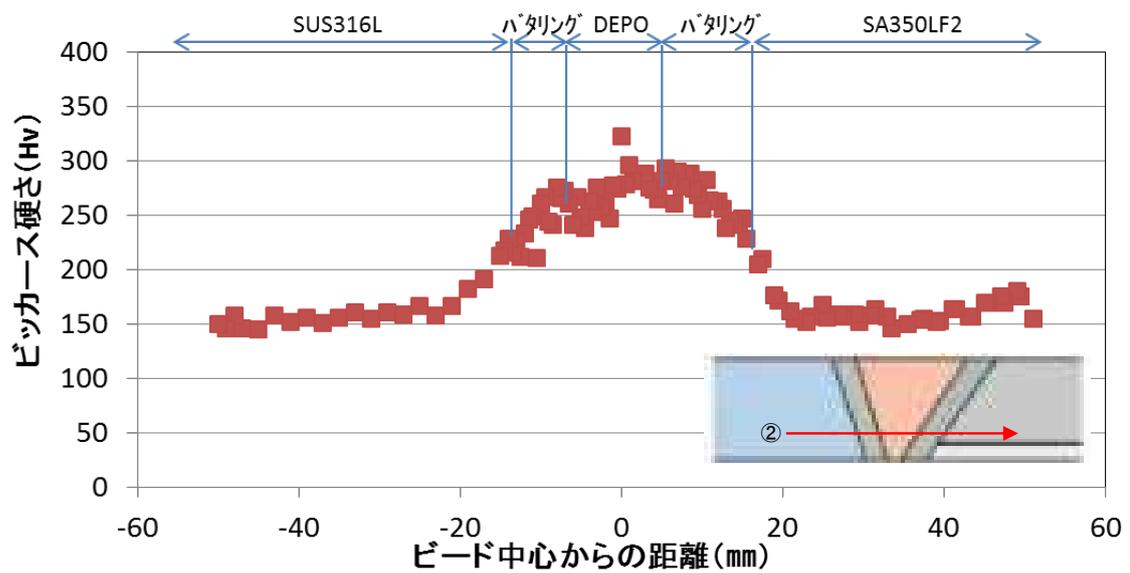


図 3.2.5-8 下降管硬さ測定結果（1/4t）

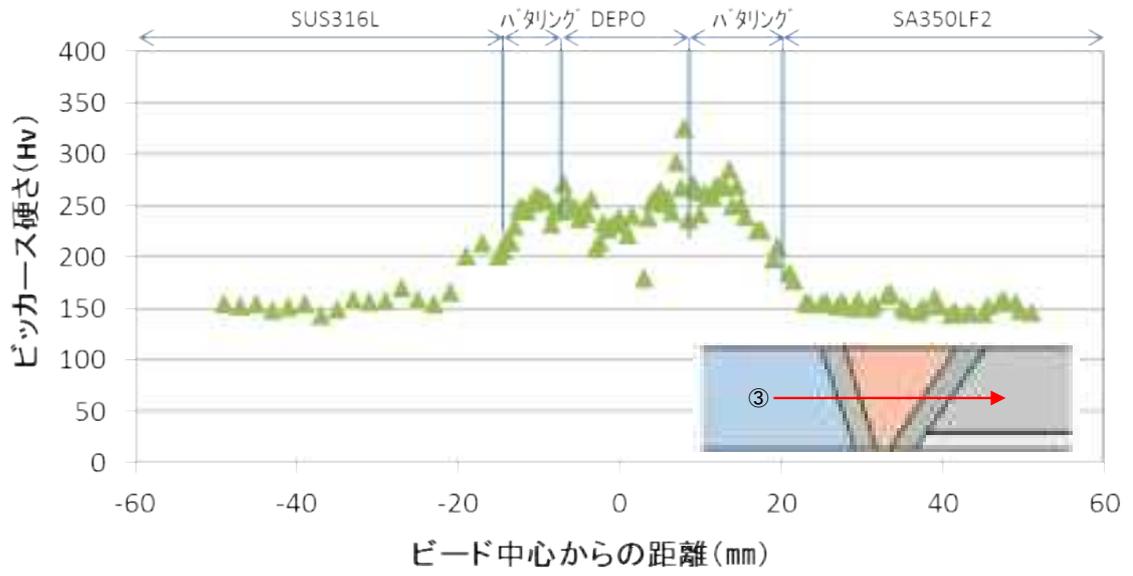


図 3.2.5-9 下降管硬さ測定結果 (1/2t)

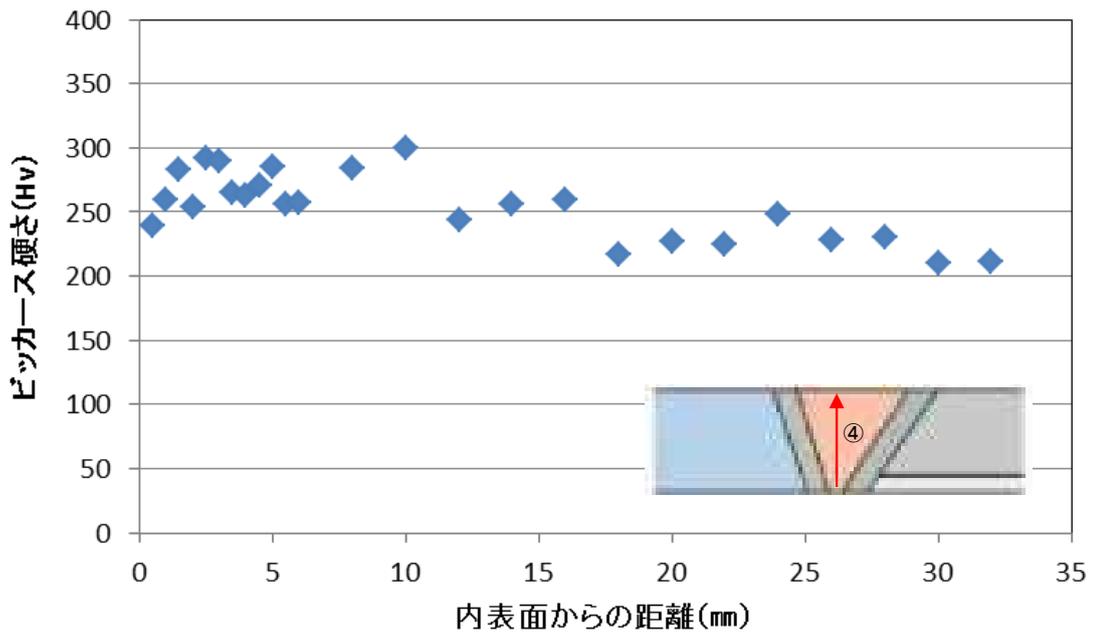


図 3.2.5-10 下降管硬さ測定結果 (ビード中心)

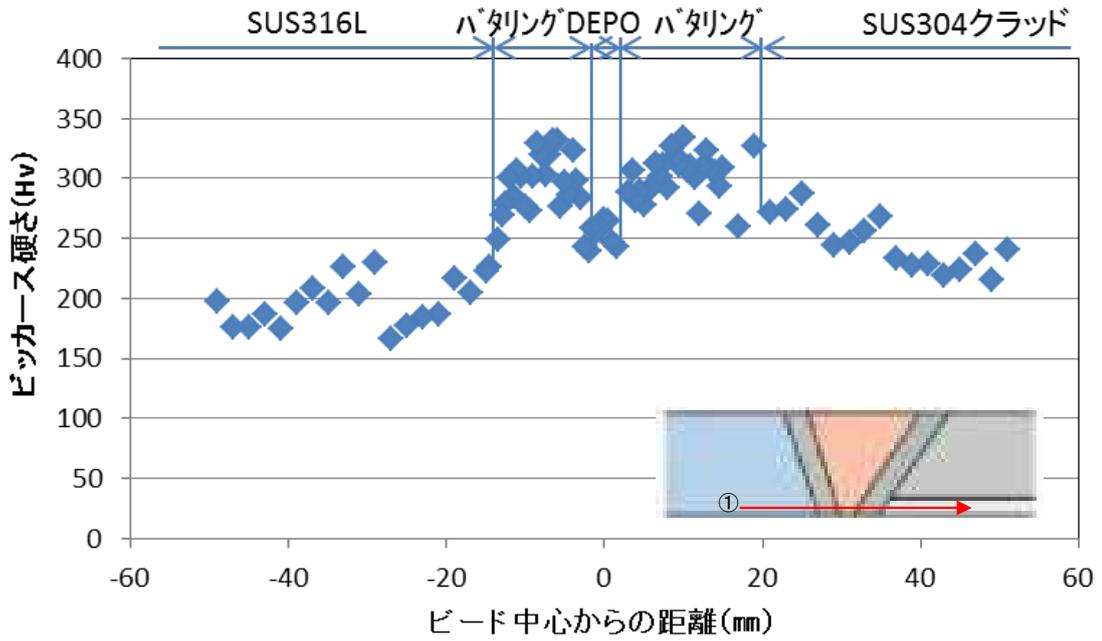


図 3.2.5-11 給水管硬さ測定結果（内面表層）

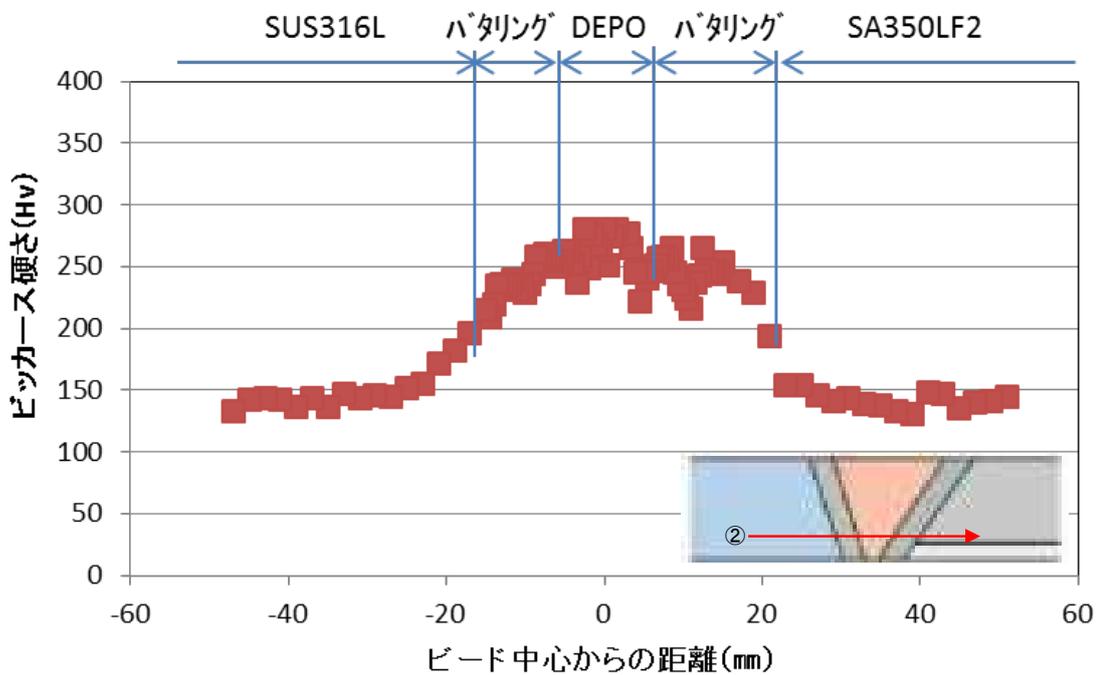


図 3.2.5-12 給水管硬さ測定結果（1/4t）

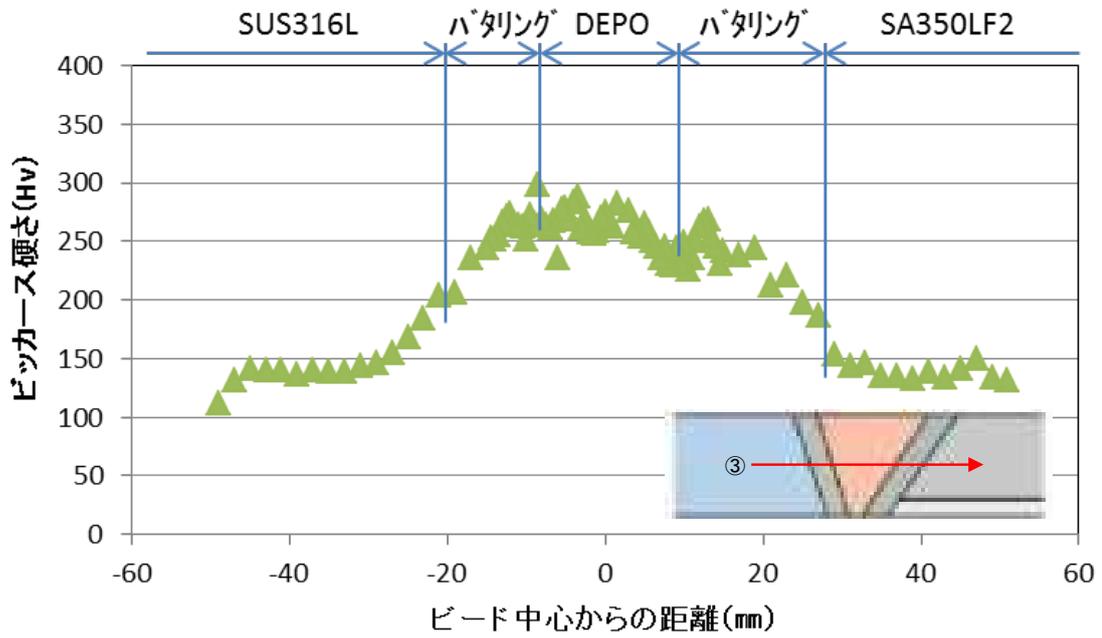


図 3.2.5-13 給水管硬さ測定結果 (1/2t)

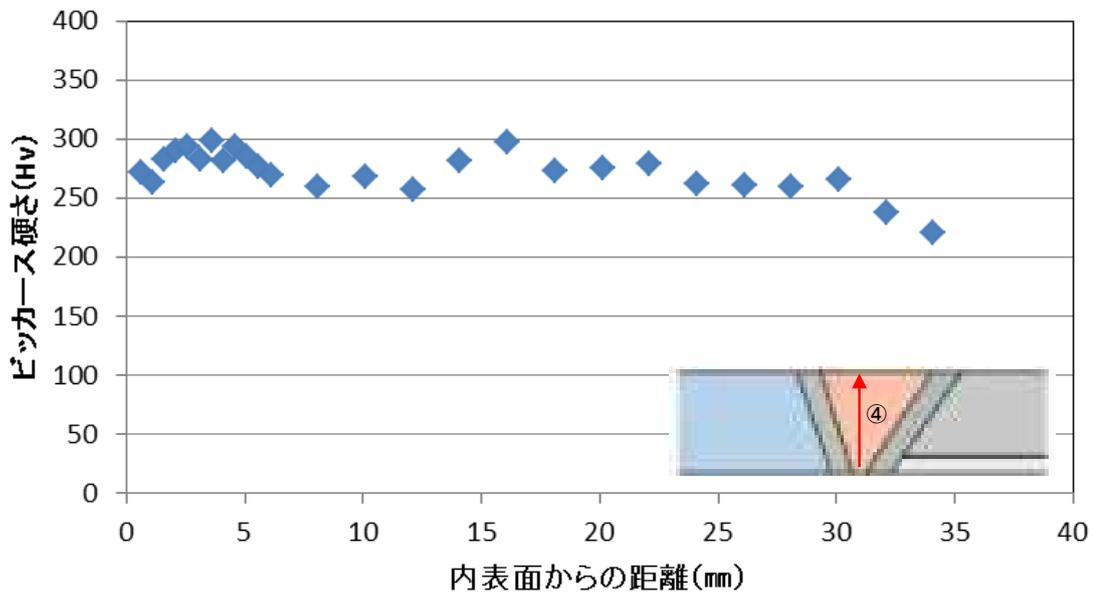


図 3.2.5-14 給水管硬さ測定結果 (ビード中心)

#### 3.2.5.4. 鋭敏化度試験

鋭敏化度試験として、JIS G 0571に準拠した10%しゅう酸による電解エッチングにより熱影響部 (HAZ) の鋭敏化度を評価することとした。図 3.2.5-15にエッチング方法と条件を示す。

図 3.2.5-16 及び図 3.2.5-17 に下降管セーフエンド熱影響部 (HAZ) の鋭敏化度観察結果を示す。また、図 3.2.5-18 及び図 3.2.5-19 に給水管セーフエンド熱影響部 (HAZ) の鋭敏化度観察結果を示す。それぞれ比較のために母材の組織及び配管の板厚方向に4分の1程度内側の箇所 (以下、1/4t と表記) の状況を示している。下降管、給水管ともに同様の鋭敏化傾向であり、母材では結晶毎の方位差を反映した段状組織のみが見られるのに対して、HAZ では溝状組織と段状組織の混合組織であり、軽微ではあるが鋭敏化していることが分かった。

図 3.2.5-20 及び図 3.2.5-21 に下降管及び給水管の溶接金属の鋭敏化度観察結果を示す。溶接金属においても溝状組織がみられ軽微な鋭敏化が認められた。

図 3.2.5-22～図 3.2.5-25 に下降管及び給水管のノズルの鋭敏化度試験結果を示す。ノズル部分は炭素鋼に SUS304 相当材によるオーバーレイ (肉盛) が施された構造となっており、それぞれの箇所で鋭敏化度に違いが見られる。炭素鋼部分ではピット状の腐食は見られるが鋭敏化はしていないのに対して、オーバーレイ部分では溝状組織があり軽微な鋭敏化が認められた。

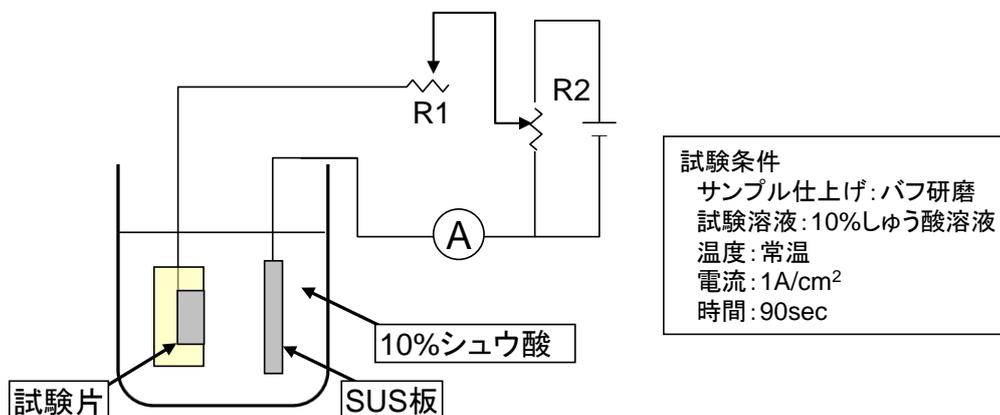


図 3.2.5-15 鋭敏化度観察の電解エッチング結線図及び条件

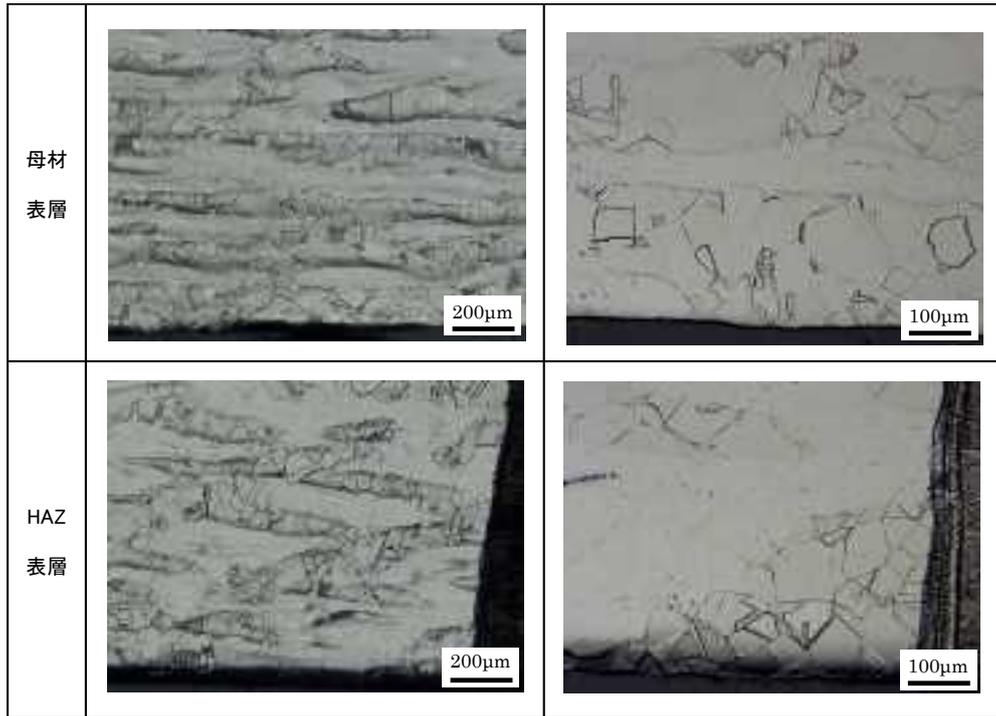


図 3.2.5-16 下降管セーフエンド鋭敏化度試験結果（表層）

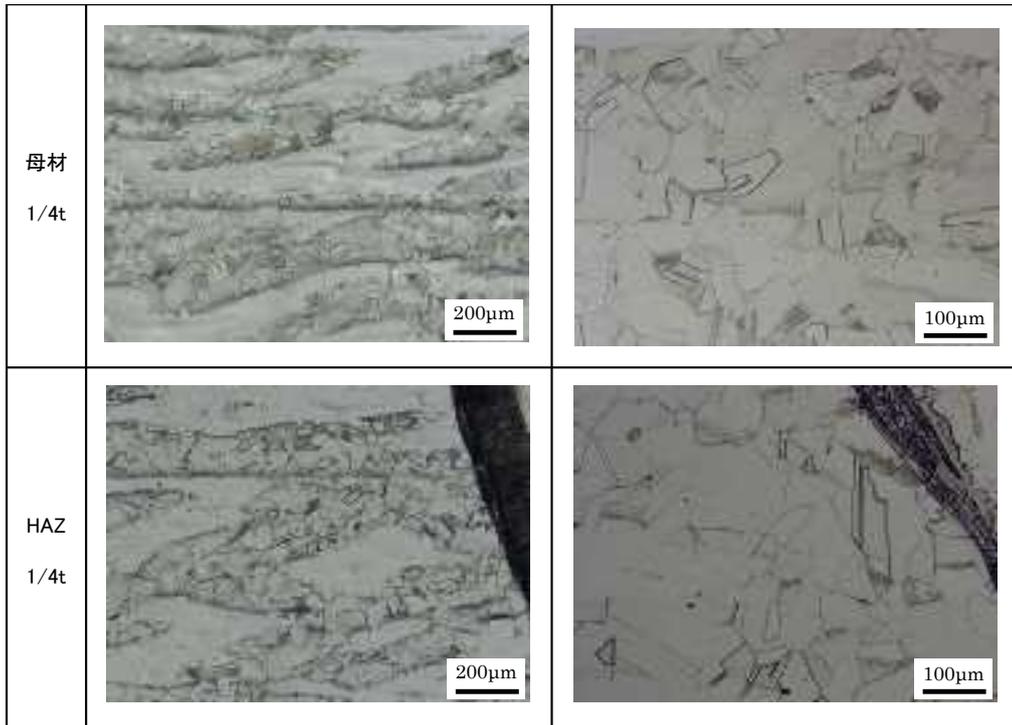


図 3.2.5-17 下降管セーフエンド鋭敏化度試験結果（1/4t）

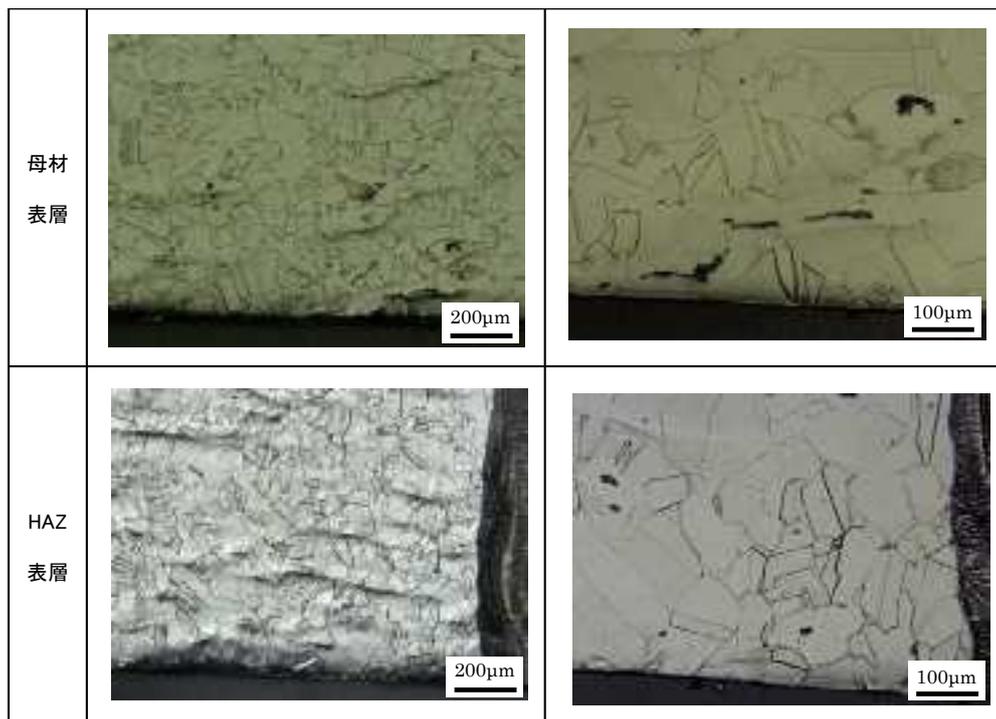


図 3.2.5-18 給水管セーフエンド鋭敏化度試験結果（表層）

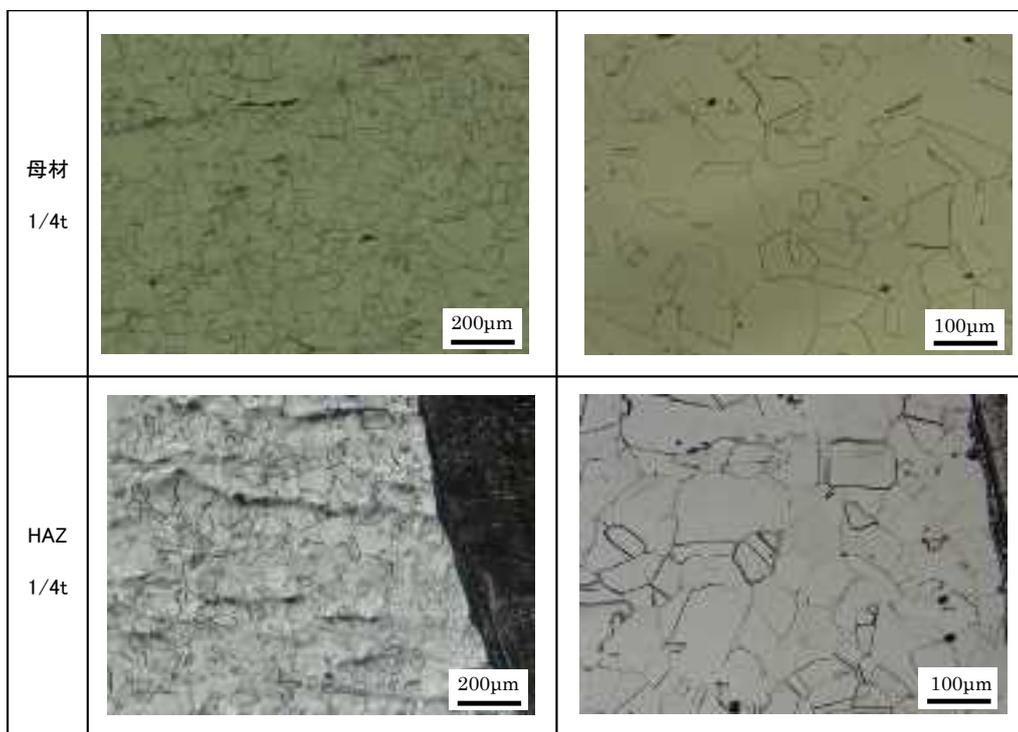


図 3.2.5-19 給水管セーフエンド鋭敏化度試験結果（1/4t）

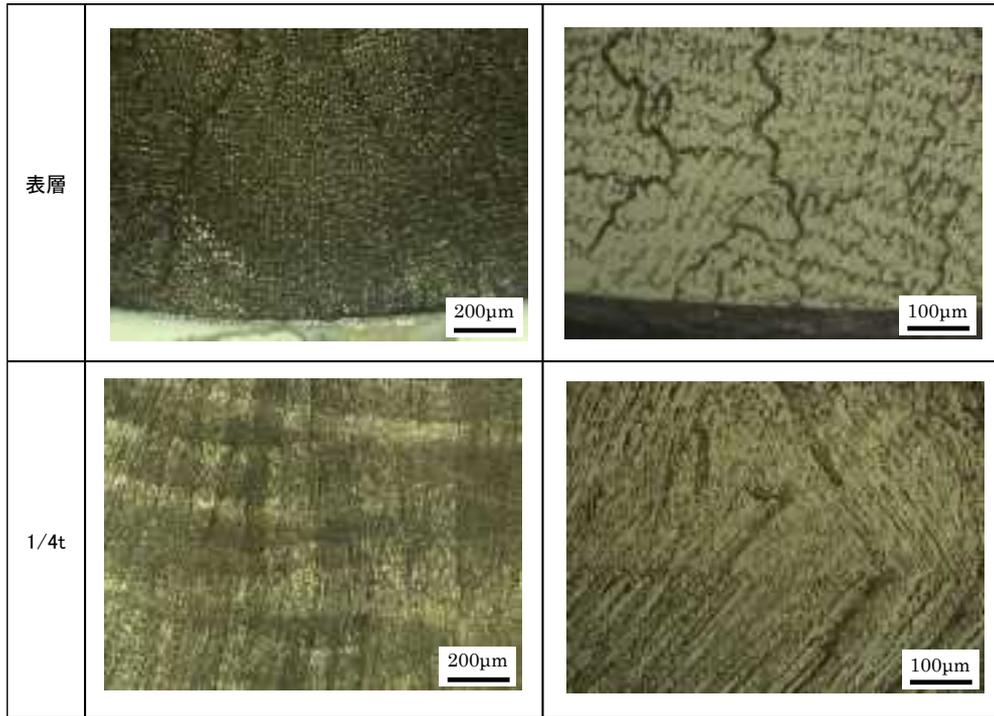


圖 3. 2. 5-20 下降管溶接金屬銳敏化度試驗結果

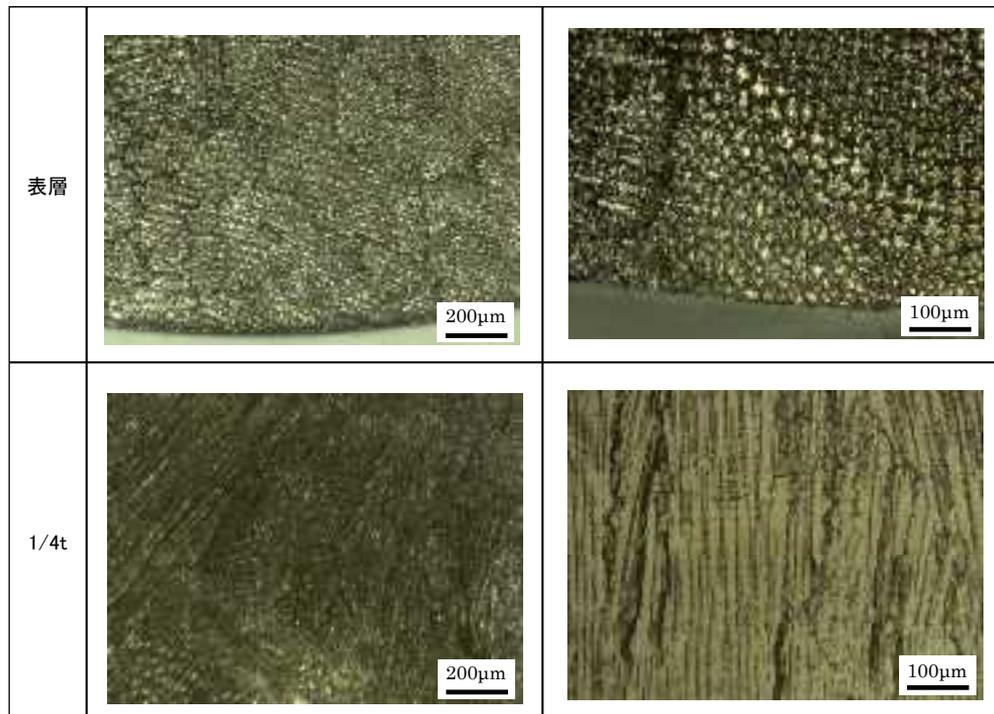


圖 3. 2. 5-21 給水管溶接金屬銳敏化度試驗結果

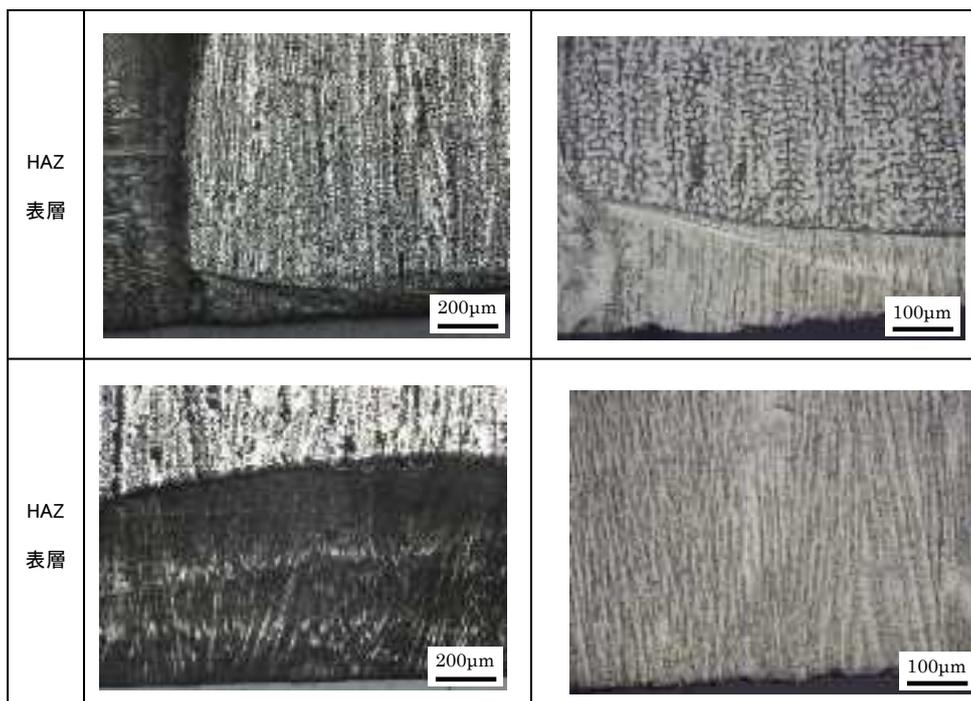


図 3.2.5-22 下降管ノズル鋭敏化度試験結果（表層）

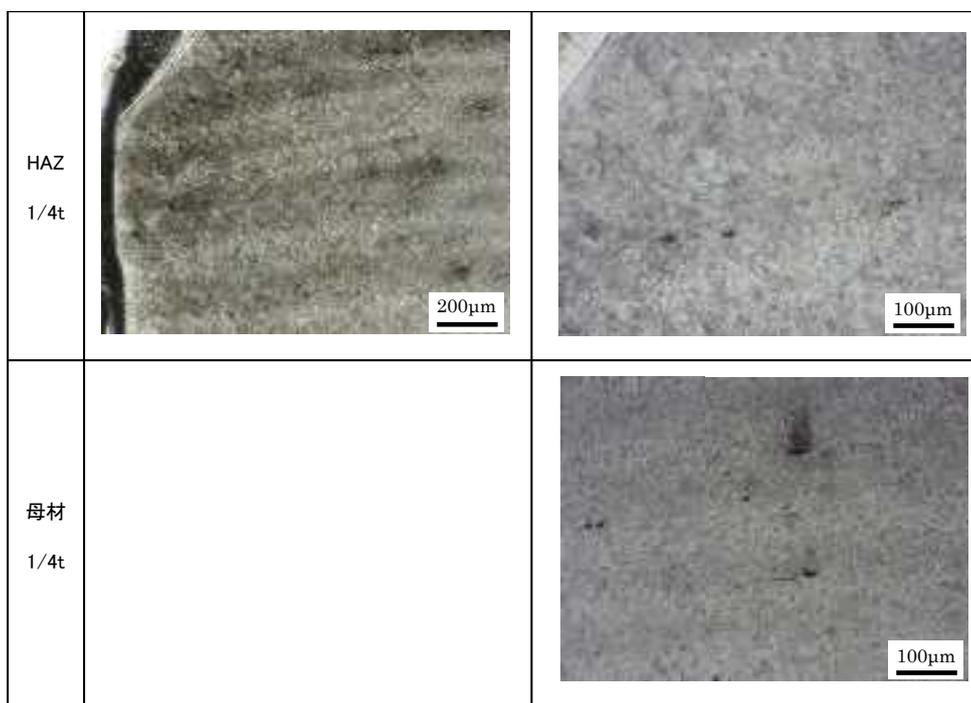


図 3.2.5-23 下降管ノズル鋭敏化度試験結果（1/4t）

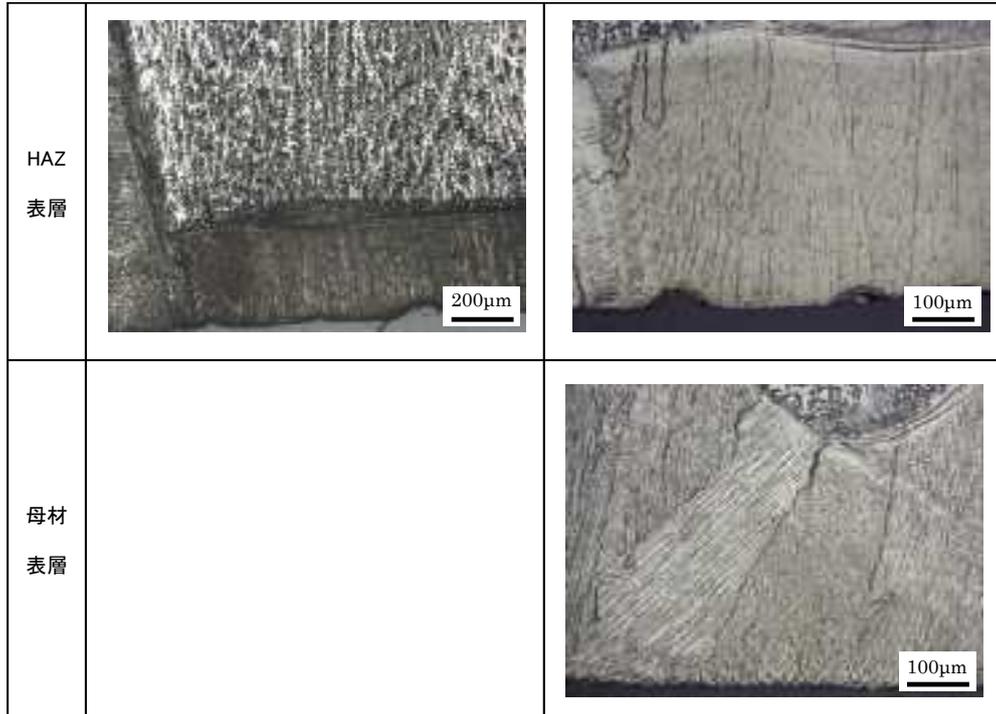


図 3.2.5-24 給水管ノズル鋭敏化度試験結果（表層）

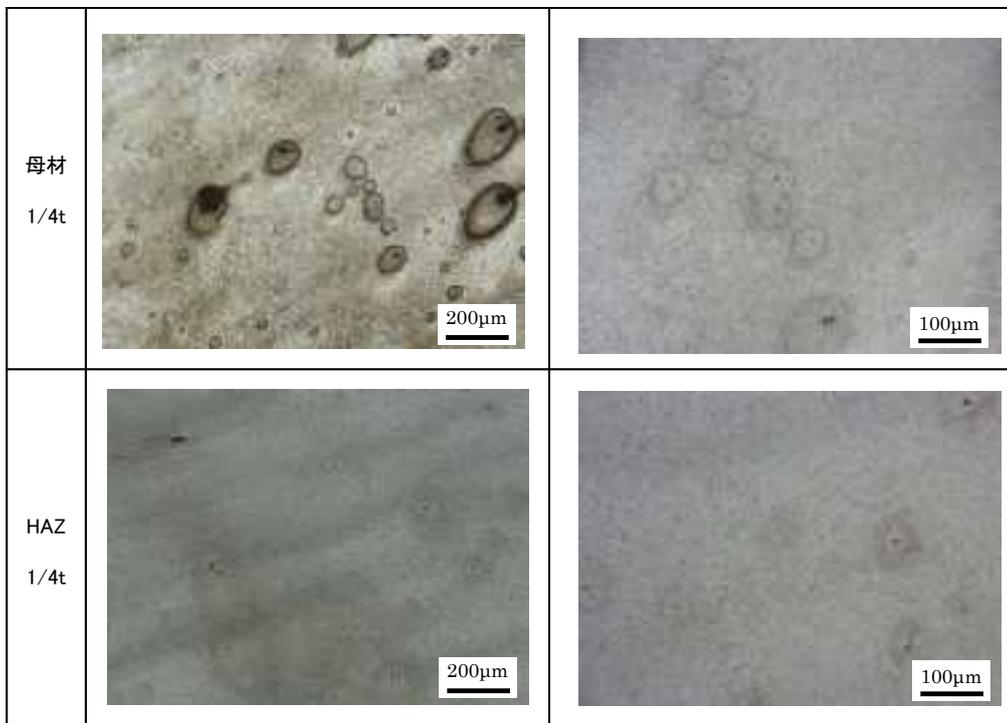


図 3.2.5-25 給水管ノズル鋭敏化度試験結果（1/4t）

### 3.2.5.5. 微細組織観察

#### 1) 結晶方位と粒径の測定

測定方法は次のとおりである。微細組織観察用として精密に細断した試験片を樹脂包埋後、鏡面研磨し、高分解能 SEM (SU-70 日立製) / EBSD インテグレーションシステム (Digiview IV EDAX 製) を用いて SEM-EBSD (後方散乱電子回折) 像を得る。観察箇所は下降管ノズルセーフエンド異材溶接部の内表面近傍の肉盛溶接 (バタリング)、溶接金属及び SUS316L 熱影響部 (HAZ) であり、これらの箇所について結晶方位解析を行った。

次に、測定結果を以下に示す。

図 3.2.5-26 に下降管ノズルセーフエンド異材溶接部内面の熱影響部近傍の逆極点図 (IPF マップ)、図 3.2.5-27 に母材及び熱影響部の粒径分布、図 3.2.5-28 に給水管ノズルセーフエンド異材溶接部内面の熱影響部近傍の逆極点図 (IPF マップ)、図 3.2.5-29 に母材及び熱影響部の粒径分布を示す。

図 3.2.5-26 の A 領域は肉盛溶接 (バタリング) と SUS316L の境界近傍の SUS316L 熱影響部で、最も SCC 発生が報告されている領域である。このため、本調査研究では重点的に評価した。また、比較のために、上記境界部から約 3mm 離れた母材 (SUS316L) 領域として C 領域も評価した。熱影響部及び母材の内表面では加工層が認められた。この加工層の大きさは約 20~50  $\mu$  m ほどであり、図 3.2.5-28 に示す内表面観察で認められたすじ状の研磨痕とはほぼ一致した。また、熱影響部 (A 領域) 及び母材 (C 領域) の逆極点図より粒子径の割合を算出して比較した図 3.2.3-12 より、熱影響部で若干の結晶粒成長が認められた。一方、H24 年度に報告した SUS316L の共金溶接の溶接部 (溶接番号: FW-21) では熱影響部での結晶成長が顕著で 300  $\mu$  m を超える結晶粒が観察された。下降管ノズルセーフエンドの異材溶接部では、Ni 基合金による厚さ 7.5mm 肉盛溶接 (バタリング) を実施した後に溶接を行ったため、熱影響を抑制することができたと考えられる。

また、給水管ノズルセーフエンド異材溶接部でも下降管と同様の比較検討を行った。図 3.2.5-3 の B 領域は肉盛溶接 (バタリング) と SUS316L の境界近傍の SUS316L 熱影響部、C 領域は肉盛溶接 (バタリング) 境界から約 3mm 離れた母材 (SUS316L) 領域である。下降管と同様に給水管ノズルセーフエンド異材溶接部でも熱影響部及び母材の内表面で加工層が認められた。また、図 3.2.5-28 の熱影響部と母材の粒径分布比較より、熱影響部の結晶粒成長が少ないことが確認された。粒成長の抑制は下降管よりも顕著であった。給水管ノズルセーフエンドの肉盛溶接 (バタリング) 厚さが 12mm であったため、熱影響による結晶粒成長をより抑制できたと考えられる。

以上の測定結果から、いずれの配管も、昨年度の結果とは異なり、熱影響部での結晶粒成長の抑制が確認された。これは、肉盛溶接 (バタリング) の効果と考えられる。熱影響が少ないため、熱影響部でも表面で軽度な機械加工による加工層も残存することが判明した。

## 2) 粒界調査

STEM-EDS (HD-2700 日立製) 分析によって、SCC の発生要因となりうる熱影響部の粒界での Cr 炭化物などの析出物、Cr 欠乏層の有無確認を行った。下降管及び給水管の結晶方位測定で示した逆極点図 (下降管では図 3.2.5-26 の領域 A、給水管では図 3.2.5-28 の領域 A) の TEM 分析領域として明示した箇所から SEM-FIB を用いて試験片を採取した。得られた試験片に対して STEM-EDS 分析による元素分析を行った。

図 3.2.5-29 に下降管ノズルセーフエンド (SUS316L) の熱影響部の STEM-EDS 測定結果、図 3.2.5-30 に給水管ノズルセーフエンド (SUS316L) の熱影響部の STEM-EDS 測定結果を示す。これらに示すように各元素の濃度分布は視野全面にわたってほぼ一様であり、粒界近傍の各元素の濃度はほぼ一様な分布となっている。これらのことから、いずれの配管にも Cr 欠乏層、粒界の析出物の存在は確認されなかった。

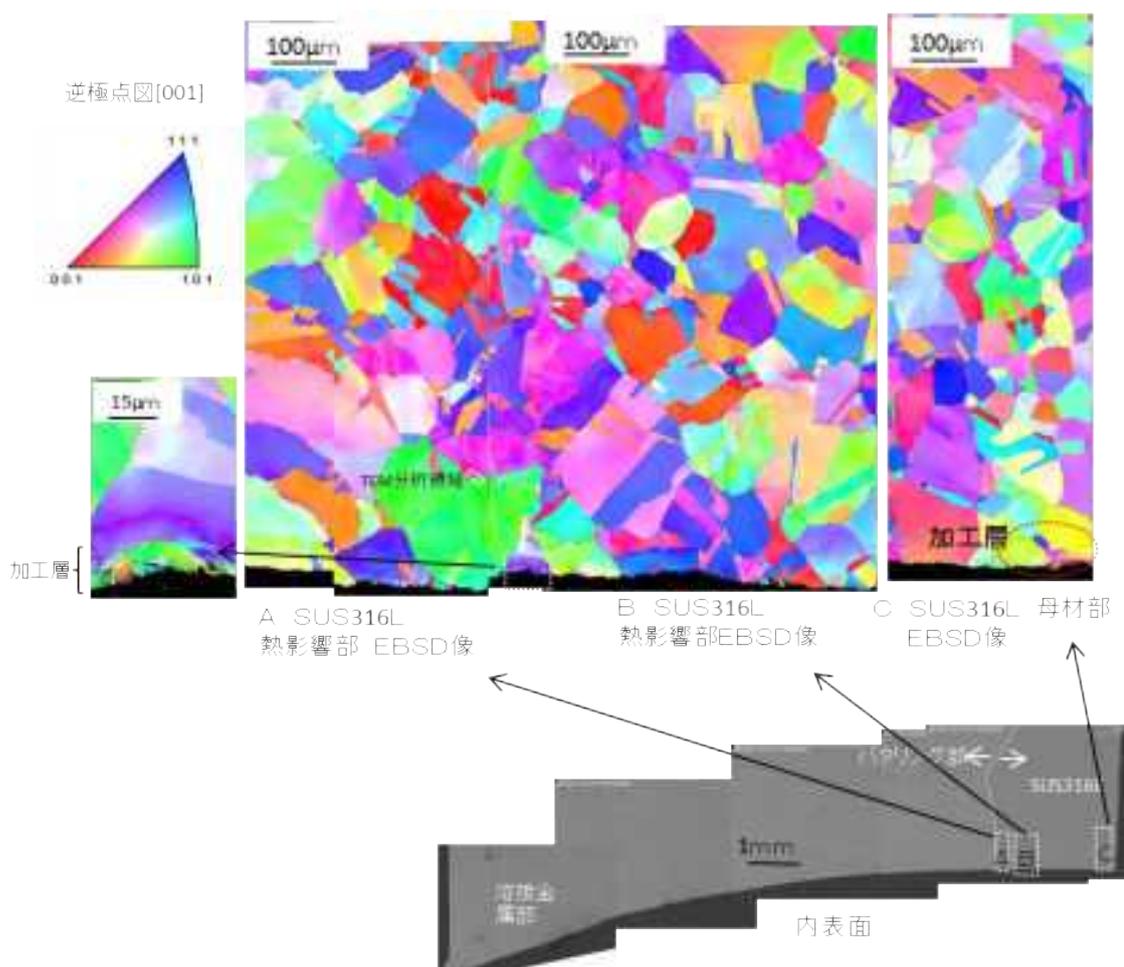
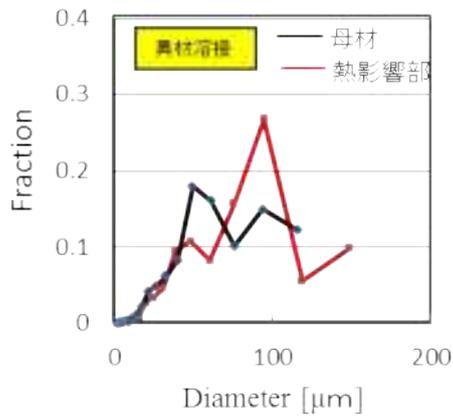
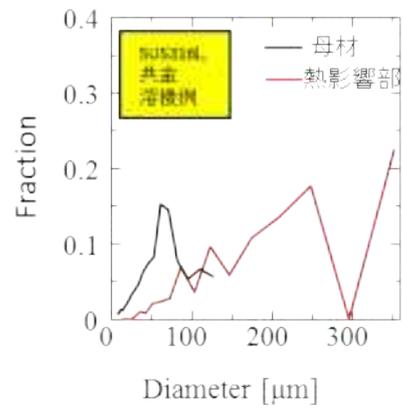


図 3.2.5-26 下降管ノズルセーフエンド溶接部の逆極点図 (IPF マップ)



a) 熱影響部(領域A)及び母材(領域C)粒径比較  
下降管ノズルセーフエンド溶接部



b) 熱影響部及び母材粒径比較  
SUS316L 共金溶接  
(H24年度報告 溶接番号FW-21)

図 3.2.5-27 下降管ノズルセーフエンド溶接部の熱影響部及び母材の粒径比較

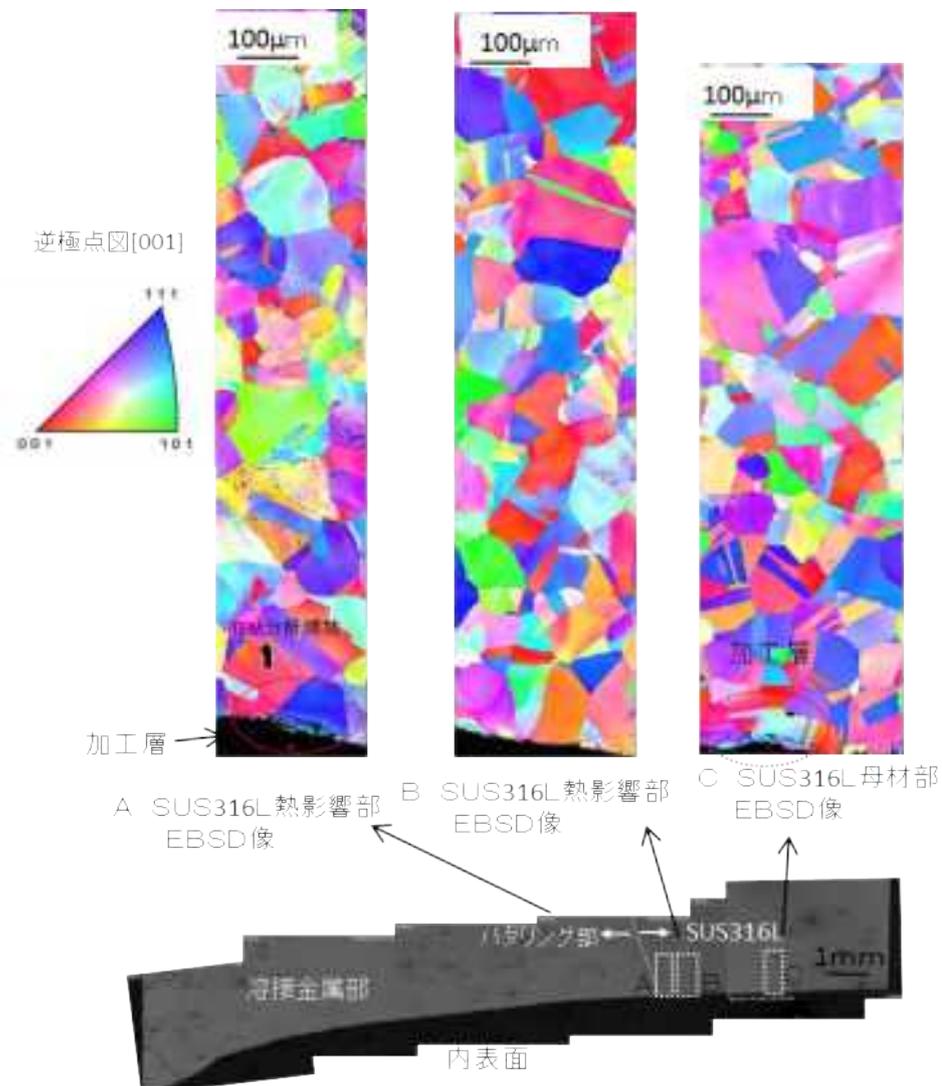
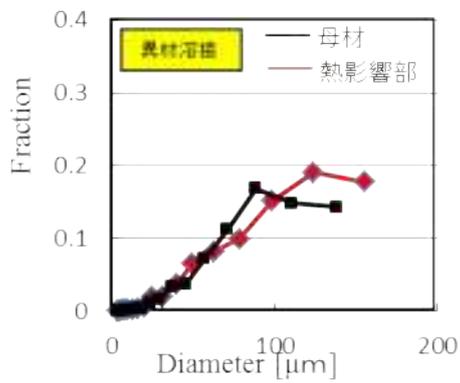
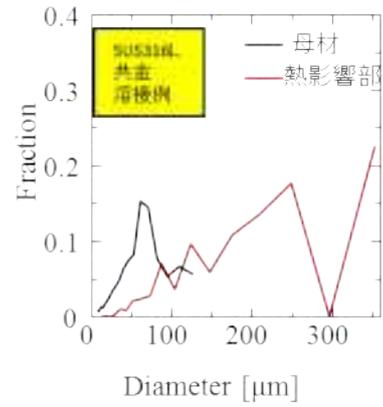


図 3.2.5-28 給水管ノズルセーフエンド溶接部の逆極点図 (IPF マップ)



a) 熱影響部(領域B)及び母材(領域C)粒径比較  
給水管ノズルセーフエンド溶接部



b) 熱影響部及び母材粒径比較  
SUS316L 合金溶接  
(H24年度報告 溶接番号FW-21)

図 3.2.5-29 給水管ノズルセーフエンド溶接部の熱影響部及び母材の粒径比較

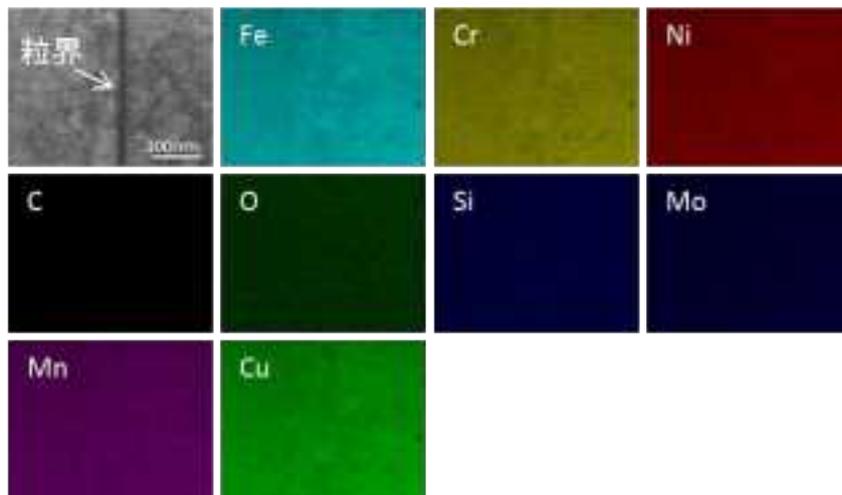


図 3.2.5-30 下降管ノズルセーフエンド (SUS316L) の熱影響部 STEM-EDS 測定結果

### 3.2.5.6. 粒界調査

#### 1) 測定方法

STEM-EDS 分析によって、SCC の発生要因となりうる熱影響部の粒界での Cr 炭化物などの析出物、Cr 欠乏層の有無確認を行った。前節の結晶方位測定で用いた試料をさらにエッチングし、SEM-FIB を用いて試験片を採取した。得られた試験片に対して STEM-EDS 分析による元素分析を行った。

#### 2) 測定結果

図 3.2.5-31 に下降管ノズルセーフエンド (SUS316L) の熱影響部の STEM-EDS 測定結果、図 3.2.5-32 に給水管ノズルセーフエンド (SUS316L) の熱影響部の STEM-EDS 測定結果を示す。

図 3.2.5-31、図 3.2.5-32 が示すように各元素の濃度分布はほぼ一様な分布となっていた。いずれの粒界近傍も各元素の濃度分布はほぼ一様な分布となっている。これらのことから、いずれの配管にも Cr 欠乏層、粒界の析出物の存在は確認されなかった。

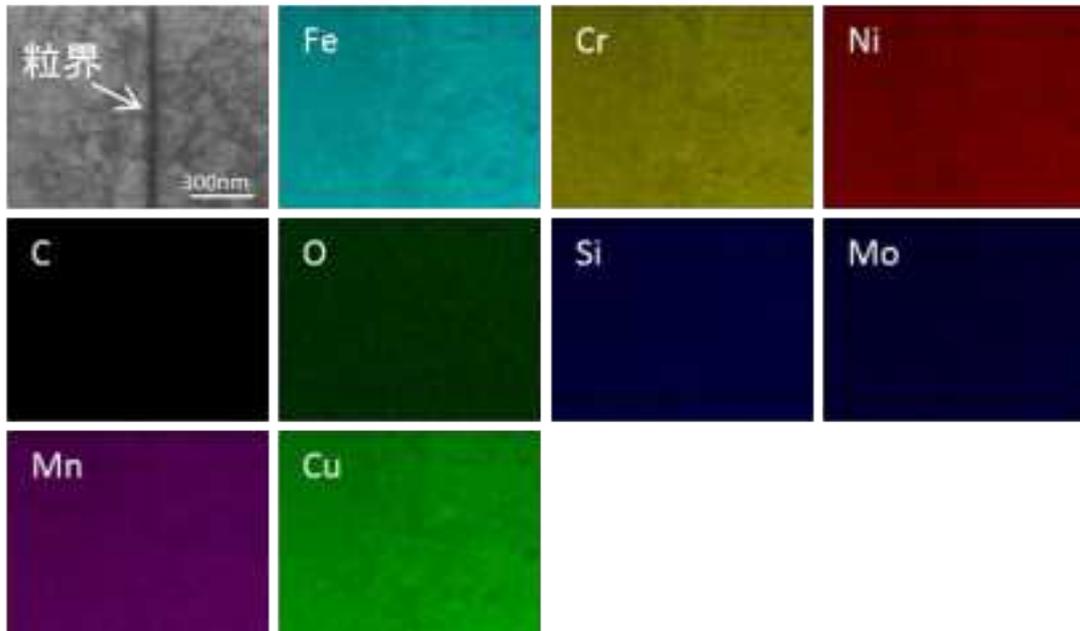


図 3.2.5-31 下降管ノズルセーフエンド (SUS316L) の熱影響部 STEM-EDS 測定結果

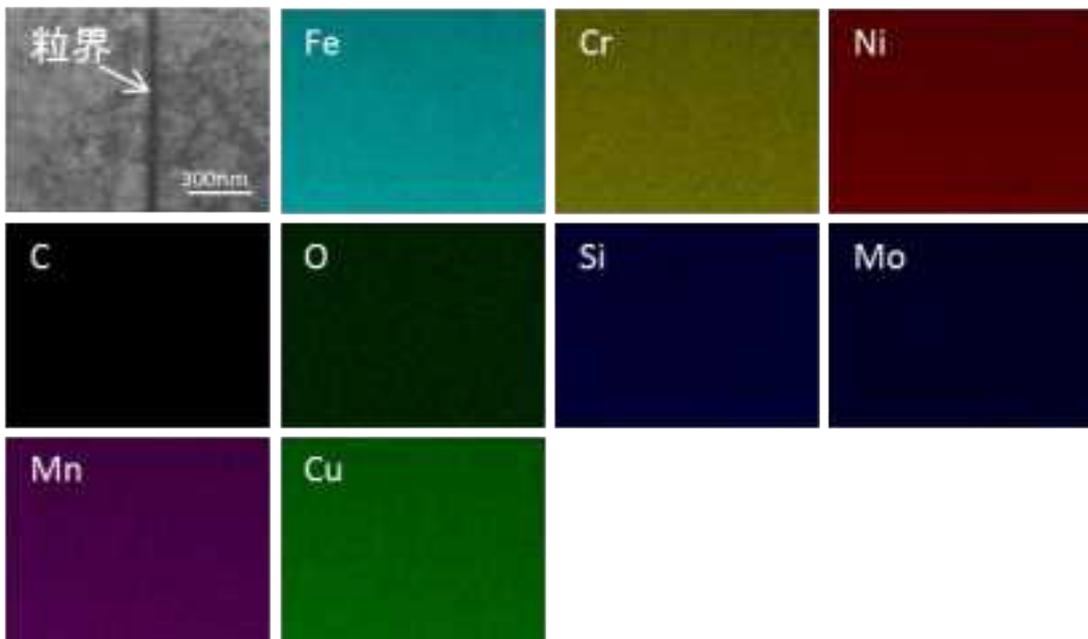


図 3.2.5-32 給水管ノズルセーフエンド (SUS316L) の熱影響部 STEM-EDS 測定結果



### 3.2.6. 調査結果のまとめ

本年度はふげん SCC 対策技術の有効性確認の最終年度に当たるため、これまでの調査研究のまとめを以下に記す。

#### 3.2.6.1. 調査結果のまとめ

「ふげん」では再循環系配管の溶接部を対象とした SCC 対策として、以下を実施している。

- ①低炭素ステンレスへの取替
- ②IHSI
- ③水冷溶接
- ④水素注入

これら SCC 対策の有効性を確認する目的で、平成 22 年度から平成 25 年度にかけて、長期運転後の実機材を採取した調査を実施した。

ここでは、平成 22 年度以降実施した調査の内容と結果を整理するとともに、得られた知見についてまとめる。

#### 1) 平成 22 年度の調査

「ふげん」で実施した SCC 対策の主因子である「材料取替」、「溶接法改善による応力軽減」について、SCC 発生状況及び材質の把握・検証を行うという観点から、以下の 3 つの溶接部を選定し、表 3.2.6-1 に示す。

平成 22 年度は、上記配管溶接部を対象とした「初期条件調査」として、内表面目視観察、内表面顕微鏡観察、成分分析、及び硬さ測定等を実施した。その結果、SCC の発生は確認されなかった。

表 3.2.6-1 平成 22 年度調査対象配管詳細

SCC 対策	対象配管	溶接番号 (サイズ)	材料 (形状)	
			上流側	下流側
材料取替	A ループ再循環系 吐出管	FW-53 (16B)	SUS316L (パイプ)	SUS316L (フローノズル)
IHSI	B ループ再循環系 下降管	K-6B (14B)	SUS304 (パイプ)	SUS316L (ベンチュリ)
水冷溶接	B ループ再循環系 下降管	FW-4 (14B)	SUS316L (パイプ)	SUS304 (パイプ)

## 2) 平成 23 年度の調査

平成 22 年度に初期条件調査を実施した配管を対象に、組織観察、残留応力測定、フェライト量測定等を実施した。

平成 22 年度から平成 23 年度にかけて実施した調査により、以下のことを確認した。

### ①SCC 発生について

マイクロクラックのレベルを含め、SCC の発生は認められなかった。

### ②残留応力について

通常の溶接法で施工した配管では、内表面で最大 400MPa の引張応力が発生していた。対策の取られた溶接法では、水冷溶接で最大 200MPa の引張応力、IHSI では圧縮応力となっていた。

### ③材質について

全ての配管について、材質は鋭敏化度を除き健全であった。また、溶接法による材質の差異は見られなかった。但し、SUS316L と SUS304 では鋭敏化度に差異があり、SUS304 での鋭敏化の進行が顕著であった。

以上から、SCC 対策として実施した低炭素ステンレス材である SUS316L への材料取替、IHSI 溶接、水冷溶接及び水質改善の効果によって SCC 発生は抑止されていることが確認された。但し、各対策因子に対して一つのサンプルを観察しただけなので、本効果を検証するために温度・圧力条件などが異なる部位の調査を追加で実施することとした。

## 3) 平成 24 年度の調査

平成 24 年度の調査では、表 3.2.6-2 に示す A ループ再循環系の下降管 16 箇所と吐出口 11 箇所を対象に内表面観察及び浸透探傷試験を実施することとした。さらに、対象となる溶接部の中から、使用環境（温度・圧力・流量）、強度計算結果、配管形状を勘案し、表 3.2.6-3 に示す溶接部（溶接番号 FW-21 及び FW-62）で詳細調査を行うこととした。

詳細調査は、溶接部の内面観察（顕微鏡、SEM）、組織観察、硬さ測定、フェライト量測定、残留応力測定、及び引張試験等を実施した。

平成 24 年度の調査では、以下のことを確認した。

### ①SCC 発生について

マイクロクラックのレベルを含め、SCC の発生は認められなかった。

### ②残留応力について

内表面の溶接部近傍にて最大 416MPa の引張残留応力が発生している。

③材質について

溶接による異常な組織は見られず、健全であることを確認した。溶接部近傍の表層には細粒化した組織が見られ、軽微な鋭敏化が確認された。また、管内部（1/2t、1/4t）に比べ、表層は硬化していた。

表 3.2.6-2 平成 24 年度調査対象配管（内表面観察及び浸透探傷試験実施）

配管種類	溶接番号
下降管溶接部	FW-3、FW-4、FW-5、FW-6、FW-9、FW-10、FW-11、FW-12、FW-15、FW-16、FW-17、FW-18、FW-21、FW-22、FW-23、FW-24
吐出管溶接部	FW-57、SW-58、FW-59、FW-60、FW-61、FW-62、SW-63、FW-64
吐出管逆止弁 繋ぎ部	W-04-1B、W-04-2B、W-04-3B

表 3.2.6-3 平成 24 年度調査対象配管（詳細分析実施）

SCC 対策	対象配管	溶接番号 (サイズ)	材料 (形状)	
			上流側	下流側
材料取替	A ループ再循環系 下降管	FW-21 (14B)	SUS316L (パイプ)	SUS316L (パイプ)
材料取替	A ループ再循環系 吐出管	FW-62 (16B)	SUS304 (パイプ)	SUS316L (パイプ)

以上から、平成 24 年度の調査対象では、軸方向に 416MPa の引張残留応力が発生していたが、SCC の発生は認められなかった。この要因として、鋭敏化が軽微であったこと、表層の加工変質による強度増加の影響があったと考えられる。これらのことから、SCC 対策として実施した「材料取替」、「水素注入」が有効であったと考えられる。

4) 平成 25 年度の調査

平成 25 年度の調査では、主に蒸気ドラムセーフエンド部を対象に調査を実施することとし、表 3.2.6-4 に示す溶接部を選定して内表面観察及び浸透探傷試験を実施した。

さらに、表 3.2.6-5 に示す溶接部を対象として、内面観察（顕微鏡、SEM）、組織観察、硬さ測定、残留応力測定、フェライト量測定、引張試験等を実施した。

平成 25 年度の調査では、以下の結果が得られた。

① SCC 発生について

全シームにおいて、浸透探傷試験(PT) および内面観察にてクラックの発生は認め

られなかった。

②残留応力について

溶接中心線から 12mm 以内（バタリング箇所）にて、軸方向に最大引張残留応力が発生していた（下降管：525MPa、給水管：265MPa）。SUS316L、炭素鋼では圧縮応力に転じている。また、周方向は圧縮残留応力であった。

③材質について

母材、溶接部とも健全な組織であった。溶接部（溶接金属、SUS304 オーバーレイ）は SCC 感受性が高く、残留引張応力が発生しているが、腐食・亀裂等の発生は認められなかった。

以上から、平成 25 年度の調査では SCC の発生は認められなかった。SUS316L、インコネルなどには鋭敏化が認められたが、SCC 発生が抑止できているのは、SUS では「溶接熱影響部の圧縮応力」+「水素注入」、インコネルは「水素注入」の効果によるものと推測される。

表 3.2.6-4 平成 25 年度調査対象配管（内表面観察及び浸透探傷試験実施）

調査箇所		溶接番号
給水管	溶接部内表面	FW-12、SW-11、SW-10、SW-9、SW-8、FW-28
	ノズルセーフエンド溶接部	WC-D001-1A WF-D001-1A
下降管	溶接部内表面	FW-1、FW-2、FW-7、FW-8
	ノズルセーフエンド溶接部	W-01-1A、W-01-2A W-01-1B、W-01-2B

表 3.2.6-5 平成 25 年度調査対象配管（詳細分析実施）

SCC 対策	対象配管	溶接番号 (サイズ)	材料		
			ノズル側	セーフエンド側	溶接材
材料取替	A ループ再循環系 下降管ノズルセーフエンド	W-01-1A	炭素鋼	SUS316L	インコ ネル 82T
		W-01-2A (14B)			
材料取替	A ループ再循環系 給水管ノズルセーフエンド	WC-D001-1A WF-D001-1A (10B)	炭素鋼	SUS316L	インコ ネル 82T

## 5) 平成 22 年度から平成 25 年度までの調査結果

### ① SCC 対策の効果について

平成 22 年度から平成 25 年度にかけて実施した調査結果では、SCC の発生は認められなかった。このため、以下に示すそれぞれの SCC 対策は有効であり、SCC の発生が抑止されたものと考えられる。

①低炭素ステンレスへの取替+④水素注入

②IHSI+④水素注入

③水冷溶接+④水素注入

なお、④の水素注入は、①、②、③の対策全てに合わせて実施していることから、どちらの対策がより有効であったかを知るためには、今後の検討が必要である。

### ② 使用環境（温度、圧力、溶存酸素濃度、共用時間）と結果への相関について

平成 22 年度から平成 25 年度にかけて調査した配管溶接部のそれぞれについて、原子炉運転時の環境条件をまとめた結果を表 3.2.6-6 及び表 3.2.6-7 に示す。

環境条件のうち、原子炉運転時の温度は下降管が 285℃、吐出管が 275℃、給水管が 180℃となっている。圧力は系統箇所に応じて若干の分布はあるが、SCC の発生に影響するような大きな相違は無い。溶存酸素濃度は、給水管が 40ppb、下降管と吐出管は 10～30ppb となっており、違いはあるが水素注入なしの場合の 100～200ppb と比べれば、十分低い値であり、有意な違いとは思われない。共用時間は、SCC 対策を実施した時期によってばらつきがあるが、例えば、材料取替+水素注入に着目してみると、大きな相違はない。

以上のことから、環境条件が異なり、同じ溶接施工を実施しているものとして、平成 25 年度に調査した給水管及び下降管ノズルセーフエンドについて、定量的な調査結果が得られている残留応力測定結果、硬さ測定結果、引張試験結果の違いについて比較したものを表 3.2.6-8 に示す。特に違いが大きいのは、内面軸方向の残留応力測定値（2 倍の違い）である。しかし、これらの溶接箇所は、環境の他にも形状（口径、内管の有無）にも違いがあるため、環境条件の違いによる影響だけとは限定することは出来ない。

今後、温度、溶存酸素濃度、共用時間などの環境条件による相関を定量的に整理するためには、さらなる検討が必要である。

表 3.2.6-6 調査対象配管溶接部及び原子炉運転環境条件 (H22 からH24 年度)

試験採取年度	対象部位	溶接番号	配管情報				施工方法	温度(°C)	圧力(kg/cm <sup>2</sup> )	線流速(cm/s)	溶存酸素濃度(ppb)	供用時間(hr)	SCC対策
			溶接部(形状)	材質(形状)	両側配管	配管サイズ							
H22 (2010)	Aループ 吐出管溶接部	FW-53	SUS316L (パイプ)	TGS-316LK	SUS316L (70×1.5)	16B	通常溶接	275		773	水素注入後 (99,820hr): 10~30	99,820	材料取替(S60)+水素注入(S60)
H22 (2010)	Aループ 吐出管溶接部	SW-51	SUS316L (パイプ)	TGS-316LK	SUS316L (パイプ)	16B	通常溶接	275		773	10~30	99,820	材料取替(S60)+水素注入(S60)
H22 (2010)	Bループ 下降管溶接部	K-6B	SUS304 (パイプ)	TGS308L	SUS304 (パイプ)	14B	IHSI	284	67	507	水素注入なし (36,440hr): 100~200 水素注入後 (99,820hr): 10~30	IHSI前: 27,940 IHSI後: 108,720	IHSI (S59)+水素注入(S60)
H22 (2010)	Bループ 下降管溶接部	FW-4	SUS316L (パイプ)	TGS-316LK SATY316LK	SUS304 (パイプ)	14B	水冷溶接	284	67	507	水素注入なし (36,440hr): 100~200 水素注入後 (99,820hr): 10~30	316L材: 66,760 304材: 136,260	水冷溶接(H3)+水素注入(S60)
H22 (2010)	Aループ 入口管	C503AY	SUS316L (パイプ)	WELMIG 316LC	SUS27 (パイプ)	2B	噴水式水冷溶接	272		747	10~30	75,780	水冷溶接(H1)+水素注入(S60)
H24 (2012)	Aループ 下降管溶接部	FW-3	SUS316L	TGS-316LK	SUS316L	14B	通常溶接	284	67	507	10~30	99,820	材料取替(S60)+水素注入(S60)
H24 (2012)	Aループ 下降管溶接部	FW-4	SUS316L	TGS-316LK	SUS316L	14B	通常溶接	284	67	507	10~30	99,820	材料取替(S60)+水素注入(S60)
H24 (2012)	Aループ 下降管溶接部	FW-5	SUS316L	TGS-316LK	SUS316L	14B	通常溶接	284	67	507	10~30	99,820	材料取替(S60)+水素注入(S60)
H24 (2012)	Aループ 下降管溶接部	FW-6	SUS316L	TGS-316LK	SUS316L	14B	通常溶接	284	67	507	10~30	99,820	材料取替(S60)+水素注入(S60)
H24 (2012)	Aループ 下降管溶接部	FW-9	SUS316L	TGS-316LK	SUS316L	14B	通常溶接	284	67	507	10~30	99,820	材料取替(S60)+水素注入(S60)
H24 (2012)	Aループ 下降管溶接部	FW-10	SUS316L	TGS-316LK	SUS316L	14B	通常溶接	284	67	507	10~30	99,820	材料取替(S60)+水素注入(S60)
H24 (2012)	Aループ 下降管溶接部	FW-11	SUS316L	TGS-316LK	SUS316L	14B	通常溶接	284	67	507	10~30	99,820	材料取替(S60)+水素注入(S60)
H24 (2012)	Aループ 下降管溶接部	FW-12	SUS316L	TGS-316LK	SUS316L	14B	通常溶接	284	67	507	10~30	99,820	材料取替(S60)+水素注入(S60)
H24 (2012)	Aループ 下降管溶接部	FW-15	SUS316L	TGS-316LK	SUS316L	14B	通常溶接	284	67	507	10~30	99,820	材料取替(S60)+水素注入(S60)
H24 (2012)	Aループ 下降管溶接部	FW-16	SUS316L	TGS-316LK	SUS316L	14B	通常溶接	284	67	507	10~30	99,820	材料取替(S60)+水素注入(S60)
H24 (2012)	Aループ 下降管溶接部	FW-17	SUS316L	TGS-316LK	SUS316L	14B	通常溶接	284	67	507	10~30	99,820	材料取替(S60)+水素注入(S60)
H24 (2012)	Aループ 下降管溶接部	FW-18	SUS316L	TGS-316LK	SUS316L	14B	通常溶接	284	67	507	10~30	99,820	材料取替(S60)+水素注入(S60)
H24 (2012)	Aループ 下降管溶接部	FW-21	SUS316L	TGS-316LK	SUS316L	14B	通常溶接	284	67	507	10~30	99,820	材料取替(S60)+水素注入(S60)
H24 (2012)	Aループ 下降管溶接部	FW-22	SUS316L	TGS-316LK	SUS316L	14B	通常溶接	284	67	507	10~30	99,820	材料取替(S60)+水素注入(S60)
H24 (2012)	Aループ 下降管溶接部	FW-23	SUS316L	TGS-316LK	SUS316L	14B	通常溶接	284	67	507	10~30	99,820	材料取替(S60)+水素注入(S60)
H24 (2012)	Aループ 下降管溶接部	FW-24	SUS316L	TGS-316LK	SUS316L	14B	通常溶接	284	67	507	10~30	99,820	材料取替(S60)+水素注入(S60)
H24 (2012)	Aループ 吐出管溶接部	FW-57	SUS316L	TGS-316LK	SUS316L	16B	通常溶接	275		773	10~30	99,820	材料取替(S60)+水素注入(S60)
H24 (2012)	Aループ 吐出管溶接部	SW-58	SUS316L	TGS-316LK	SUS316L	16B	通常溶接	275		773	10~30	99,820	材料取替(S60)+水素注入(S60)
H24 (2012)	Aループ 吐出管溶接部	FW-59	SUS316L	TGS-316LK	SUS316L	16B	通常溶接	275		773	10~30	99,820	材料取替(S60)+水素注入(S60)
H24 (2012)	Aループ 吐出管溶接部	FW-60	SUS316L	TGS-316LK	SUS316L	16B	通常溶接	275		773	10~30	99,820	材料取替(S60)+水素注入(S60)
H24 (2012)	Aループ 吐出管溶接部	FW-61	SUS316L	TGS-316LK	SUS316L	16B	通常溶接	275		773	10~30	99,820	材料取替(S60)+水素注入(S60)
H24 (2012)	Aループ 吐出管溶接部	FW-62	SUS316L	TGS-316LK	SUS316L	16B	通常溶接	275		773	10~30	99,820	材料取替(S60)+水素注入(S60)
H24 (2012)	Aループ 吐出管溶接部	SW-63	SUS316L	TGS-316LK	SUS316L	16B	通常溶接	275		773	10~30	99,820	材料取替(S60)+水素注入(S60)
H24 (2012)	Aループ 吐出管溶接部	FW-64	SUS316L	TGS-316LK	SUS316L	16B	通常溶接	275		773	10~30	99,820	材料取替(S60)+水素注入(S60)
H24 (2012)	Aループ 吐出管逆止弁	W-04 1B	SCS16A	TGS-316LK	SCS16A	弁	通常溶接	275		10~30		99,820	材料取替(S60)+水素注入(S60)
H24 (2012)	Aループ 吐出管逆止弁	W-04 2B	SCS16A	TGS-316LK	SCS16A	弁	通常溶接	275		10~30		99,820	材料取替(S60)+水素注入(S60)
H24 (2012)	Aループ 吐出管逆止弁	W-04 3B	SCS16A	TGS-316LK	SCS16A	弁	通常溶接	275		10~30		99,820	材料取替(S60)+水素注入(S60)

表 3.2.6-7 調査対象配管溶接部及び原子炉運転環境条件 (H25 年度)

試料採取年度	配管情報						環境条件					SCC対策	
	対象部位	溶接番号	材質(形状) (溶接部を挟む両側配管)	配管サイズ	施工方法	温度(°C)	圧力(kgG/cm <sup>2</sup> )	線流速(cm/s)	溶存酸素濃度(ppb)	共用時間(hr)			
H25 (2013)	Aループ下降管 /ズルセーフエンド	W-01-1A W-01-2A	SA350 オーハレイ	NiC70A インニル 82T	SUS316L	14B	インニル ハタリク	284	67	507	10~30	99,820	材料取替(S60)+水素注入 (S60)
H25 (2013)	Aループ下降管 /ズルセーフエンド	W-01-1B W-01-2B	SA350 オーハレイ	NiC70A インニル 82T	SUS316L	14B	インニル ハタリク	284	67	507	10~30	99,820	材料取替(S60)+水素注入 (S60)
H25 (2013)	Aループ給水管 /ズルセーフエンド	WC- D001-1A WF-D001- 1A	SA350 オーハレイ	NiC70A インニル 82T	SUS316L	10B	インニル ハタリク	180			40	108,720	材料取替(S59)+水素注入 (S60)
	給水管内管	WA- D001-1A	SUS27		SUS316L		すみ肉溶接						
H25 (2013)	Aループ 下降管溶接部	FW-1	SUS316L	TGS- 316LK	SUS316L	14B	通常溶接	284	67	507	10~30	99,820	材料取替(S60)+水素注入 (S60)
H25 (2013)	Aループ 下降管溶接部	FW-2	SUS316L	TGS- 316LK	SUS316L	14B	通常溶接	284	67	507	10~30	99,820	材料取替(S60)+水素注入 (S60)
H25 (2013)	Aループ 下降管溶接部	FW-7	SUS316L	TGS- 316LK	SUS316L	14B	通常溶接	284	67	507	10~30	99,820	材料取替(S60)+水素注入 (S60)
H25 (2013)	Aループ 下降管溶接部	FW-8	SUS316L	TGS- 316LK	SUS316L	14B	通常溶接	284	67	507	10~30	99,820	材料取替(S60)+水素注入 (S60)
H25 (2013)	Aループ 給水管溶接部	SW-8	SUS316L	TGS- 316LK	SUS316L	10B	通常溶接	180			40	108,720	材料取替(S59)+水素注入 (S60)
H25 (2013)	Aループ 給水管溶接部	SW-9	SUS316L	TGS- 316LK	SUS316L	10B	通常溶接	180			40	108,720	材料取替(S59)+水素注入 (S60)
H25 (2013)	Aループ 給水管溶接部	SW-10	SUS316L	TGS- 316LK	SUS316L	10B	通常溶接	180			40	108,720	材料取替(S59)+水素注入 (S60)
H25 (2013)	Aループ 給水管溶接部	SW-11	SUS316L	TGS- 316LK	SUS316L	10B	通常溶接	180			40	108,720	材料取替(S59)+水素注入 (S60)
H25 (2013)	Aループ 給水管溶接部	FW-12	SUS316L	TGS- 316LK	SUS316L	10B	通常溶接	180			40	108,720	材料取替(S59)+水素注入 (S60)
H25 (2013)	Aループ 給水管溶接部	FW-28	SUS316L	TGS- 316LK	SUS316L	10B	通常溶接	180			40	108,720	材料取替(S59)+水素注入 (S60)

表 3.2.6-8 環境条件と調査結果の相関性確認

項目	給水管 ノズルセーフエンド	下降管 ノズルセーフエンド
	環境条件	
温度(°C)	180	285
溶存酸素濃度(ppb)	40	10~30
共用時間(hr)	108,720	99,820
形状		
口径	10B	14B
内管の有無	有	無
調査結果の違い		
残留応力測定結果(MPa) (内面軸方向の最大値)	260 (引張応力)	523 (引張応力)
硬さ測定結果(Hv) (内面表層のピーク値)	若干値は異なるが、傾向はほぼ同じ	
引張試験結果		
降伏応力(MPa)	317~325	343~363
引張強さ(MPa)	483~493	521~539
最大伸び(%)	16~20	21~22

6) 全調査結果の整理

平成 22 年度から平成 25 年度にかけて実施した調査について、内表面観察及び浸透探傷試験と溶接部配管の使用材料と溶接手法に着目して整理したものを表 3.2.6-9 に示す。各分類の特徴として、A ループ再循環系配管は SUS316L に材料を交換した共金溶接部であるととも通常溶接を用いており、蒸気ドラムセーフエンドは異材継手を含み、B ループ再循環系は SUS304 と IHSI 及び水冷溶接を用いた溶接部を含む配管系である。材料及び溶接手法が同じ A ループ再循環系配管で、全 76 シームに対して 33 箇所、43%の溶接部を対象に内表面観察及び浸透探傷検査を実施した結果、マイクロクラックを含めて SCC は発見されなかった。

平成 22 年度から平成 25 年度にかけて実施した調査について、調査項目毎、SCC 対策毎に結果を整理したものを表 3.2.6-10 に示す。

超音波検査(H23年度のみ実施)、浸透探傷検査(全部で45箇所の溶接部を対象に調査)、内表面観察、断面観察、金属組織観察の結果、何れの溶接部でも SCC の発生は認められなかった。但し、平成 25 年度に実施したノズルセーフエンドの調査では、内面観察 (SEM) により非常に軽微な粒界腐食が確認され、金属組織観察では粒界フェライトの減少、炭化物の分散が確認された。

残留応力測定では、「低炭素ステンレス (SUS316L) への材料取替+水素注入」において、内面軸方向に大きな引張応力が発生していた。「IHSI+水素注入」、「水冷溶接+水素注入」では、内面の応力は圧縮応力(または小さな引張応力)となっており、それぞれの対策が引張応力値抑制に有効に機能していることが確認された。

硬さ試験では、平成 25 年度に調査した給水管、下降管ノズルセーフエンドの結果が他の結果と比較して若干大きな硬さを示したが、全体として急激な硬さの変化はみられず、健全な結果であった。

フェライト量測定では、平成 25 年度に調査したノズルセーフエンドの炭素鋼部を除いて小さな値を示しており、健全であることが確認された。

鋭敏化度測定では、一部の箇所で軽微な鋭敏化が確認されたが、SUS316L への材料取替によって鋭敏化の度合いは抑止されていると推測される。

成分分析は平成 23 年度に実施したが、全ての分析値は規格値内であり、健全であることが確認できた。

引張試験では、破断箇所が全て母材部であり、溶接部は母材以上の強度を有していることが確認された。

表 3.2.6-9 使用材料と溶接法で整理した内表面観察及び浸透探傷試験検討箇所

ループ	設備		部位名称	評価シーム数				評価シーム/設備シーム	備考
	設備名	シーム数		H22	H23	H24	H25		
A	再循環系	76	吐出管(16B)配管溶接部	2		11		33/76	SUS316Lへの取替箇所 通常溶接
			下降管(14B)配管溶接部			16	4		SUS316Lへの取替箇所 通常溶接
	蒸気ドラムセーフエンド	33	下降管(14B)ノズルセーフエンド				2	3/33	SUS316Lへの取替箇所 (異材継手)
			給水管(10B)ノズルセーフエンド				1		SUS316Lへの取替箇所 (異材継手)
B	再循環系	75	下降管(14B)	2				2/75	SUS304/SUS304(IHSI) SUS316L/SUS304(水冷)

表 3.2.6-10 調査項目とSCC対策

調査項目	結果		
	低炭素ステンレスへの取替+水素注入	IHSI+水素注入	水冷溶接+水素注入
超音波検査	検査は平成23年度に実施した溶接部(FW-53、K-6B、FW-4)を対象に実施。全ての溶接部において、割れ、孔食、溶接欠陥は無く、SCCの発生は認められなかった。減肉量は厚さの許容値である±10%以内であった。		
浸透探傷試験	43箇所の溶接部を対象に試験を実施。何れの溶接部も欠陥指示模様はなく、SCCの発生は認められなかった。		
内表面観察(顕微鏡)	7箇所の溶接部(FW-53、K-6B、FW-4、FW-21、FW-62、下降管/スルセフエント、給水管/スルセフエント)を調査。何れの溶接部もクラックは確認されず、SCCの発生は認められなかった。		
内表面観察(SEM)	7箇所の溶接部(FW-53、K-6B、FW-4、FW-21、FW-62、下降管/スルセフエント、給水管/スルセフエント)を調査。何れの溶接部もマイクロクラックは確認されず、SCCの発生は認められなかった。		
光学顕微鏡による断面観察	平成24年度に調査したFW-21、FW-62、及び平成25年度に調査した給水管、下降管/スルセフエントにおいて、非常に軽微な粒界腐食が確認された。		
金属組織観察(マクロ、ミクロ)	7箇所の溶接部(FW-53、K-6B、FW-4、FW-21、FW-62、下降管/スルセフエント、給水管/スルセフエント)を調査。何れの溶接部も割れ、欠陥は確認されなかった。		
残留応力測定 注: 応力値は、プラスが引張応力、マイナスが圧縮応力として示した。また、値は複数測定した結果の最大値(最小値)を示している。	通常の溶接部として、FW-53、FW-21、FW-62を調査。 内面軸方向: +400MPa 内面周方向: -200MPa 外面軸方向: +200MPa 外面周方向: +200MPa 内面軸方向に大きな引張応力が発生していた。	平成23年度にK-6Bを調査。 内面軸方向: -400MPa 内面周方向: -500MPa 外面軸方向: +200MPa 外面周方向: +200MPa 内面が圧縮応力となっていることから、対策が引張応力の抑制に有効に機能していることが分かる。	平成23年度にFW-4を調査。 内面軸方向: +200MPa 内面周方向: -600MPa 外面軸方向: +200MPa 外面周方向: +200MPa 内面軸方向の引張応力が小さく、周方向が圧縮応力となっていることから、対策が引張応力の抑制に有効に機能していることが分かる。
	下降管/スルセフエント 内面軸方向: +500MPa 内面周方向: -300MPa 外面軸方向: +100MPa 外面周方向: +200MPa 内面軸方向に大きな引張応力が発生していた。	給水管/スルセフエント 内面軸方向: +300MPa 内面周方向: -400MPa 外面軸方向: 0MPa 外面周方向: +100MPa 内面軸方向に比較的大きな引張応力が発生していた。	—
硬さ試験 注)測定した硬さ(HV)の最大値(溶接部に発生)と比較する。	通常溶接部 FW-53、FW-21、FW-62: 約250HV スルセフエント 下降管: 約380HV(内面表層部) 給水管: 約340HV(内面表層部) 溶接金属及びハット部で最高硬さを示すが、急激な硬さ変化はみられなかった。	K-6B: 約230HV 顕著な硬さ変化はなく、健全である。	FW-4: 約250HV 顕著な硬さ変化はなく、健全である。
フェラ体量測定	7箇所の溶接部(FW-53、K-6B、FW-4、FW-21、FW-62、下降管/スルセフエント、給水管/スルセフエント)を調査。全ての配管において、溶接部のフェラ体量は10%以下、熱影響部では概ね3%以下であり、健全であることを確認した。		
	H25年度にスルセフエント(給水管、下降管)を調査。溶接金属中央0%、溶接境界近傍1%以下であったが、高温割れは認められない。溶接近傍では、セフエント(SUS316L)側で1%以下、スル(炭素鋼)側で40~100%であった(表層はオーバーレイの影響により3%以下)が、特に異常は認められなかった。		
硬さ試験 注)測定した硬さ(HV)の最大値(溶接部に発生)と比較する。	通常溶接部 FW-53、FW-21、FW-62: 約250HV スルセフエント 下降管: 約380HV(内面表層部) 給水管: 約340HV(内面表層部) 溶接金属及びハット部で最高硬さを示すが、急激な硬さ変化はみられなかった。	K-6B: 約230HV 顕著な硬さ変化はなく、健全である。	FW-4: 約250HV 顕著な硬さ変化はなく、健全である。
成分分析	平成23年度にFW-53、K-6B、FW-4を調査。材料成分は全て規格値内であり、健全であることを確認した。		
引張試験	平成24年度にFW-21、FW-62を調査。破断位置は溶接境界から30mm以上離れた母材であり、引張強さは570N/mm <sup>2</sup> 前後であった。溶接部の強度は母材の強度を上回っていることを確認した。		
	平成25年度に下降管と給水管のスルセフエント部を調査。下降管、給水管ともに破断位置はスル(炭素鋼)側の母材であり、強度は規格値を満足していた。溶接部は母材以上の強度を有していることが確認できた。		

### 3.2.6.2. 総括

以上の結果からこれまでの調査結果を表 3.2.6-11 に示し、以下に総括する。

- (1) 使用材料が SUS316L で通常溶接の A ループ再循環系配管設備の全 76 シームに対して 33 シーム、43%でマイクロクラックハールを含め、SCC の発生は認められなかった。
  - (2) SUS304 から SUS316L への材料取替えにより、鋭敏化が抑制できており、対策としての有効性を確認した。
  - (3) IHSI、水冷溶接の適用により、残留応力低減ができており、これらの溶接法が有効であることを確認できた。水素注入下の SCC 対策としては、水冷溶接で十分であることが確認できた。
  - (4) インコネル材の溶接について、熱影響対策として 7.5mm 以上のバタリング層を設けることが有効であることが確認できた。また、インコネル 82T 材、NIC70A 材は溶接による鋭敏化を生じていたが、水素注入環境下では SCC 割れが抑制可能であることが確認された。
- 上記調査結果から、IGSCC 対策が有効に機能し、その結果、SCC 発生を抑止したものと考えられる。

表 3.2.6-11 調査結果の総括

材質・溶接法		材料組織、 硬度	鋭敏化	残留応力 (最大値: MPa)	SCC発生 有無
SUS304	水冷溶接	健全	有	173	無
	IHSI	健全	有	-71	無
SUS316L	通常溶接	健全	無	370	無
	水冷溶接	健全	無	139	無
	肉盛溶接+ 通常溶接 (Ni基合金)	健全	無	525	無
Inconel82T	健全	有	無		
NIC70A	健全	有	無		
炭素鋼	健全	無	無		

一般的にSCCは、材料表面の加工硬化層から粒内型SCC(TGSCC)として発生し、材料内部では粒界型SCC(IGSCC)として進展する。溶接部に隣接する母材部に発生し溶接金属内へも進展する。

炭素を0.05%程度含有するステンレス鋼では、SCCの原因は溶接時の昇温により溶接金属周辺の母材熱影響部(HAZ)において、粒界にCr炭化物が析出し熱鋭敏化するためであるとされている。

ふげんでは、SCC対策としてステンレス鋼中の炭素量を低減し、炭化物の析出を抑制した低炭素ステンレス鋼(炭素含有量が0.02%以下のSUS316NG, 316 L)を適用している。

316 L鋼にてIGSCCが発生しにくい理由は、主には変形誘起マルテンサイトと粒界炭化物析出が形成されにくいためと考えられる。今回の調査でも、316L鋼ではこれらの発生はほとんどないことが確認されている。

一方、316L製配管でもIGSCCは溶接時の収縮過程で発生する塑性ひずみと高い腐食電位の水質を原因とし、熱影響部近傍に粒界炭化物析出も鋭敏化等による粒界近傍のCr濃度低下もしなくても発生する場合がある。この場合、IGSCCの発生・進展の主因は加工時や溶接時の収縮による塑性ひずみによると考えられている。

また、材料表層部の機械加工による硬化や残留応力が原因となり、表層部で粒内応力腐食割れ(TGSCC)が発生し、これが起点となって、母層では結晶粒界に沿ってIGSCCが進展することも考えられる。一般に材料の塑性変形は温度が高いときは結晶面がすべることにより生じる変形が起きるが、材料が硬化するとスベリ変形が妨げられ、一部の結晶面では原子配列が鏡像を形成するように変化する双晶変形が生じる。双晶変形では双晶境界や先端部では局部的に高い応力集中が起きるため、TGSCC発生を誘起する可能性がある。IGSCC進展速度は、熱鋭敏化や冷間加工により大きくなるが、鋼種(304鋼, 304L鋼, 316 L鋼および316NG鋼)間の差異は小さい。

また、ふげんでは、溶接時に発生する溶接残留応力を低減するために「水冷溶接」や「IHSI」を施している。これらの溶接残留応力低減策が、数万時間を経た後でも機能していることを初めて明らかにすることができたのも既述の通りである。

さらにはじめて水素注入を実機適用し、腐食電位及び溶存酸素量を減じるなど、何重もの対策を施している。今回の調査では、加工による表層部の硬化や双晶は発生していたことが確認されているが、SCCの発生は全くなかった。これは、溶接時の収縮応力抑制による塑性ひずみの抑制や、水素注入による溶存酸素濃度抑制、低電位化が寄与したものと考えられる。

このように、今回の調査結果から、ふげん再循環系配管では、材料的にはいくつかのSCCを発生させる要素はあったものの、溶接、水質など実施してきたIGSCC対策により、SCCは総合的に抑制できたことが確認された。

IGSCCの発生と進展は、引張応力、材質と水質が要因として挙げられる。しかし、低炭素ステンレス鋼では、塑性ひずみが結晶粒界に局部的に集中すれば、熱鋭敏化や腐食電位の如何によらずIGSCCが進展する。加工硬化などの要因でTGSCCが発生すれば、これが起点となってIGSCCとして進展する。IGSCC進展過程では、水環境中における応力拡大係数が支配的要因になる。

しかし、表面硬化層でTGSCCが発生する要因については、まだ十分には解明されておらず、今回の調査結果からも、どの対策がSCC発生抑制に有効であったかは明らかになっていない。

今後は、使用環境に応じた対策について、より有効性を上げるため、これまでの調査をベースに、応力、材質、水質のどの因子が発生抑止に有効であったのかを、追加試験などにより明らかにしていくことが必要であると考えられる。

### 3.3. 活動記録

#### 3.3.1. 第1回「福井県における高経年化調査研究 専門部会」議事録

- 1) 日 時：平成 25 年 11 月 14 日（木） 13:00～14:50
- 2) 場 所：(独)日本原子力研究開発機構 敦賀本部 アトムホール
- 3) 出席者：(敬称略)

出席：柴田主査、小島、義家、吉川、辻、田中、藤村、茶谷

オブザーバ：山本（福井県）、鈴木、塩見、小林（JNES）、横溝、鬼沢、中村、榎原、  
明珍、海老根、野際、鬼塚、安藤（JAEA）

説明者：阿部、湯浅

事務局：木村、秋山

#### 4) 議題

##### ① 挨拶

安全研究センターからの挨拶として、鬼沢ユニット長から「委員の先生方、参加いただいた皆様には我々の研究成果を多角的な視点から検討していただきたい。またその結果を踏まえて今後の調査研究に役立てたいと考えていますのでご指導ご支援をお願いしたい」との挨拶があった。

##### ② 議事録 確認など

- a 平成 24 年度第 2 回専門部会の議事録についての確認および指摘事項についての説明を行い了承された。
- b 新委員の紹介および今年度の審議項目の確認がなされた。

#### 5) 各研究の報告

##### ① 2 相ステンレス鋳鋼の熱時効脆化に関する研究

一阿部氏より、標記課題の今年度の計画について紹介された。質疑応答は以下の通り。

- ・マルテンサイト変態と計算機シミュレーションの関係について確認したい。Lath が出てくるのはなぜか。

→シャルピー試験時の加工誘起マルテンサイト変態であり、通常では見られない。铸造凝固時に変態しているという意味ではない。変態のしやすさを Md30 で評価しようということである。あくまでトリガーは、応力と温度場である。

- ・衝撃までシミュレーションを行ったわけではないということか？

→Md30 を指標として変態のしやすさを予測できるということである。

- ・シャルピー試験結果のばらつきは、このマルテンサイト変態で説明がつくということか。

→サンプルの採取も含めて铸造組織のばらつき等の影響も反映した結果と考えている。

- ・圧力容器鋼の照射脆化の監視試験データについてもばらつきの原因を指摘されており、わかりやすい説明に苦労している。計算機実験をビジュアル的に示す事で、理解しやすい説明ができないかという視点で参考にさせて頂きたい。

- ・試験条件では今年度も1万時間熱処理するということか？  
→熱処理はすでに1万時間も用意済みである。回復処理後に加速熱処理したものを今年度に試験評価する。
- ・WEBベースのデータ発信は非常に有益と思う。データ管理についてセキュリティ対策はどの様に考えているのか。  
→配管減肉データと同様に、ユーザーにID、パスワードを付与しての運用を考えている。
- ・材料組織のばらつきの影響をどのように捉えているかお聞かせ頂きたい。  
→ばらつきの要素を特定して影響を明らかにしていくのはなかなか難しいと考えているが、スクリーニング基準への影響に絞って材料因子の影響を見極めていきたい。
- ・主要因を明らかにする事が命題と考えるが、応力の影響は主要因と考えているのか。個人的にはその影響は小さく、むしろ反応を抑制するのではと考えている。  
→材料組織の影響を考えた場合、組織形状などによって内部応力も異なると考えている。スクリーニング基準のフェライト量との関係も含めて、整理したいと考えている。
- ・スピノーダル分解の活性化エネルギーのQ値について、単純なCr拡散では説明できないから核形成などを考えているということか？  
→ご指摘の通り。フェーズフィールド法の小山先生とも相談しながら考察を進めている。空孔拡散にも着目し、何か新しい知見を得て、Q値を使えるとよいと思っている。
- ・「熱活性化過程ではない」というのは言い過ぎとも思えるが、どのような意味で行っているのか  
→当初から、本来は熱活性化過程反応ではないスピノーダル分解反応を熱活性化過程として扱う事に違和感があった。特にこの bainite 側ではスピノーダル分解が核生成的な分解をしているのではないかという指摘も頂きまして、スピノーダル反応について調べていきたい。
- ・データベースには実機材も含まれているのか。IAEAでは、今後、実機材データを充実させる動きがあり、本調査研究の結果をWEBで公開するということは大変意義があると思う。  
→全情報を載せる予定である。

## ② ふげん SCC 対策技術の有効性確認

一湯浅氏より、標記課題の今年度の計画について紹介された。質疑応答は以下の通り。

- ・昨年度の最終報告では、インコネルとSUSの接合部に重点を置くとの事だったが、その認識でよかったか。また実際に炭素鋼でのSCC事例はあるのか？  
→インコネルとSUSの接合部を重点的に調査する予定である。炭素鋼ではSCC事例はない。
- ・カナダのCANDU炉では、炭素鋼に興味をもっていたように記憶している。

- 内外面含めて SCC やクリープ破断の調査も行っている。
- ・接合部は蒸気と水とで、どのように浸かっているのか。  
→蒸気ドラムの高さ約 2mあるうち 1.5m程度まで水が入っており、対象ノズルは水中である。
  - ・関電では強加工が原因で SCC が発生している。製造方法も踏まえて調査して頂けると有益なデータが取得できるのではないか。  
→拝承。
  - ・粒界強度の低下は実際に SCC が起こっていないと、粒界強度が低下している原因まで調べられないのではないか。  
→微小き裂も含めてき裂が発見したら調べるという意味の項目も列挙している。割れがなければ実施しない場合もある。
  - ・H23 の結果では SUS304 で若干の鋭敏化の兆候が認められたものの応力改善策により 200MPa に緩和されたので SCC が発生しなかったというロジックは正しくない。200MPa では SCC は発生しないとは言い切れない。水素注入の効果あるいは使用時間の範囲では起こらなかったとすべきではないか。  
→昨年度報告しているが、全く同意見。
  - ・調査対象について、給水内管は疲労低減が目的のものであると認識している。この箇所疲労破壊の影響について調べる予定は無いのか？  
→別途確認をしたいと考えている。

### ③ 福井県における高経年化研究

—阿部氏より、標記課題について説明された。質疑応答は以下の通り。

- ・本プロジェクトは本年度で終了か？次のプロジェクトも考えているということか？  
→終了する方向で調整している。
- ・本調査研究は美浜での事故が契機となって開始された経緯がある。福井県では高経年化研究をエネルギー研究開発拠点化計画の中に組み込んでいる。福井高経年化研究は、次年度からは JNES からの委託研究ではなくなり、エネ庁からの委託研究を予定している。福井県でも廃炉新電源対策室を立ち上げた。廃炉を意識したテーマを進めてほしい。
- ・IAEA 動きとして、実機材データを充実させる計画があり、日本も浜岡の廃材を使用しての研究が案として浮上している。予算はエネ庁が担うかも知れないが JAEA も検討したらよいと思う。  
→エネ庁をハブにして、新しいテーマとして国際貢献できたらいいとの期待は持っている。
- ・次年度以降の JNES の位置付けは？  
→JNES は来年 2 月に規制庁に統合予定である。どういう組織になるかは不透明な段階

である。組織として研究は継続して行うことになると思うが、JNES の現在進行中のテーマは、25 ないし 26 年度に一旦終了する方向で動いている。

- ・ハードばかりの取組が目立っているが、ソフト面の検討も規制研究の観点から考えているのか気になっている。

→確かにハード面の取組が多く、個人的にはソフトをしていなくてもよいのか気になっている。JNES のヒューマンファクターを取り組んでいる部門はそのまま規制庁に移る事になっており、事業も継続して進めるのではないか。

- ・福井県の新電源対策とは具体的に何を指しているのか。

→詳細はまだ不明だが、火力や天然ガス、敦賀 3,4 号機+ $\alpha$ と聞いている。

#### ④ その他

—全体をとおして、以下のような意見が出された。

- ・外部にも様々な有益な装置があるが、ふげんサンプルは、外に持ち出して評価できないのか。

→管理区域で作業しなければならない都合があるので、基本的にはふげん内での試験や分析を考えている。その他、モデル合金やモックアップを活用するという考えもあり、その様なものは外部に委託して分析評価を行っている。

- ・配管減肉データベースは価値ある情報であり、今回の調査研究の結果も WEB 化する事は大変良いこと。ただし、WEB 化が最終目標ではなく、そのアウトプットの活用が大事であり、その方法も考えて行かなくてはならない。また福井の高経年化研究は産学官の連携が重要と指摘してきたが、今後、さらに広げること、また、海外への発信なども含めて検討して欲しい。

以上

### 3.3.2. 第2回「福井県における高経年化調査研究 専門部会」議事録

- 1) 日 時：平成 26 年 2 月 26 日（水） 13:20～15:20
- 2) 場 所：(独)日本原子力研究開発機構 国際原子力情報・研修センター第1会議室
- 3) 出席者：(敬称略)

委員：柴田主査、鈴木、辻、藤村、義家、安濃田（敬称略）

オブザーバ：高倉（JNES）、鬼沢、中村、阿部、榊原、明珍、海老根、鬼塚、安藤、  
高城、山崎（JAEA）

説明者：濱上、湯浅

事務局：北野、木村

#### 4) 議題

##### ① 議事録 確認など

- a 議事次第、配布資料についての確認。
- b 平成 25 年度第 1 回専門部会の議事録について確認の後、了承された。
- c 新委員の紹介および今年度の審議項目の確認がなされた。

##### 5) 各研究の報告

##### ① 2相ステンレス鋳鋼の熱時効脆化に関する研究

一濱上氏より、標記課題の今年度の成果について紹介された。質疑応答は以下の通り。

- ・スクリーニング基準は何を振り分けるのか。  
→スクリーニング基準は材料評価のアラートと考えており、その科学的な根拠を得るために実施している。従来の脆化予測式は高温側の加速データに基づいているので低温側の予測式の妥当性をより正しく判断するためにデータを取得している。
- ・ $Q=167 \text{ kJ/mol}$  が妥当な理由は？  
→ $Q=100$  は高温側で得られたデータのようにあり、実測値と H3T モデルの予測値では低温側ですれて、 $Q$  の妥当性が落ちてくる。ふげん実機材のシャルピー試験から得られた  $Q=167$  が最適な予測値を与えている。
- ・技術審査マニュアルへの貢献とはなにか。  
→この調査研究での成果の反映先が JNES の高経年化評価技術審査マニュアルと考えている。
- ・データベースへのアクセスでネットワークとユーザー側で分けている理由はなにか。  
→データ公開時に JAEA のイントラと本データサーバーのセキュリティを両立させるのは難しいので、データベースは公開用のデータセンターに置く予定である。
- ・値の出処はどこか。両方で値がわずかに違う。  
→すべてふげん実機材から得られたものである。データを増やして再評価したのが、わずかに値が違っている。
- ・フェライト量と熱応力の関係においてイメージ図とグラフの値が異なって見えるのはなぜか。

- 印刷の色合いの関係でイメージ図中の赤（1000MPa）の非常に小さい点が潰れている。カラーバー等の表示を再検討する。
- ・最大主応力とフェライト量のグラフで、応力がばらついているのが気になる。
- 最大主応力は、内部の歪や応力を測っているものではなく解析値を示している。フェライト相とオーステナイト相の熱膨張の違いにより応力が発生している。フェライト量だけでなく、形状や平均自由行程、局所的な応力集中が影響しているのではないかと考えている。最大主応力の議論はもう少し必要と思っているが、飽和していく傾向はあると考えている。
- ・イメージベースのFEMで2次元と3次元の差は大きいのではないかと。力学的な実態を反映したものになっているのか。
- 初めての試みであるので絶対値の大きさより傾向を捉えている。平面ひずみとして考えており2次元でも的はずれな値ではないと思われる。
- ・グラフで4点での説明には無理がある。実測値と解析値とを明示すべき。
- 解析結果が得られて間もないデータを示したため、無理のある表示になってしまっている。ご指摘のとおり再検討する。
- ・シミュレーションでは、同じ条件で同じ出発点から計算すれば同じ結果が得られるというイメージをもっているが、今回の結果はイメージ的な理解がしにくい。
- 今回の解析は複合材の体積や形状の影響が大きい。フェーズフィールド解析の結果を使っているため複雑な形状の違いが現れてしまうと思われる。それを踏まえてもおおまかな傾向を見て取ることに目的をおいて解析したものである。

## ② ふげん SCC 対策技術の有効性の確認

- 湯浅氏より、標記課題の今年度の成果について紹介された。質疑応答は以下の通り。
- ・異常が見つからず対策が有効であったということは目出度い結果であると思うが、今回の結果から10万時間を超えた場合についての知見は得られないか？
  - 今後、ふげん材でパラメータを振った実験を計画していきたい。
- ・SCC感受性の高低の基準が分かりづらい。感受性が高いところは水素注入等をしなければSCCに至ることなのか、それともこれは相対的な比較か。
  - 相対的なものである。今回の調査範囲では定量的なデータ取得までは行っておらず、対策の有効性の確認を目的に調査したものである。
- ・ふげんの場合にはSCC対策として色々やったが例えば水素はここまで入れる必要はなかったといった知見が将来得られればよいと思う。
  - 今後データの取得を検討してみたい。
- ・粒界腐食があるとされた箇所について深さ方向の分析はしているのか。SUS316Lに材料取替をした結果、SCCを生じなかったと述べている一方で、粒界腐食があるとのことで気になった。

→深さ方向の腐食は数 $\mu\text{m}$ 、一粒内程度である。

- PWR の SCC では水素が起因とも言われている。BWR では水素注入が有効という常識があるとしても、一般に公開する場合には言い方に配慮が欲しいと考える。

→拝承。

- バタリングの厚さの違いによって下降管と給水管とで硬さや残留応力に違いが生じたと言えるのか。バタリングが厚い方が入熱は大きいはずであるが、結果は逆になっている。また、デポによる入熱も加味して考察すべき。

→データは正しいと考えている。残留応力の違いの原因は解明できていないが、素材を拘束している側の温度勾配が緩やかなため低めの残留応力になったと推定している。

### ③ その他

—全体をとおして、以下のような意見が出された。

- 本年度「福井県における高経年化調査研究会」について、研究成果の可視化に重点をおいて公開発表を行い、合わせて招待講演 3 件を行うとの説明があった。
- JNES 高倉氏から、得られた成果は実機のデータとして貴重なものであり、JAEA、各委員、関係者に謝意が述べられた。また、今回の 2 事象は国の高経年化評価の重要な審査項目であり、この調査研究の成果は最新の知見として活用していく旨の挨拶があった。

以上

### 3.3.3. 「福井県における高経年化調査研究会」議事録

- 1) 日 時：平成 26 年 3 月 4 日（火） 13:00～16:00
- 2) 場 所：(独)日本原子力研究開発機構 敦賀本部 アトムホール
- 3) 出席者：(敬称略)

委員：柴田、小島、藤村、田中、山本

オブザーバ：小山田（規制庁）、磯村（TAS）、横溝、吉川、中村（孝）、中村（秀）、  
榊原、海老根、野際、明珍、鬼塚、高城、山崎、安藤、塚本、森田、川原、  
中野、桶谷、林(JAEA)

説明者：桑水流（福井大）、戸塚、作田（INSS）、阿部、湯浅、安藤(JAEA)

事務局：北野、木村、秋山

#### 4) 挨拶

吉川敦賀本部産学連携事業統括より、「もんじゅの保守点検の不備や JPARC での不祥事等ご心配をお掛けしているが、皆様の信頼を得られるように組織や事業の運営の見直しを中心に機構改革を着実に進めていく。原子力は重要な電源と位置づけられているので、安全性の向上に寄与できるよう今後ともふげんを活用していきたい。本日は、ふげんを活用した高経年化研究の成果について御意見をお聞かせいただきたい。」旨の開催挨拶があった。

#### 5) 平成 25 年度調査研究成果報告

##### ① 研究成果の公開と可視化の促進について

—安藤氏より、標記課題の成果について紹介された。

##### ② ステンレス鋼鑄鋼の熱時効脆化に関する研究

—阿部氏より、標記課題の成果について紹介された。質疑応答は以下の通り。

- ・ 275℃での長期運転時に熱時効を起こさない計算であるが、実際の軽水炉ではもう少し温度が高いが、その場合はどうか。

→PWR では約 325℃であり計算することはできるが、遠心鑄造で製造された凝固組織であり今回と少し様子が違ってくるので、議論は時期尚早と考え計算は控えた。

- ・ 破壊靱性限界値の表現は適切ではない状況である。また、わかりやすい説明ではあるが、鉄が脆くなることを瀬戸物に例えるのは誤解されるのでよくないので、粘り強さが落ちてくる説明のほうがよい。スピノーダル分解の組織変化の動画シミュレーションはとてもわかり易くてよい。

→拝承。

### ③ ふげん SCC 対策技術の有効性確認

—湯浅氏より、標記課題の今年度の成果について紹介された。質疑応答は以下の通り。

- ・ 残留応力の 400MPa の絶対値を強調するのではなく、構造物の母材部との差を取り上げて論じたほうが良い。

→拝承。

- ・ 全体の 43% の調査で SCC が無かったから全体も大丈夫との表現は、おそらく他も大丈夫とは思えるが、工夫がいる。

→SCC が懸念される箇所の半数で入念に調べたので、実機でそれを調べたのを伝えなかった。表現は注意する。

- ・ 実機で残留応力も含めてこれだけ入念に調べた取り組みは例がない。これから廃炉になるものの参考になる。

→拝承。

### ④ 福井県における高経年化調査研究について

—阿部氏より、標題について経緯、体制、ミッション、実績、今後等について紹介があった。

## 6) 講演

### ① ニッケル基合金溶接部の SCC き裂進展に関する機構論的研究

—戸塚氏より、標記課題の成果について紹介された。質疑応答は以下の通り。

- ・ 690 では Cr が多いことで不動態皮膜の形成が速く、水素が入って行きにくくなり、水素のトラップされる粒界のプロファイルが影響して SCC の挙動が変わっているとの理解で良いか。腐食電位の実測はしているか。

→腐食電位の測定はしており、600, 690 ではほとんど同じである。690 は 600 に比べて不動態化速度が速く、安定な皮膜の形成が反応抵抗となると考えている。

- ・ 690 で NbC が出ないのはなぜか。

→690 は Cr が多いので、M23C6 に若干 Nb が吸収されるのではないかと考えている。

- ・ オーステナイト鋼の場合は水素はどの程度効くと考えているか。

→データがないので想像の範囲であるが、オーステナイト鋼は、新生面は水素電極として作用するが、その後すぐに酸化するので水素電極としての作用が働かなくなるため水素があまり入らない。ひずみ拘束を受けて新生面が出ない状態だとオーステナイト鋼は割れにくい。

- ・ 一般的には水素脆化は BCC だけで起こる。FCC で水素脆化は奇異な感じがする。

→Ni 系でも 1960 年ごろから水素脆性があることは報告されている。近年高温でも水素脆性が起きる研究例は知られてきた。低温型は表面に吸着した水素が効いてきて、高温型は格子欠陥と一緒に動く拡散が効いてくる。

② 品質保証等ソフト面を含む保安全管理に係る技術基盤の整備

—作田氏より、標記課題の成果について紹介された。質疑応答は以下の通り。

- ・実機の発電プラントの品質向上にはどう反映するのか。また、ビジュアル型のマニュアルの優位性から最近のタブレット端末等の情報機器の活用はどうか。  
→情報支援ツールの活用は今後その方向にいくと思う。現場への持ち込みや、電磁波等の障害がなく良好な動作が可能か等を確認する必要がある。ビジュアル型の手マニュアルは自社内の技能伝承にも向いていると思う。最初の作成コストはかかるが、一旦作成すれば効率的に作業できるし、言葉だけでは表現できない微妙な部分も示せば効果があるはずと考えている。

③ イメージベース FEM 応力解析による熱時効脆化機構の検討

桑水流氏より、標記課題の成果について紹介された。質疑応答は以下の通り。

- ・鋳造凝固過程の2次元の計算のイメージは、実態を反映しているのか。  
→実態は3次元であるが、平面ひずみ状態として計算しており、厚板内部の状態を考えれば大きな違いはないと考えている。
- ・オーステナイトのTA（熱時効）が他と違い下がっているのはなぜか。  
→詳細は分からない。このTA（熱時効）の結果は今回使っていないが、検証する必要がある。

7) 閉会挨拶

横溝 JAEA 特別顧問から委員、講演者への謝意が述べられ、また、貴重なふげんの材料を使って最先端の装置を活用した研究成果について、安全性への貢献を期待している旨の閉会挨拶があった。

以上

#### 4. あとがき

「福井県における高経年化調査研究」は、以下の達成を目的として、日本原子力研究開発機構が原子力安全・保安院の安全研究実施主体である原子力安全基盤機構から調査研究を受託し、推進したものである。

- (1) 長期運転プラントや研究機関等が集積する福井県下で、25年間の長期運転に供した「ふげん」実機材を用いた調査研究を推進し、高経年化対応技術の妥当性を国がより適切に判断できるように、事象の発生状況の正確な把握を行う。
- (2) 25年間の長期運転に供した「ふげん」の長期運転状況における各種データや知見等の収集を行うことで、原子力発電所の高経年化対応技術の高度化に資する。

本年度は以下の3つのテーマに取り組みいずれも当初の計画通りの成果を得た。

- ① ステンレス鋼鋳鋼の熱時効脆化に関する研究
- ② ふげん SCC 対策技術の有効性の確認
- ③ 福井県における高経年化調査研究会及び専門部会の運営

得られた成果を列記するとそれぞれ以下の通り。

ステンレス鋼鋳鋼の熱時効脆化に関する研究に関して：

##### i) 「ふげん」実機材評価による熱時効脆化発生状況の確認 iv

「ふげん」実機材及び加速熱時効材についてシャルピー衝撃試験を計画通り完遂し、H3Tモデルによる脆化の予測値との比較を行い、予測値と実測値が比較的良好な関係にあることを明らかにした。すなわち、「ふげん」実機材は、熱時効により吸収エネルギーの低下が認められるが、いずれの場合も脆化の程度は軽微であり、十分な靱性を有していることを明らかにした。

また、吸収エネルギー（シャルピー衝撃試験）、フェライト相の硬さ（マイクロビッカース硬さ試験）、スピノーダル分解反応（3DAP 観察）について、それぞれの見かけの活性化エネルギーの導出を完遂した。いずれの場合も、見かけの活性化エネルギーは350℃付近を境に変化する傾向が確認され、低温側では100kJ/molを上回ることが確認された。このことから、脆化予測式の見かけの活性化エネルギーを、「ふげん」実機材データで求めた値に最適化することにより、脆化予測式(H3Tモデル)の高精度化が可能であることを示した。

再循環ポンプケーシング及び下部ヘッダ逆止弁Aループを対象に弾塑性JIC破壊じん性試験を実施し、シャルピー衝撃試験によって得られる衝撃値と、弾塑性JIC破壊じん性試験によって得られるJIC値との間には過去の試験データと同様に一定の相関がある事が確認された。

## ii) 機構論的解析による脆化メカニズムの検討iv

「ふげん」実機材の吸収エネルギーで求められた、実機運転温度域での見かけの活性化エネルギー値  $167\text{kJ/mol}$  を H3T モデルに適用することで、「ふげん」実機材の脆化を高精度に予測することが可能であることを明らかにし、こうして高精度化した脆化予測式を用いることで、「ふげん」実機材は 60 年を超える長期運転後でも熱時効脆化は微小であると推定されることなどを示した。

また、計算機シミュレーションによる熱時効の機構論的評価の検証を計画通り完遂した。フェーズフィールド法による解析コードを用い、科学的な根拠に基づく熱力学データと、「ふげん」実機材の実測データに基づき、鑄造凝固過程の微細組織形成及びスピノーダル分解反応の信頼性の高い模擬を実現した。

熱時効脆化の主因とされるフェライト相のスピノーダル分解反応と、微細組織の微小な応力場に着目して、フェーズフィールド法による解析結果にイメージベースの FEM 応力解析を適用し、局所的な応力集中と脆化との関係等を明らかにした。

これにより、フェライト量のスクリーニング基準の科学的な根拠を示し、更にワイブル分布による予測モデルの検討を行うことで、今後新たな熱時効脆化予測の方法となる可能性を示すことができた。

すなわち、「ふげん」実機材データと、それに裏付けられた計算機シミュレーションにより、軽水炉 (P, B) の長寿命化に資する高精度の脆化予測が可能である事を示した。

これらの「ふげん」実機材等による熱時効脆化に関する研究成果を熱時効脆化データベースとして構築し、研究成果の公開準備と成果の可視化を行う事ができた。

2 相ステンレス鋼鑄鋼の熱時効脆化に関する研究成果を総括すると以下の通り。

- ・ふげん実機材の熱時効脆化発生状況の調査を行った結果、長期運転後のふげん実機材の熱時効脆化は軽微であり、現状の脆化予測式 (H3T モデル) で求められた値はより保守的 (安全側) であった。

- ・ふげん実機材を用いた脆化予測式の精度向上の検討を行い、脆化予測式 (H3T モデル) の高精度化が可能であることを示した。

- ・軽水炉 (BWR) 相当の使用温度 ( $275^{\circ}\text{C}$ ) で約 13 万時間の長期に渡り実際に使用されたふげん実機材の熱時効脆化に関するデータは極めて貴重であり、このデータを用いて高精度化した脆化予測式を用いた脆化予測では、60 年を超える長期運転後でも熱時効脆化は微小であると推定された。

ふげん SCC 対策技術の有効性の確認に関して：

### i) 昨年度までに実施された「ふげん」実機材 SCC 調査結果のまとめ

平成 22 年度から平成 24 年度までは配管材料及び溶接手法に着目して調査を行い、以下のことを確認した。

① SCC 発生について

マイクロクラックのレベルも含め、SCC 発生は認められなかった。

② 残留応力について

通常の溶接法で施工した配管では、内表面で最大 416MPa の引張応力が発生していた。対策の取られた溶接法では、水冷溶接で最大 200MPa の引張応力、IHSI では圧縮応力となっていた。

③ 材質について

全ての配管について、材質は鋭敏化度を除き健全であった。また、溶接法による材質の差異は見られなかった。但し、SUS316L と SUS304 では鋭敏化度に差異があり、SUS304 での鋭敏化の進行が顕著であった。

以上から、SCC 対策として実施した低炭素ステンレス材である SUS316L への材料取替、IHSI 溶接、水冷溶接及び水質改善の効果によって SCC 発生は抑制されていることが確認された。

ii) 詳細調査（残留応力測定、機械特性、材料特性）

平成 25 年度は蒸気ドラム下降管ノズル等を対象に、SUS316L と炭素鋼の異材接合部の残留応力及び SCC 発生状況の調査を行った。

調査した全ての配管接合部の浸透探傷試験及び内表面観察で SCC 発生は認められなかった。さらに、2 シームで詳細調査を行い、525MPa と 260MPa の引張残留応力が発生していたが、マイクロクラックレベルを含め SCC 発生は認められなかった。また、機械特性（硬さ測定、引張試験等）及び材料特性評価（金属組織観察、電子顕微鏡による微細組織観察等）でも異状がないことを確認した。SCC 発生抑制要因としては、「ふげん」の環境条件（特に水質）と SCC 対策材である SUS316L の適用の重畳効果で SCC の発生を抑制できたものと考えられ、SCC 対策技術である材料取替の有効性が確認された。

福井県における高経年化調査研究会及び専門部会の運営に関して：

- i) 各課題の専門部会あるいは客観的立場から活発な議論がなされるとともに、委員長をはじめ各専門委員や参加者から貴重なご意見を頂き、調査研究の遂行に大いに役立てることができた。

## 5. 参考文献一覧

### 5.1. 2相ステンレス鋳鋼の熱時効脆化に関する研究

- (参3.1-1) 宝野和博, 弘津禎彦編, “金属ナノ組織解析法”, アグネ技術センター  
2006年 p.p.235-272.
- (参3.1-2) D. Blavette, G. Grancher and A. Bostel, “Statistical analysis of  
atom-probe data (I):Derivation of some fine-scale features from  
frequency distributions for finely dispersed systems”, J. de Phys.,  
49-C6 (1988) 433-438.
- (参3.1-3) O.K. Chopra and A. Sather, “Initial Assessment of the Mechanisms and  
Significance of Low-Temperature Embrittlement of Cast Stainless Steels  
in LWR Systems”, NUREG/CR-5385 ANL-89/17.
- (参3.1-4) A. Trautwein and W. Gysel, “Influence of Long-Time Aging of CF8 and  
CF8M Cast Steel at Temperatures Between 300 and 500°C on Impact  
toughness and Structural Properties”, ASTM STP 756 (1982) 165-189.
- (参3.1-5) S. Kawaguchi, T. Nagasaki, K. Koyama, “Prediction Method of Tensile  
Properties and Fracture toughness of Thermally Aged Cast Duplex  
stainless Piping”, Proceeding of PVP2005-71528, 2005, Denver,  
Colorado USA.
- (参3.1-6) Assessment of the Mechanisms and Significance of Low-Temperature  
Embrittlement of Cast Stainless Steels in LWR Systems, Argonne National  
Laboratory, U.S. Nuclear Regulatory Commission Office of Nuclear  
Regulatory Research Washington DC 20555-0001, NUREG/Cr-5385 ANL-89/17,
- (参3.1-7) “プラント長寿命化技術開発 2相ステンレス鋼熱時効脆化試験(PWR)(昭和  
62年度～平成4年度のまとめ), 平成6年, 財団法人 発電設備技術検査協  
会”
- (参3.1-8) “高経年化技術評価審査マニュアル 2相ステンレス鋼の熱時効”,  
JNES-SS-0812-01, JNES.

### 5.2. ふげん SCC 対策技術の有効性の確認

- (参3.2-1) 平野 秀朗、黛 正巳、黒沢 辰雄「高温水におけるステンレス鋼の応力腐食  
割れに及ぼす溶存酸素の影響」、防食技術、31巻、P517 (1982)
- (参3.2-2) 大高 稔、仁瓶 健一、林 章二、高橋 志郎、椎名 幸次、馬原 陽一「原子炉  
再循環水入口ノズルの応力緩和技術」、日立評論、89巻、2号、P184 (2007)

- (参3.2-3) 桐原 誠信、今井 勝之、正岡 功、佐々木 良一「管内水冷溶接による SUS304 鋼管溶接部の残留応力および鋭敏化軽減法」、溶接学会誌、48 巻、10 号、P756 (1979)
- (参3.2-4) 内田俊介「応力腐食割れに及ぼす水化学の影響とその制御」、金属、73 巻、8 号、P744 (2003)

## 6. 略語表

<u>略語</u>	<u>説明</u>
3DAP	Three Dimensional Atom Probe (三次元アトムプローブ)
ANSI	American National Standard Institute (米国基準協会)
APFIM	Atom Probe Field Ion Microscope (アトムプローブ-電界イオン顕微鏡)
ASME	American Society of Mechanical Engineers (米国機械学会)
ASTM	American Society for Testing and Materials (米国材料試験協会)
BF-STEM	Bright Field Scanning Transmission Electron Microscope (明視野走査透過電子顕微鏡)
BWR	Boiling Water Reactor (沸騰水型軽水炉)
CAD	Computer Aided Designing (コンピュータ支援設計法)
CBB	Crevice Bent Beam (隙間付き定ひずみ曲げ試験)
CBM	Condition Based Maintenance (状態基準保全)
CDB	Coincidence Doppler broadening (同時計測ドップラー広がり)
CFR	Code of Federal Regulations (米国連邦規則)
DOE	Department Of Energy (エネルギー省)
EBSD	Electron Back Scatter Diffraction Patterns (電子後方散乱回折法)
EDX	Energy Dispersion X-ray Spectrometer (エネルギー分散型X線分光法)
EPR	Electrochemical Potentiokinetic Reactivation Ratio (電気化学的再活性化率)
EPRI	Electric Power Research Institute (米国電力研究所)
FAC	Flow Accelerated Corrosion (流れ加速型腐食)
FEM	Finite Element Method (有限要素法)
FIB	Focused Ion Beam (集束イオンビーム)
HR-TEM	High Resolution Transmission Electron Microscopy (高分解能透過電子顕微鏡)
HAZ	Heat Affected Zone (熱影響部)
ICP	Inductively Coupled Plasma (誘導結合プラズマ)
IEEE	Institute of Electrical and Electronic Engineers (電気・電子技術者協会)
IGSCC	Intergranular Stress Corrosion Cracking (粒界応力腐食割れ)

IHSI	Induction Heating Stress Improvement (高周波誘導加熱応力改善)
IPF	Inverse Pole Figure (逆極点図)
INPO	Institute of Nuclear Power Operations (原子力発電運転協会 (米))
ISOME	Isometric (等角図法の)
JAEA	Japan Atomic Energy Agency (独立行政法人日本原子力研究開発機構)
JEAC	Japan Electric Association Code (電気技術規程)
JEAG	Japan Electric Association Guide (電気技術指針)
JIS	Japan Industrial Standard (日本工業規格)
JNES	Japan Nuclear Energy Safety Organization (独立行政法人原子力安全基盤機構)
JSME	The Japan Society of Mechanical Engineers (日本機械学会)
KAM	Kernel Average Misorientation (局所方位差)
LDI	Liquid Droplet Impingement (液滴衝撃エロージョン)
LEAP	Local Electrode Atom Probe (局所電極型アトムプローブ)
MSIV	Main Steam Isolation Valve (主蒸気隔離弁)
NISA	Nuclear and Industrial Safety Agency (原子力安全・保安院)
NRC	Nuclear Regulatory Commission ((米国) 原子力規制委員会)
NUCIA	NUClearn Information Archives (原子力施設情報公開ライブラリー)
PT	Penetrant Testing (浸透探傷試験)
PWR	Pressurized Water Reactor (加圧水型軽水炉)
Q-H	Quantity-Head (流量-水頭/ポンプの特性)
RCP	Re-Circulation Pump (再循環ポンプ)
SCC	Stress Corrosion Cracking (応力腐食割れ)
SEM	Scanning Electron Microscope (走査型電子顕微鏡)
STEM	Scanning Transmission Electron Microscope (走査透過電子顕微鏡)
TIG	Tungsten Inert Gas (タングステン-不活性ガス)
HAADF	High Angle Annular Dark Field (高角度円環暗視野走査透過電子顕微鏡)
SRP	Standard Review Plan (標準審査指針)
TBM	Time Based Maintenance (時間基準保全)
WG	Working Group (作業部会)

## 別紙 1

ふげん実機材 3次元アトムプローブ分析データ

「ふげん」実機材の3次元アトムプローブ解析により得られた結果を表1に示す。また本年度測定分の分析サンプルについて、各Cr濃度分布を図1～図4に示す。

実測値(Observed)と2項分布(Binominal)の差の合計値を用いて、Variation値を見積もった。

表1 ふげん実機材 再循環ポンプケーシングの3DAP分析結果(1/2)

部材名	鋼種	熱時効条件		サンプル名	測定 原子数	スピノーダル分解		G相(クラスター)		実施 年度
		温度 °C	時間 h			v	周期 nm	サイズ nm	数密度 m <sup>-3</sup>	
RCP	SCS13	unaging		RCP-b-asR-F5-1	10.0M	0.48	2.7	-	0.0E+00	H22
RCP	SCS13	unaging		RCP-b-asR-F6-3	6.5M	0.72	2.9	-	0.0E+00	H22
RCP	SCS13	unaging		RCP-b-asR-F7-2	3.5M	0.70	2.6	-	9.9E+21	H22
RCP	SCS13	unaging		RCP-b-asR-F7-3	7.5M	0.62	3.0	-	1.8E+22	H22
RCP	SCS13	550	1	RCP-b-TT-F2_2	11M	0.14	2.6	-	0.0E+00	H22
RCP	SCS13	550	1	RCP-b-TT-F3_3	10M	0.15	2.8	-	0.0E+00	H22
RCP	SCS13	400	10	RCP-400x10-1_1	10M	0.24	2.7	-	0.0E+00	H24
RCP	SCS13	400	10	RCP-400x10-1_2	6.0M	0.20	2.8	-	0.0E+00	H24
RCP	SCS13	400	10	RCP_400x10_01-1	7.2M	0.26	2.5	-	0.0E+00	H24
RCP	SCS13	400	10	RCP_400x10_01-2	7.2M	0.23	2.7	-	0.0E+00	H24
RCP	SCS13	400	100	RCP-400x100-1_1	10.0M	0.47	-	-	0.0E+00	H24
RCP	SCS13	400	100	RCP-400x100-1_2	10.0M	0.53	3.1	4.4	5.1E+22	H24
RCP	SCS13	400	100	RCP_400x100_01-1	7.2M	0.53	3.0	4.7	3.7E+22	H24
RCP	SCS13	400	100	RCP_400x100_01-3	6.8M	0.53	3.2	4.4	1.4E+22	H24
RCP	SCS13	400	1000	RCP-400x1000-1_2	8.0M	0.79	-	-	1.3E+22	H24
RCP	SCS13	400	1000	RCP-400x1000_01-	7.2M	0.88	3.8	3.3	2.0E+22	H24
RCP	SCS13	400	1000	RCP-400x1000_01-	7.2M	0.86	4.5	3.6	4.5E+22	H24
RCP	SCS13	400	1000	RCP-400x1000_01-	7.2M	0.90	4.5	3.5	6.1E+22	H24
RCP	SCS13	400	2400	RCP_400x2400_01-1	7.2M	0.97	5.0	3.6	7.9E+22	H24
RCP	SCS13	400	2400	RCP_400x2400_01-2	7.2M	0.95	5.0	3.4	5.5E+22	H24
RCP	SCS13	400	2400	RCP_400x2400_01-3	7.2M	0.91	5.0	3.6	7.4E+22	H24
RCP	SCS13	400	10000	RCP_400x10000_01-1	7.0M	0.98		3.8	3.0E+23	H25
RCP	SCS13	400	10000	RCP_400x10000_uS1-AP1	6M	1.01	4.5	4.0	3.3E+23	H25
RCP	SCS13	400	10000	RCP_400x10000_uS1-AP2	9M	1.02	5.0	4.0	2.9E+23	H25
RCP	SCS13	400	10000	RCP_400x10000_uS1-AP3	8M	1.02	4.5	-	3.2E+23	H25
RCP	SCS13	350	100	RCP_350x100_01-1	7.2M	0.29	2.6	-	0.0E+00	H24
RCP	SCS13	350	100	RCP_350x100_01-2	7.2M	0.30	2.9	-	0.0E+00	H24
RCP	SCS13	350	100	RCP_350x100_01-3	7.2M	0.29	2.6	-	0.0E+00	H24
RCP	SCS13	350	1000	RCP_350x1000_01-1	7M	0.63	3.7	2.9	2.6E+23	H24
RCP	SCS13	350	1000	RCP_350x1000_01-2	7M	0.60	3.0	3.1	2.1E+23	H24
RCP	SCS13	350	1000	RCP_350x1000_01-3	3.5M	0.63	3.0	3.2	2.6E+23	H24
RCP	SCS13	350	2400	RCP_350x2400_01-1	7.2M	0.65	3.1	3.3	2.9E+23	H24
RCP	SCS13	350	2400	RCP_350x2400_01-2	7.2M	0.67	3.2	3.1	3.1E+23	H24
RCP	SCS13	350	2400	RCP_350x2400_01-3	7.2M	0.69	3.5	3.2	3.0E+23	H24
RCP	SCS13	350	5000	RCP_350x5000_01-1	7.2M	0.84	3.4	3.4	7.4E+23	H24
RCP	SCS13	350	5000	RCP_350x5000_01-2	7.2M	0.82	2.9	3.5	7.6E+23	H24
RCP	SCS13	350	5000	RCP_350x5000_01-3	7.2M	0.85	3.0	3.4	7.8E+23	H24
RCP	SCS13	350	10000	RCP_350x10000_01-3	5.0M	0.79	-	3.4	8.0E+23	H25
RCP	SCS13	350	10000	RCP_350x10000_uS1-AP2	4M	0.85	3.1	3.4	8.5E+23	H25
RCP	SCS13	350	10000	RCP_350x10000_uS1-AP3	4M	0.82	3.3	3.4	7.5E+23	H25

表1 ふげん実機材 再循環ポンプケーシングの3DAP分析結果(2/2)

部材名	鋼種	熱時効条件		サンプル名	測定 原子数	スピノーダル分解		G相(クラスター)		実施 年度
		温度 °C	時間 h			v	周期 nm	サイズ nm	数密度 m <sup>-3</sup>	
V21-2A	SCS16A	unaging		2A-asR-5-1	4M	0.21	2.6	-	0.0E+00	H23
V21-2A	SCS16A	unaging		2A-asR-1-3	4M	0.21	2.4	-	0.0E+00	H23
V21-2A	SCS16A	unaging		V212A-asR-01-1	7.2M	0.19	2.5	-	0.0E+00	H24
V21-2A	SCS16A	unaging		V212A-asR-01-2	7.0M	0.17	2.6	-	0.0E+00	H24
V21-2A	SCS16A	550	1	2A-TT-F1_2	6M	0.15	2.8	-	0.0E+00	H23
V21-2A	SCS16A	550	1	V212A-550-1-2	7.2M	0.14	2.5	-	0.0E+00	H24
V21-2A	SCS16A	550	1	V212A-550-1-3	7.2M	0.11	2.8	-	0.0E+00	H24
V21-2A	SCS16A	400	10	V212A_400x10_02-1	4M	0.16	2.9	-	0.0E+00	H24
V21-2A	SCS16A	400	10	V212A_400x10_02-2	6.5M	0.18	2.9	-	0.0E+00	H24
V21-2A	SCS16A	400	10	V212A_400x10_02-3	7M	0.18	2.6	-	0.0E+00	H24
V21-2A	SCS16A	400	10	V212A_400x10_02-4	4.5M	0.22	2.5	-	0.0E+00	H24
V21-2A	SCS16A	400	100	V212A_400x100_01-1	7M	0.34	2.9	-	0.0E+00	H24
V21-2A	SCS16A	400	100	V212A_400x100_01-2	6M	0.31	2.9	3.6	2.5E+22	H24
V21-2A	SCS16A	400	100	V212A_400x100_01-3	7M	0.33	2.9	-	0.0E+00	H24
V21-2A	SCS16A	400	100	V212A_400x100_01-4	7M	0.35	3.0	-	0.0E+00	H24
V21-2A	SCS16A	400	1000	2A-400x1000-2_3	1.5M	0.79	3.7	-	0.0E+00	H24
V21-2A	SCS16A	400	1000	V212A_400x1000-01-2	7.2M	0.77	3.2	3.4	9.2E+21	H24
V21-2A	SCS16A	400	1000	V212A_400x1000-01-3	7.2M	0.77	3.7	-	0.0E+00	H24
V21-2A	SCS16A	400	1000	V212A_400x1000-01-4	7.2M	0.78	3.7	4.2	5.5E+22	H24
V21-2A	SCS16A	400	1000	V212A_400x1000-01-5	7.2M	0.81	3.6	-	0.0E+00	H24
V21-2A	SCS16A	400	2400	V212A_400x2400_01-1	2.0M	0.95	3.4	-	0.0E+00	H24
V21-2A	SCS16A	400	2400	V212A_400x2400_01-2	4.5M	0.97	3.3	-	0.0E+00	H24
V21-2A	SCS16A	400	2400	V212A_400x2400_01-3	3.7M	0.99	3.7	3.7	2.8E+22	H24
V21-2A	SCS16A	400	10000	V212A_400x10000_01-2	7.0M	1.25	5.6	5.4	2.4E+23	H25
V21-2A	SCS16A	400	10000	V212A_400x10000_01-3	7.0M	1.25	5.5	5.6	2.5E+23	H25
V21-2A	SCS16A	350	100	V212A_350x100_01-1	7.2M	0.18	3.0	-	0.0E+00	H24
V21-2A	SCS16A	350	100	V212A_350x100_01-2	7.2M	0.19	2.6	-	0.0E+00	H24
V21-2A	SCS16A	350	100	V212A_350x100_01-3	7.2M	0.18	2.4	3.7	9.0E+21	H24
V21-2A	SCS16A	350	1000	V212A_350x1000_01-1	7.2M	0.78	3.2	3.3	6.1E+23	H24
V21-2A	SCS16A	350	1000	V212A_350x1000_01-2	4.0M	0.78	-	3.5	4.9E+23	H24
V21-2A	SCS16A	350	1000	V212A_350x1000_01-3	7.2M	0.78	3.1	3.3	4.7E+23	H24
V21-2A	SCS16A	350	2400	V212A_350x2400_01-1	7.2M	0.82	3.4	3.3	2.1E+23	H24
V21-2A	SCS16A	350	2400	V212A_350x2400_01-2	7.2M	0.84	3.1	3.4	2.6E+23	H24
V21-2A	SCS16A	350	5000	V212A_350x5000_01-1	7.2M	1.00	4.5	3.8	7.8E+23	H24
V21-2A	SCS16A	350	5000	V212A_350x5000_01-2	7.2M	1.05	3.7	3.9	6.5E+23	H24
V21-2A	SCS16A	350	10000	V212A_350x10000_01-2	3.8M	1.08	3.1	3.7	6.0E+23	H25
V21-2A	SCS16A	350	10000	V212A_350x10000_02-3	6.0M	-	3.8	-	-	H25
V21-2D	SCS13	unaging		2D-asR-1-2	8M	0.21	-	-	-	H23
V21-2D	SCS13	unaging		2D-asR-2-2	4M	0.16	-	-	-	H23
V21-2D	SCS13	550	1	2D-TT-1_1	3.0M	0.08	-	-	-	H23
V21-2D	SCS13	550	1	2D-TT-1_2	2.0M	0.10	-	-	-	H23
AV72-8A	SCS13	unaging		AV728-b-asR-F1-3	4M	0.43	-	-	-	H22
AV72-8A	SCS13	unaging		AV728-b-asR-F2-2	7M	0.29	-	-	-	H22
AV72-8A	SCS13	unaging		AV728-b-asR-F3-1	12M	0.49	-	-	-	H22
AV72-8A	SCS13	550	1	AV728A-b-TT-F1-2	3.5M	0.09	-	-	-	H22

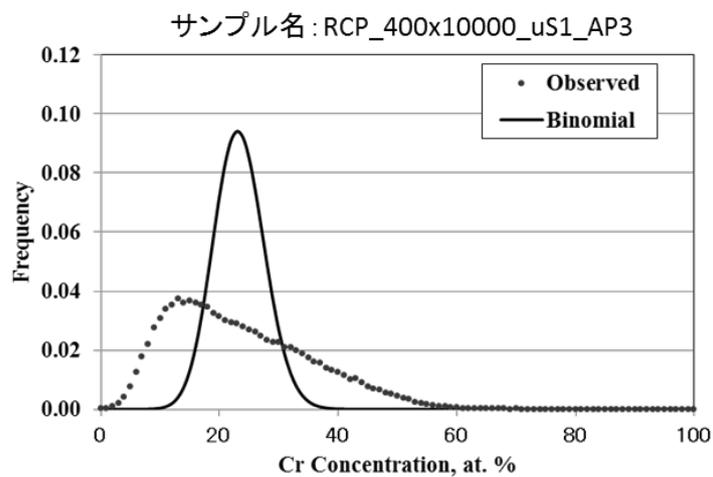
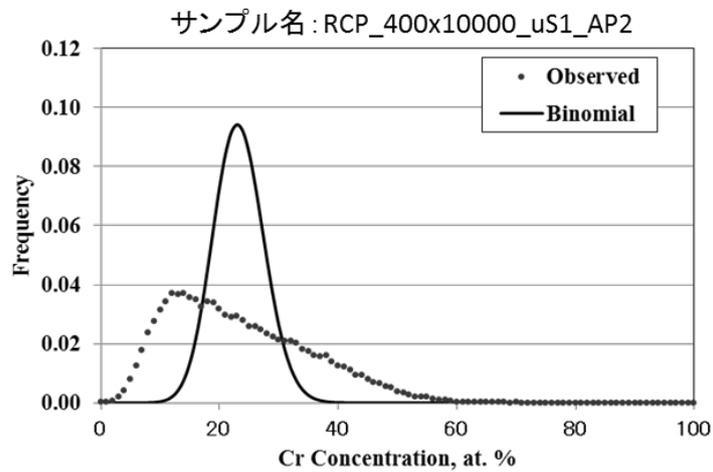
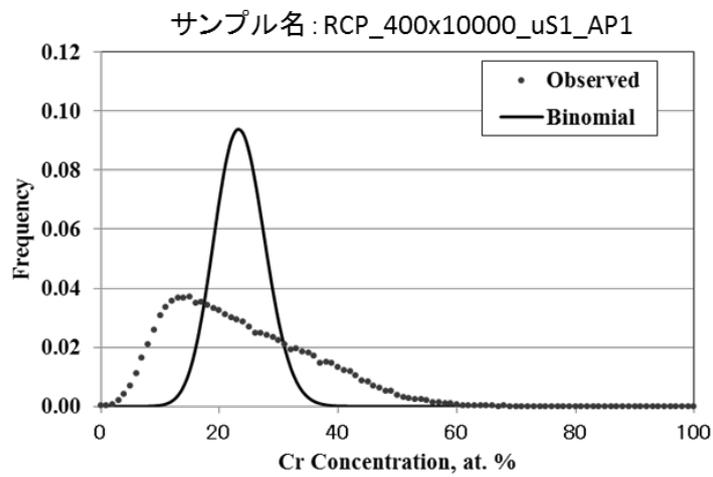


図 1 再循環ポンプケーシング (RCP) 400°C×10000h 熱時効材の Cr 濃度分布

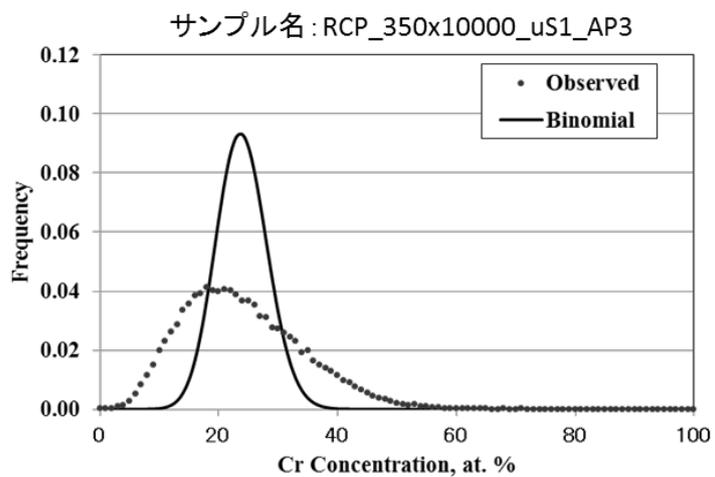
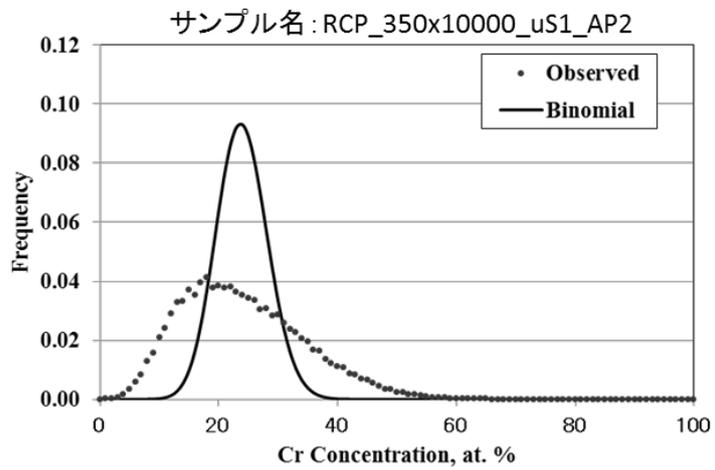
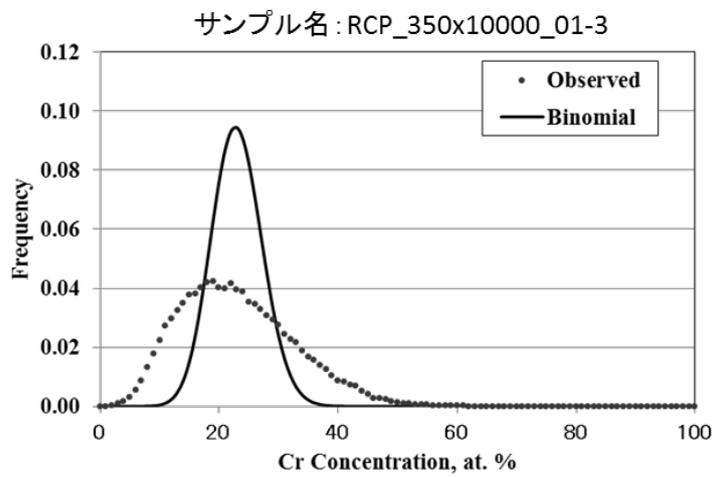


図 2 再循環ポンプケーシング (RCP) 350°C×10000h 熱時効材の Cr 濃度分布

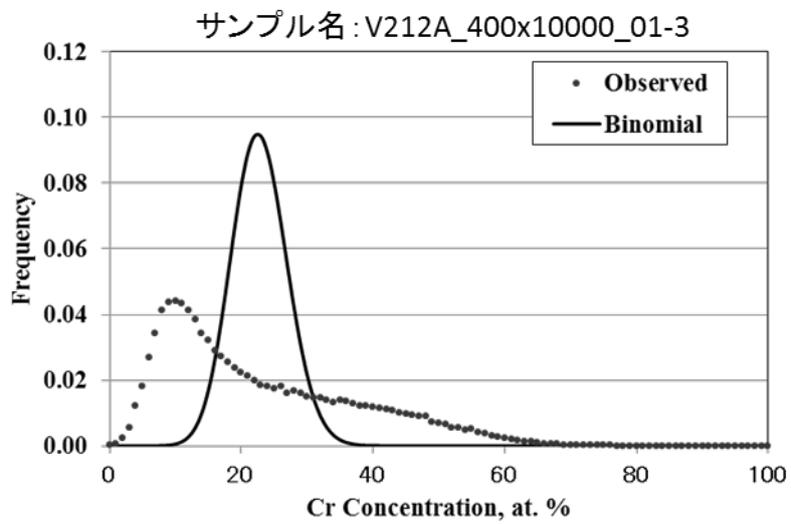
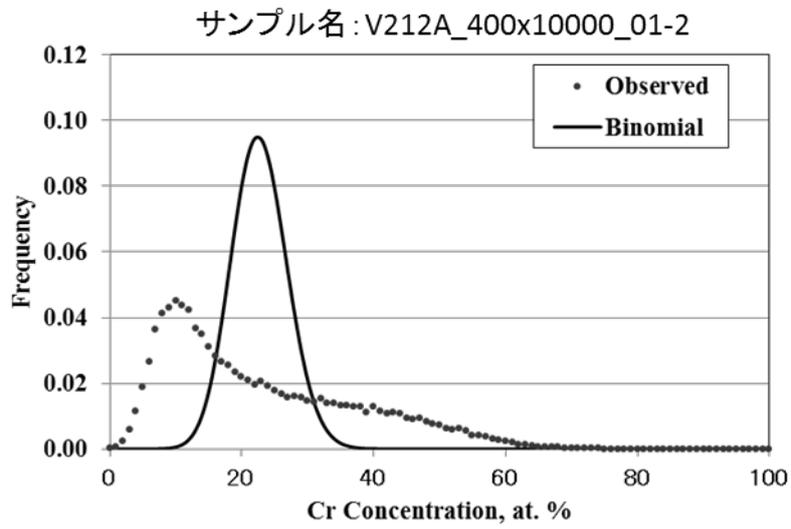


図 3 逆止弁 A ループ (V21-2A) 400°C × 10000h 熱時効材の Cr 濃度分布

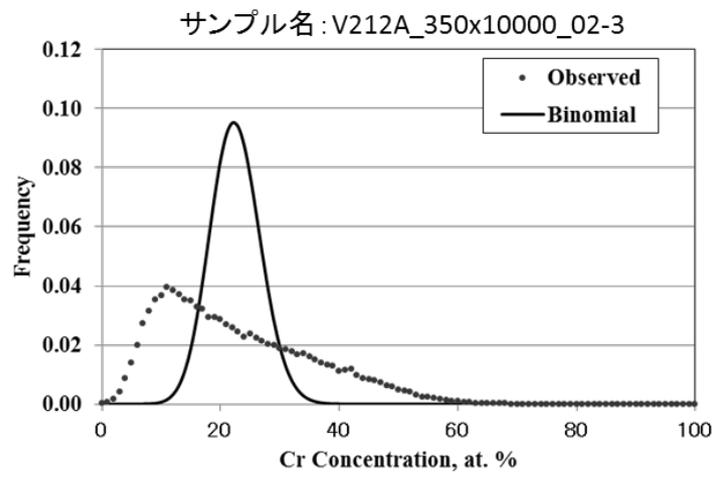
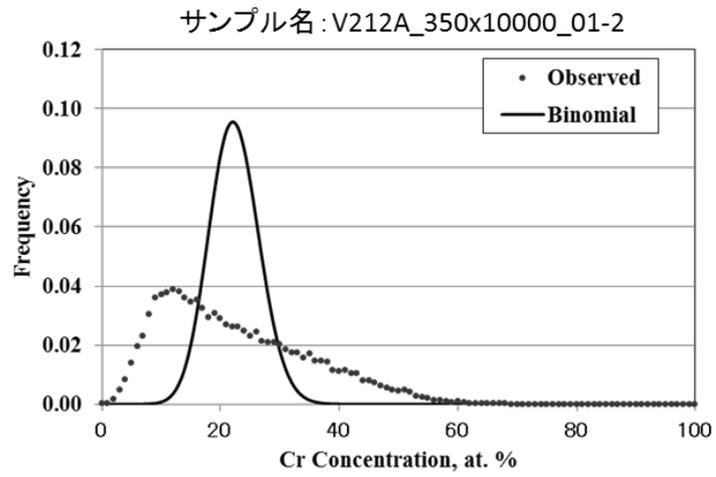


図 4 逆止弁 A ループ (V21-2A) 350°C × 10000h 熱時効材の Cr 濃度分布

## 別紙 2

### ふげん実機材 機械特性試験結果

① シャルピー衝撃試験

表 1～4 にふげん実機材のシャルピー衝撃試験結果を示す。また図 1～5 に試験後の破面の様子を示す。

② 引張試験

表 5 にふげん実機材の引張試験結果を示す。また図 6～26 に応力-ひずみ曲線、図 27～30 に引張試験後の試験片の様子を示す。

③ 硬さ試験

表 6 にふげん実機材のマイクロビッカース硬さ試験の結果を示す。

④ 弾塑性  $J_{IC}$ 破壊じん性試験

図 31～33 にふげん実機材の弾塑性  $J_{IC}$ 破壊じん性試験後の試験片の破面の様子を示す。

表1 実機材シャルピー衝撃試験結果 (1/4)

部材名	熱時効条件		試験	試験片	FN	吸収	実施
-	温度	時間	温度	No.		エネルギー	
-	°C	h	°C	-	%	J	-
再循環	400	100	20	1-51	13.3	185.5	H24
ポンプ	400	100	20	1-52	12.1	222.2	H24
ケーシング	400	100	20	1-53	12.1	237.3	H24
(RCP)	400	1000	20	1-54	14.5	112	H24
	400	1000	20	1-55	14.9	106.8	H24
	400	1000	20	1-56	14.8	134.5	H24
	400	2400	20	1-57	13.3	94.3	H24
	400	2400	20	1-58	14.2	112.5	H24
	400	2400	20	1-59	14.8	122	H24
	400	10000	20	1-60	14.5	82.9	H25
	400	10000	20	1-61	12.8	100.3	H25
	400	10000	20	1-62	13.0	101.7	H25
	350	1000	20	1-63	12.4	199.6	H24
	350	1000	20	1-64	9.5	146.7	H24
	350	1000	20	1-65	9.9	154.1	H24
	350	2400	20	1-66	15.2	187.5	H24
	350	2400	20	1-67	14.5	133.1	H24
	350	2400	20	1-68	14.4	133.6	H24
	350	5000	20	1-69	12.1	110.1	H24
	350	5000	20	1-70	14.2	108.2	H24
	350	5000	20	1-71	12.1	180.5	H24
	350	10000	20	1-72	11.8	113	H25
	350	10000	20	1-73	11.9	74.4	H25
	350	10000	20	1-74	10.1	99.4	H25

表 2 実機材シャルピー衝撃試験結果 (2/4)

部材名	熱時効条件		試験 温度 ℃	試験片 No.	FN	吸収 エネルギー J	実施 年度
	温度 ℃	時間 h					
-	-	-	-	-	%	-	-
逆止弁	400	100	20	2-51	14.1	286.4	H24
Aループ	400	100	20	2-52	11.5	261.3	H24
(V21-2A)	400	100	20	2-53	12.0	287.3	H24
	400	1000	20	2-54	14.5	157.6	H24
	400	1000	20	2-55	14.9	200.1	H24
	400	1000	20	2-56	14.8	169.5	H24
	400	2400	20	2-57	13.3	126.3	H24
	400	2400	20	2-58	14.2	175.5	H24
	400	2400	20	2-59	14.8	141.4	H24
	400	10000	20	2-60	15.1	112.5	H25
	400	10000	20	2-61	15.4	100.3	H25
	400	10000	20	2-62	15.1	106.8	H25
	350	1000	20	2-63	14.5	267.2	H24
	350	1000	20	2-64	14.9	251.3	H24
	350	1000	20	2-65	14.1	240.3	H24
	350	2400	20	2-66	15.2	190	H24
	350	2400	20	2-67	14.5	162	H24
	350	2400	20	2-68	14.4	213.2	H24
	350	5000	20	2-69	12.1	128.7	H24
	350	5000	20	2-70	14.2	98.9	H24
	350	5000	20	2-71	12.1	141.4	H24
	350	10000	20	2-72	14.3	59.6	H25
	350	10000	20	2-73	12.9	139.9	H25
	350	10000	20	2-74	15.1	113	H25

表3 実機材シャルピー衝撃試験結果 (3/4)

部材名	熱時効条件		試験 温度 ℃	試験片 No.	FN	吸収 エネルギー J	実施 年度
	温度 ℃	時間 h					
-	-	-	-	-	%	-	-
逆止弁	400	100	20	3-51	11.1	186.5	H25
Bループ	400	100	20	3-52	12.2	144.3	H25
(V21-2D)	400	100	20	3-53	10.1	146.7	H25
	400	1000	20	3-54	10.2	121	H25
	400	1000	20	3-55	11.7	115.3	H25
	400	1000	20	3-56	11.0	114.4	H25
	400	2400	20	3-57	8.8	106.8	H25
	400	2400	20	3-58	8.9	101.2	H25
	400	2400	20	3-59	10.4	104.9	H25
	350	10000	20	3-60	7.4	114.8	H25
	350	10000	20	3-61	9.0	86	H25
	350	10000	20	3-62	10.2	87.9	H25
	350	1000	20	3-63	8.7	178	H25
	350	1000	20	3-64	11.5	167.5	H25
	350	1000	20	3-65	11.0	177.5	H25
	350	2400	20	3-66	12.0	156.6	H25
	350	2400	20	3-67	11.3	148.7	H25
	350	2400	20	3-68	11.5	107.8	H25
	350	5000	20	3-69	10.6	92	H25
	350	5000	20	3-70	10.9	98.9	H25
	350	5000	20	3-71	10.4	101.7	H25
	350	10000	20	3-72	10.9	129.2	H25
	350	10000	20	3-73	10.8	97	H25
	350	10000	20	3-74	10.3	100.3	H25

表 4 実機材シャルピー衝撃試験結果 (4/4)

部材名	熱時効条件		試験 温度 ℃	試験片 No.	FN %	吸収 エネルギー J	実施 年度
	温度 ℃	時間 h					
注水弁 (AV72-8A)	400	100	20	4-51	1.8	156.1	H25
	400	100	20	4-52	0.5	137.5	H25
	400	100	20	4-53	2.0	137	H25
	400	1000	20	4-54	1.5	123	H25
	400	1000	20	4-55	1.6	137.9	H25
	400	1000	20	4-56	1.9	142.3	H25
	400	2400	20	4-57	1.1	137	H25
	400	2400	20	4-58	1.4	158.6	H25
	400	2400	20	4-59	1.6	133.6	H25
	350	10000	20	4-60	1.1	148.2	H25
	350	10000	20	4-61	1.0	142.8	H25
	350	10000	20	4-62	1.5	70.9	H25
	350	1000	20	4-63	1.4	132.1	H25
	350	1000	20	4-64	1.3	146.2	H25
	350	1000	20	4-65	1.5	137.9	H25
	350	2400	20	4-66	1.1	127.8	H25
	350	2400	20	4-67	0.9	154.1	H25
	350	2400	20	4-68	0.8	162.5	H25
	350	5000	20	4-69	1.3	148.7	H25
	350	5000	20	4-70	1.1	126.3	H25
	350	5000	20	4-71	1.0	144.8	H25
	350	10000	20	4-72	0.9	148.2	H25
	350	10000	20	4-73	1.1	161	H25
	350	10000	20	4-74	1.6	132.6	H25

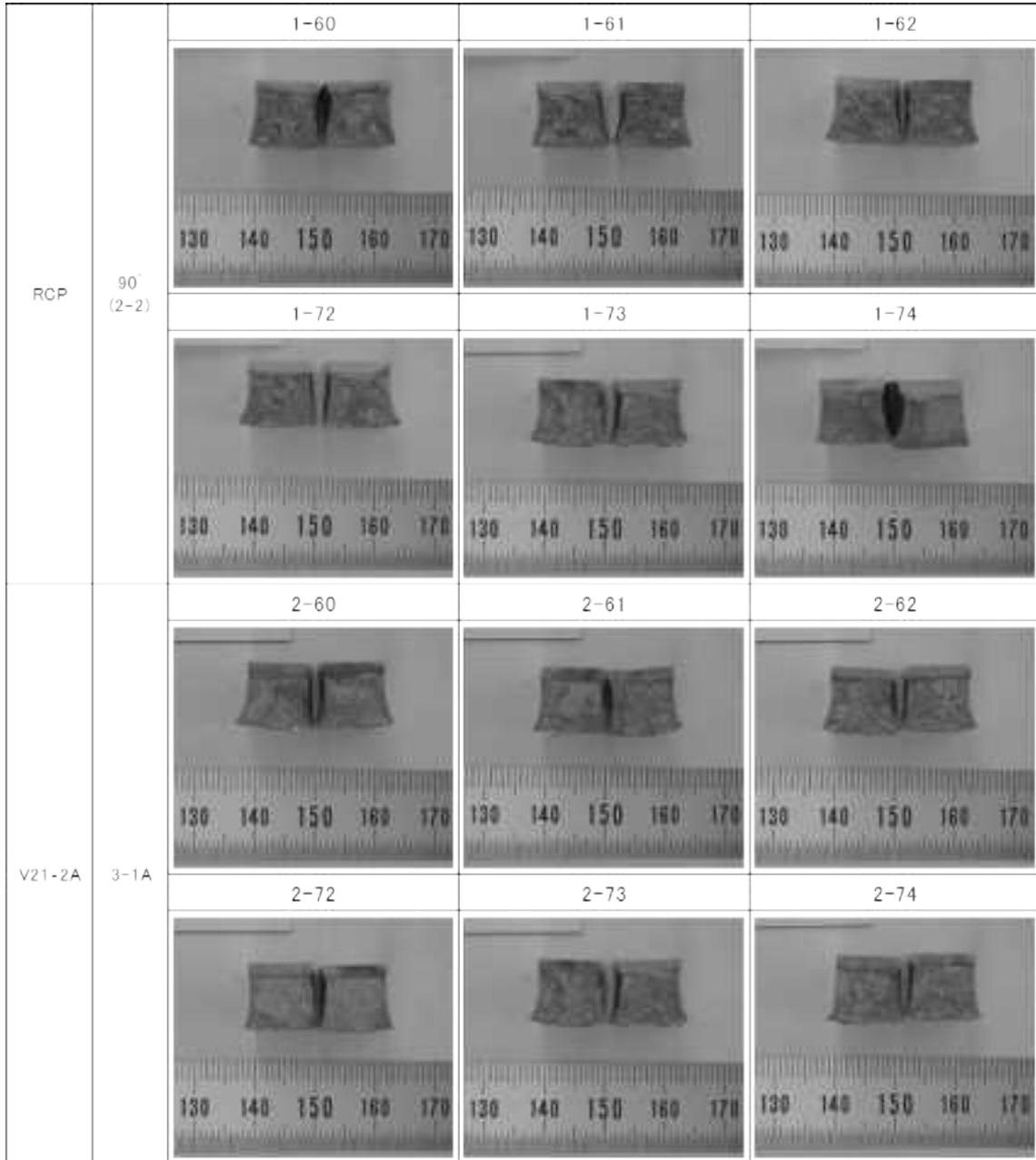


図1 シャルピー衝撃試験後の試験片破面の光学顕微鏡像(1/5)

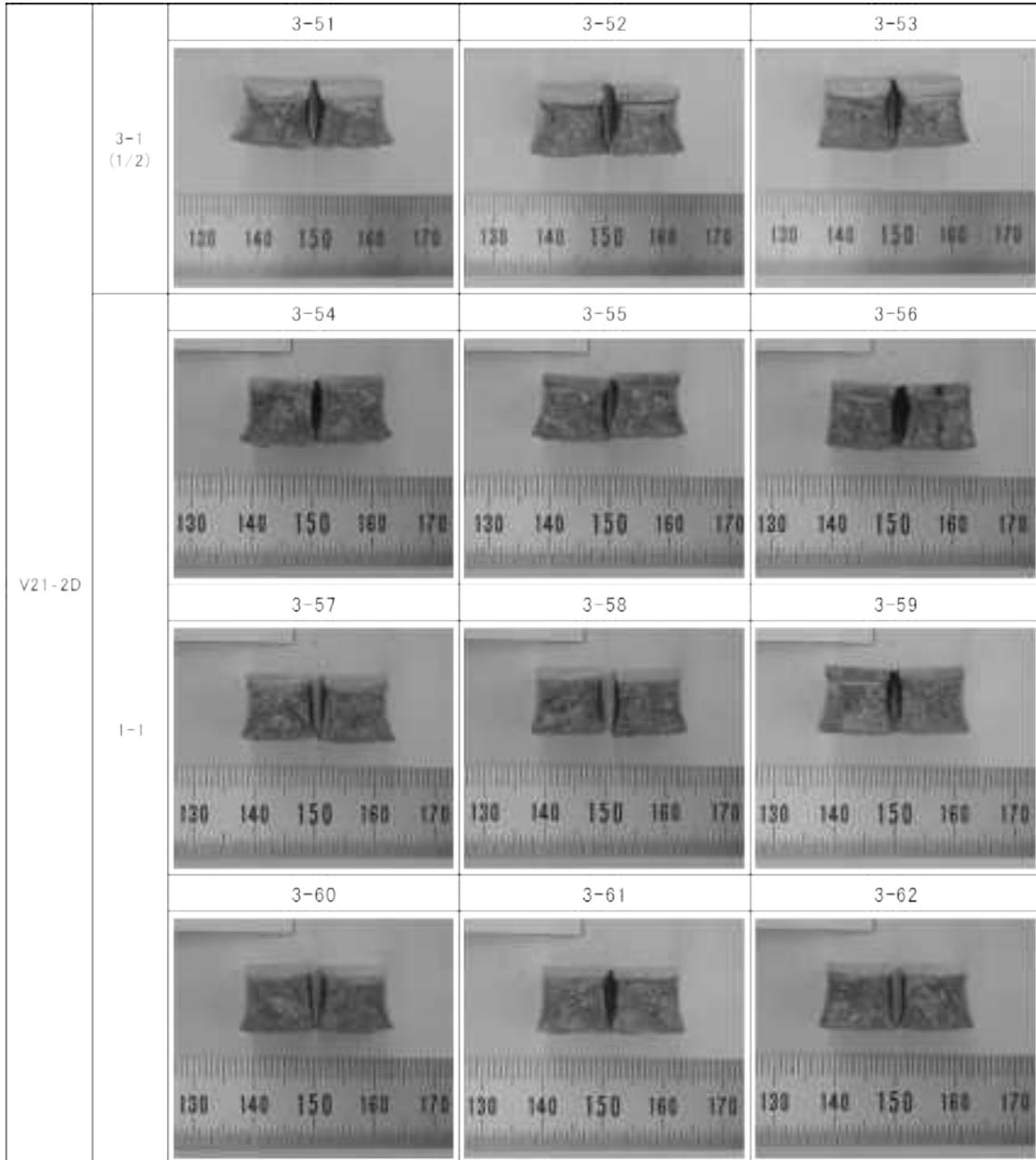


図2 シャルピー衝撃試験後の試験片破面の光学顕微鏡像(2/5)

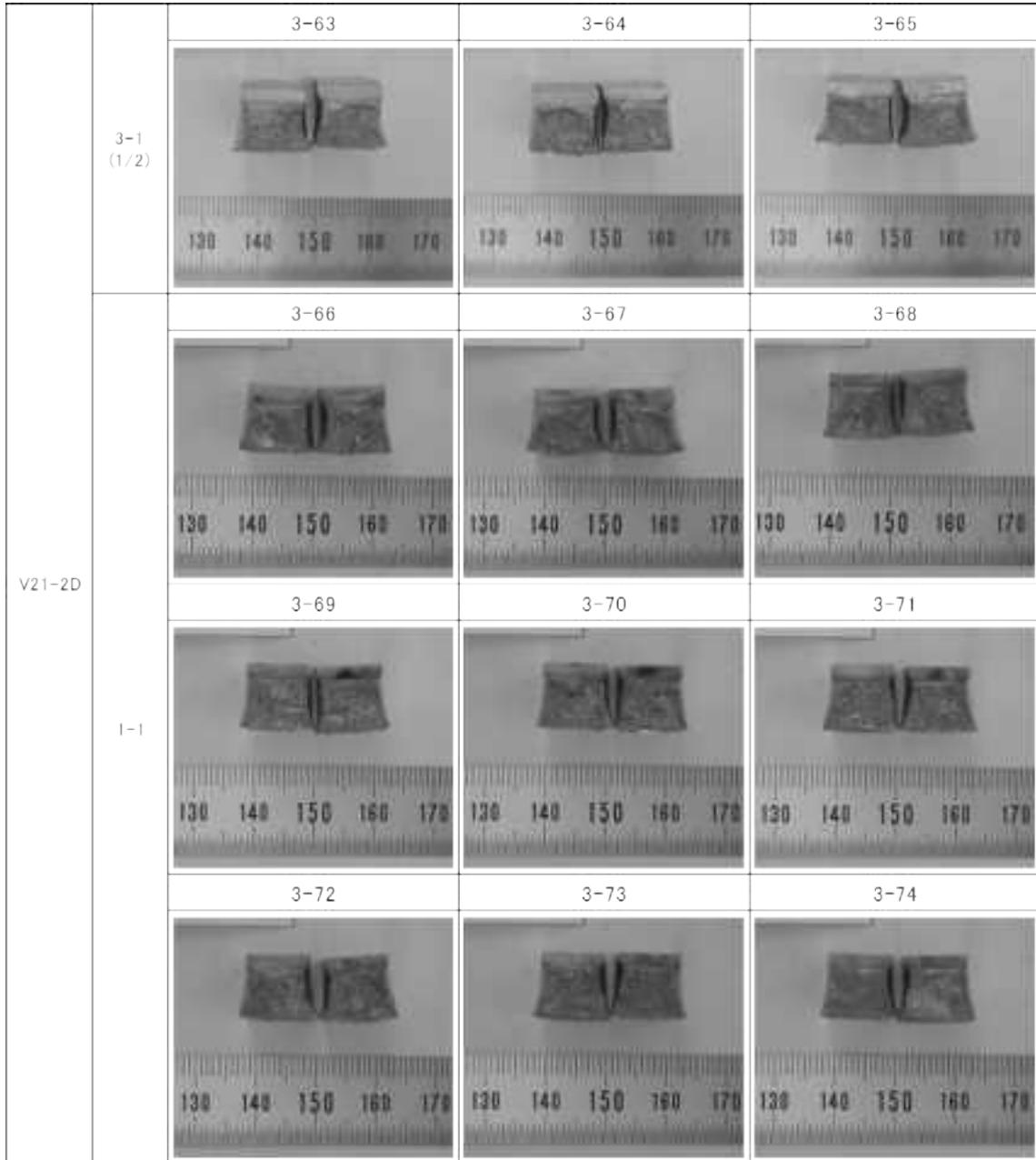


図3 シャルピー衝撃試験後の試験片破面の光学顕微鏡像(3/5)

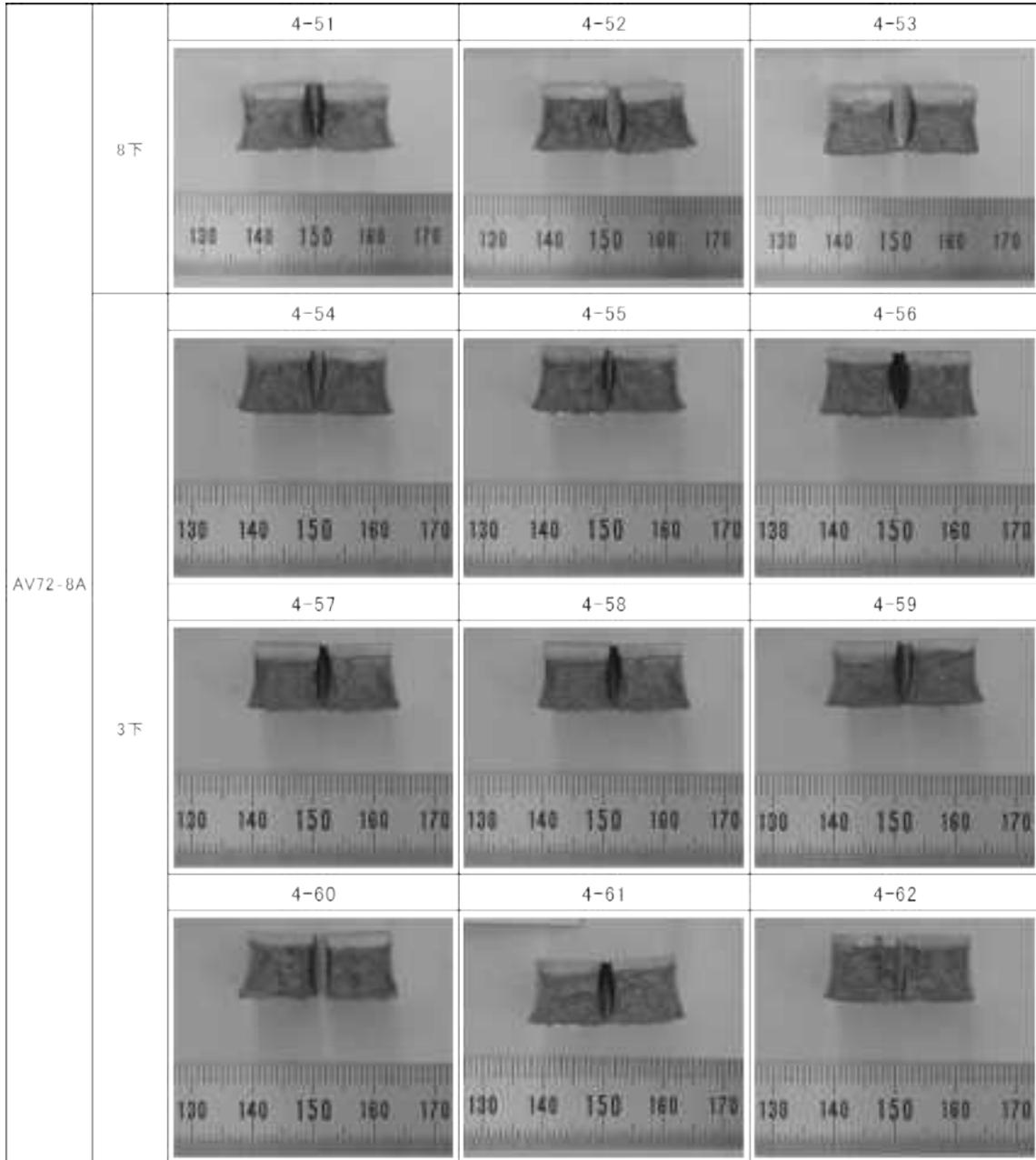


図4 シャルピー衝撃試験後の試験片破面の光学顕微鏡像(4/5)

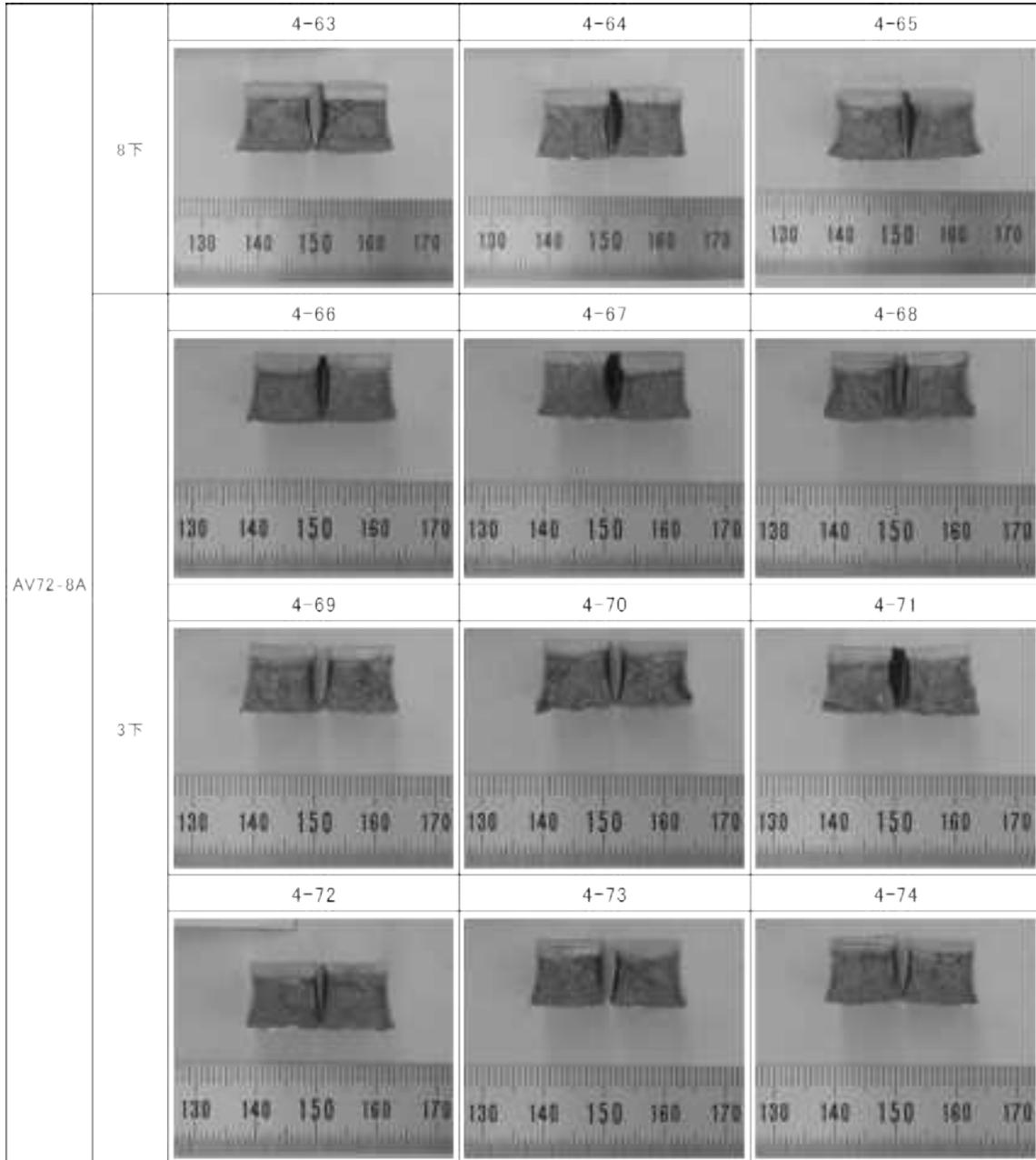


図5 シャルピー衝撃試験後の試験片破面の光学顕微鏡像(5/5)

表5 実機材引張試験結果

部材名	鋼種	熱時効条件		試験温度 (°C)	試験片 No.	0.2%耐力 (MPa)	引張応力 (MPa)	最大伸び (%)	実施年度
		温度(°C)	時間(h)						
再循環 ポンプ ケーシング RCP	SCS13	採取まま		280	1-1	180	368	29	H24
	SCS13	採取まま		280	1-2	124	365	33	H24
	SCS13	採取まま		R.T.	1-3	229	492	49	H24
	SCS13	400	100	R.T.	1-51	<b>225</b>	<b>527</b>	<b>54</b>	H25
	SCS13	400	100	280	1-52	<b>128</b>	<b>369</b>	<b>38</b>	H25
	SCS13	400	100	280	1-53	<b>133</b>	<b>372</b>	<b>37</b>	H25
	SCS13	400	1000	R.T.	1-54	<b>228</b>	<b>527</b>	<b>54</b>	H25
	SCS13	400	1000	280	1-55	<b>126</b>	<b>377</b>	<b>36</b>	H25
	SCS13	400	1000	280	1-56	<b>146</b>	<b>396</b>	<b>34</b>	H25
	SCS13	400	2400	R.T.	1-57	<b>238</b>	<b>535</b>	<b>49</b>	H25
	SCS13	400	2400	280	1-58	<b>128</b>	<b>373</b>	<b>37</b>	H25
	SCS13	400	2400	280	1-59	<b>140</b>	<b>374</b>	<b>32</b>	H25
	SCS13	350	1000	R.T.	1-60	233	528	61	H25
	SCS13	350	1000	280	1-61	157	358	25	H25
	SCS13	350	1000	280	1-62	148	382	30	H25
	SCS13	350	5000	R.T.	1-66	246	547	61	H25
	SCS13	350	5000	280	1-67	126	358	32	H25
	SCS13	350	5000	280	1-68	122	366	34	H25
逆止弁 Aループ V21-2A	SCS16A	採取まま		280	2-1	162	391	33	H24
	SCS16A	採取まま		280	2-2	140	374	40	H24
	SCS16A	採取まま		R.T.	2-3	241	505	46	H24
	SCS16A	400	100	R.T.	2-51	<b>273</b>	<b>561</b>	<b>44</b>	H25
	SCS16A	400	100	280	2-52	<b>151</b>	<b>403</b>	<b>31</b>	H25
	SCS16A	400	100	280	2-53	<b>133</b>	<b>387</b>	<b>29</b>	H25
	SCS16A	400	1000	R.T.	2-54	<b>268</b>	<b>542</b>	<b>38</b>	H25
	SCS16A	400	1000	280	2-55	<b>179</b>	<b>394</b>	<b>31</b>	H25
	SCS16A	400	1000	280	2-56	<b>190</b>	<b>410</b>	<b>31</b>	H25
逆止弁 Bループ V21-2D	SCS13	採取まま		280	3-1	176	364	22	H24
	SCS13	採取まま		280	3-2	161	359	33	H24
	SCS13	採取まま		R.T.	3-3	252	471	43	H24
注水弁 AV72-8A	SCS13	採取まま		280	4-1	146	378	39	H24
	SCS13	採取まま		280	4-2	138	343	32	H24
	SCS13	採取まま		R.T.	4-3	228	430	23	H24

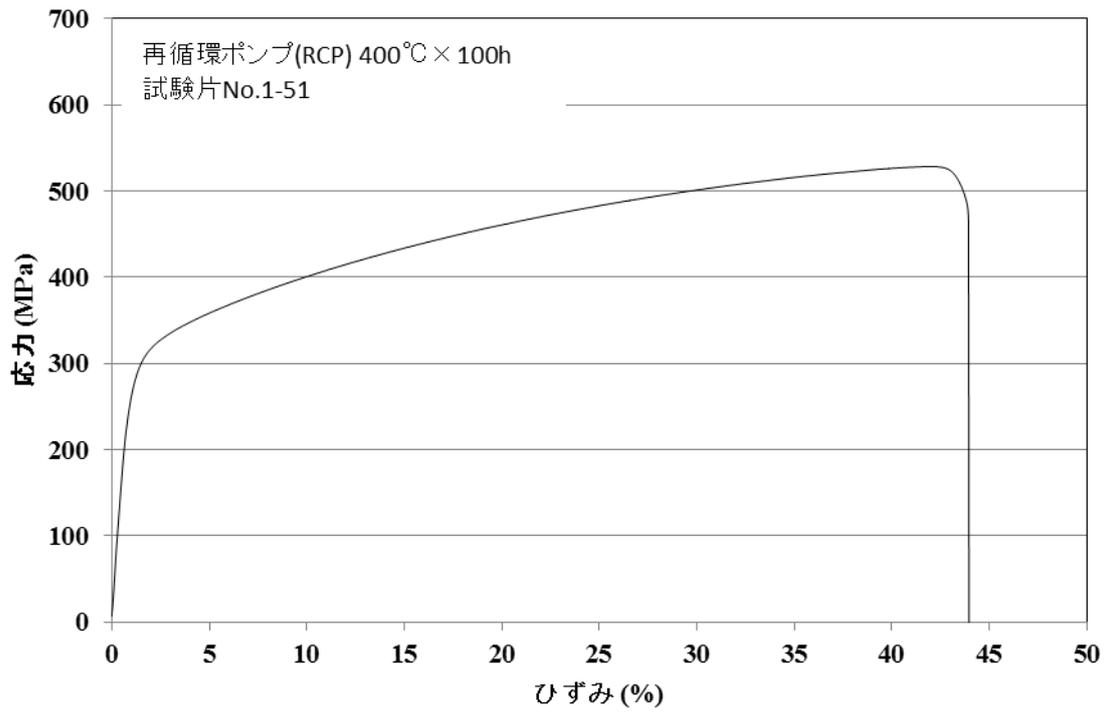


図 6 実機材 引張試験 S-S カーブ (試験片 No. 1-51)

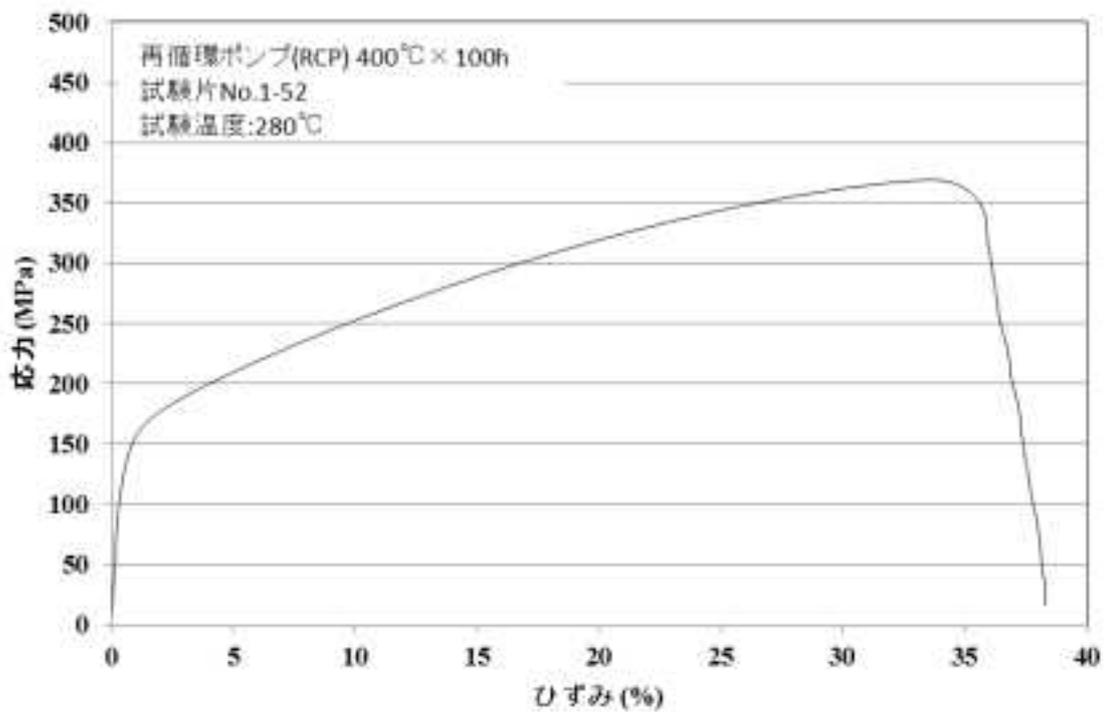


図 7 実機材 引張試験 S-S カーブ (試験片 No. 1-52)

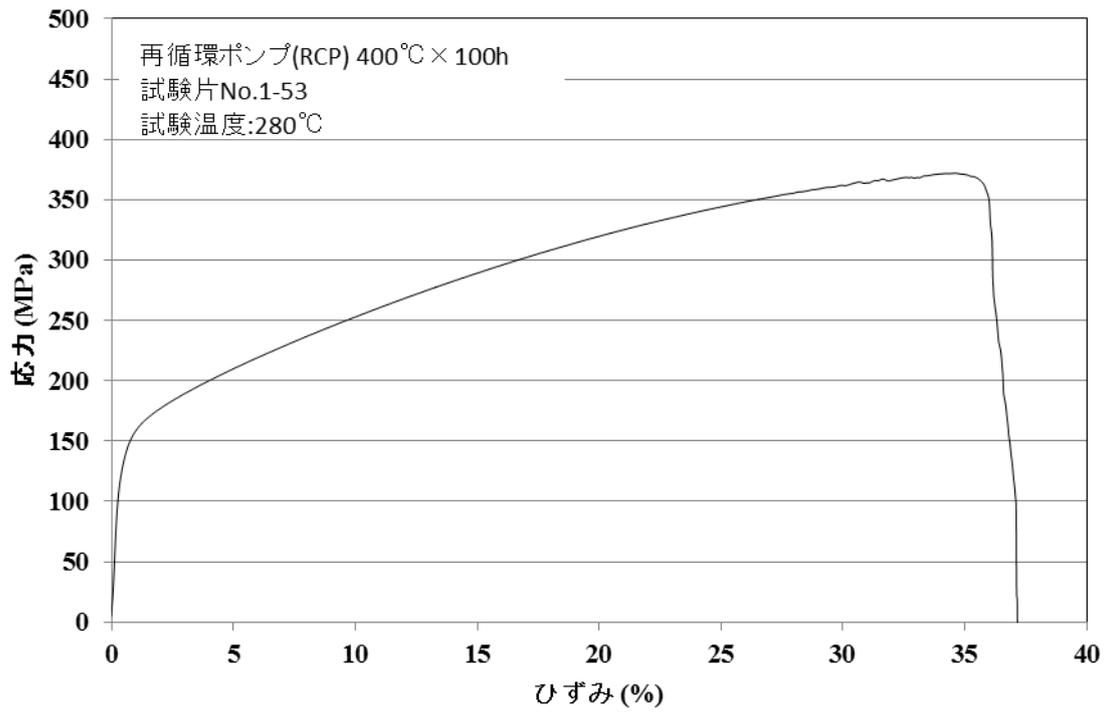


図 8 実機材 引張試験 S-S カーブ (試験片 No. 1-53)

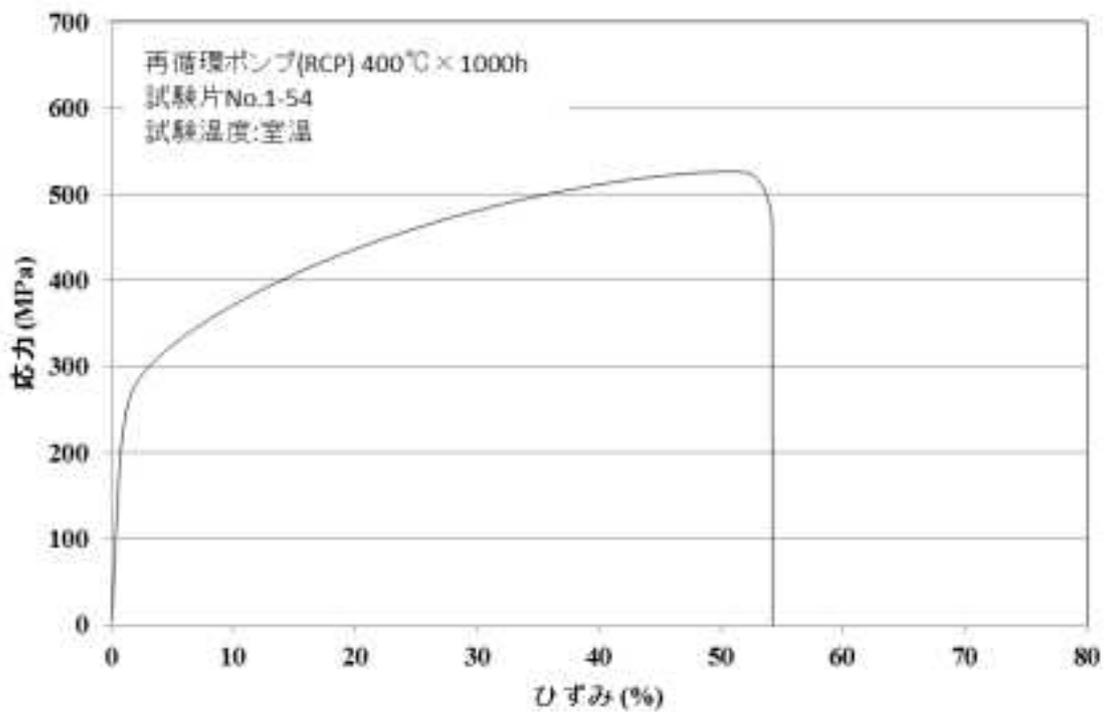


図 9 実機材 引張試験 S-S カーブ (試験片 No. 1-54)

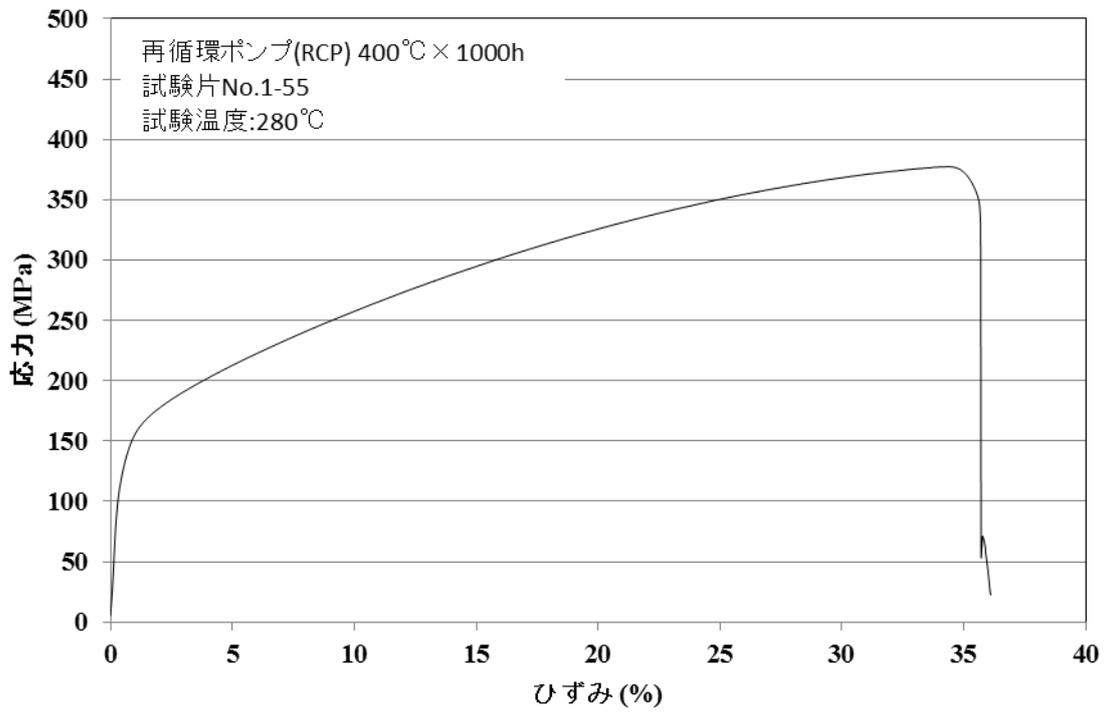


図 10 実機材 引張試験 S-S カーブ (試験片 No. 1-55)

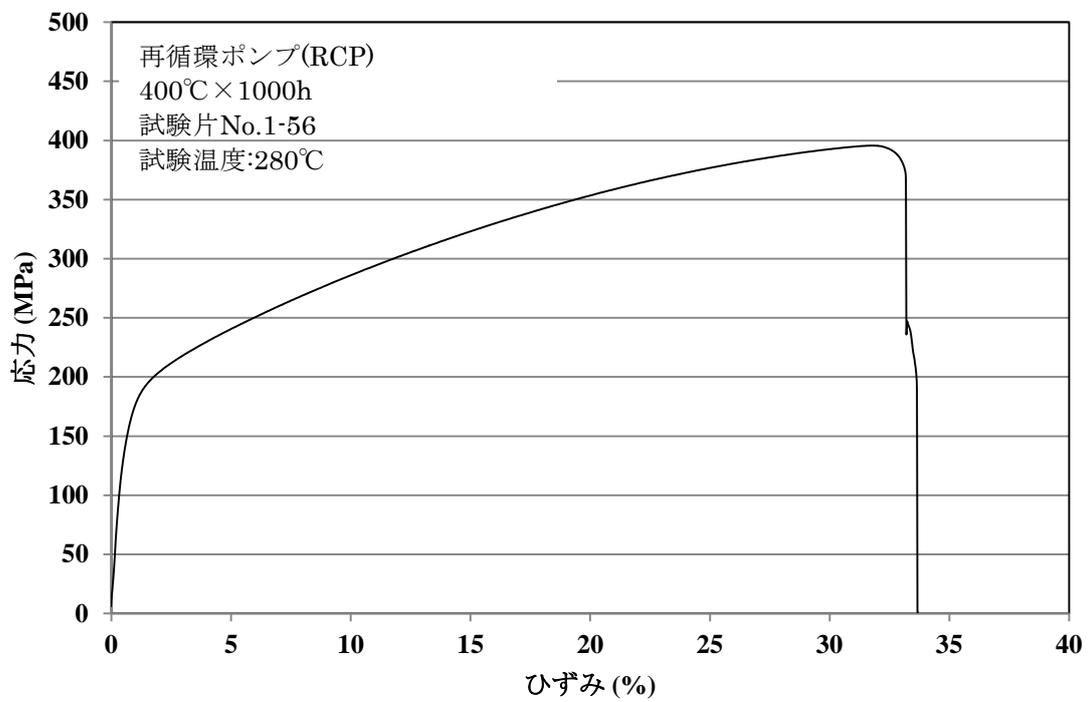


図 11 実機材 引張試験 S-S カーブ (試験片 No. 1-56)

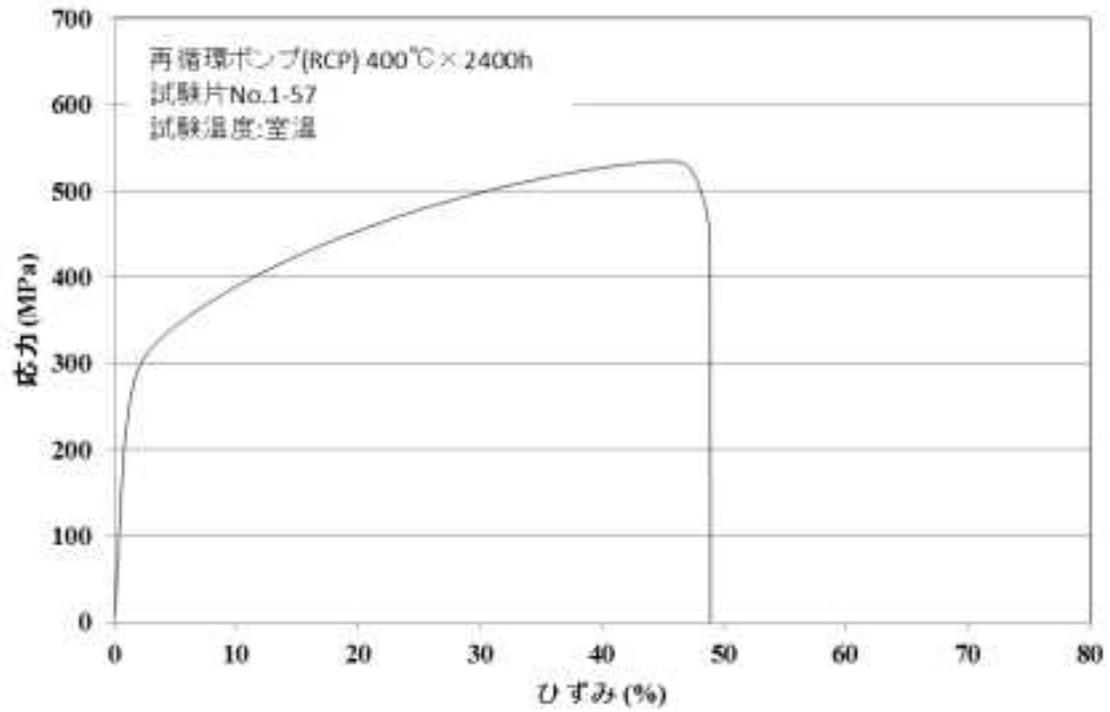


図 12 実機材 引張試験 S-S カーブ (試験片 No. 1-57)

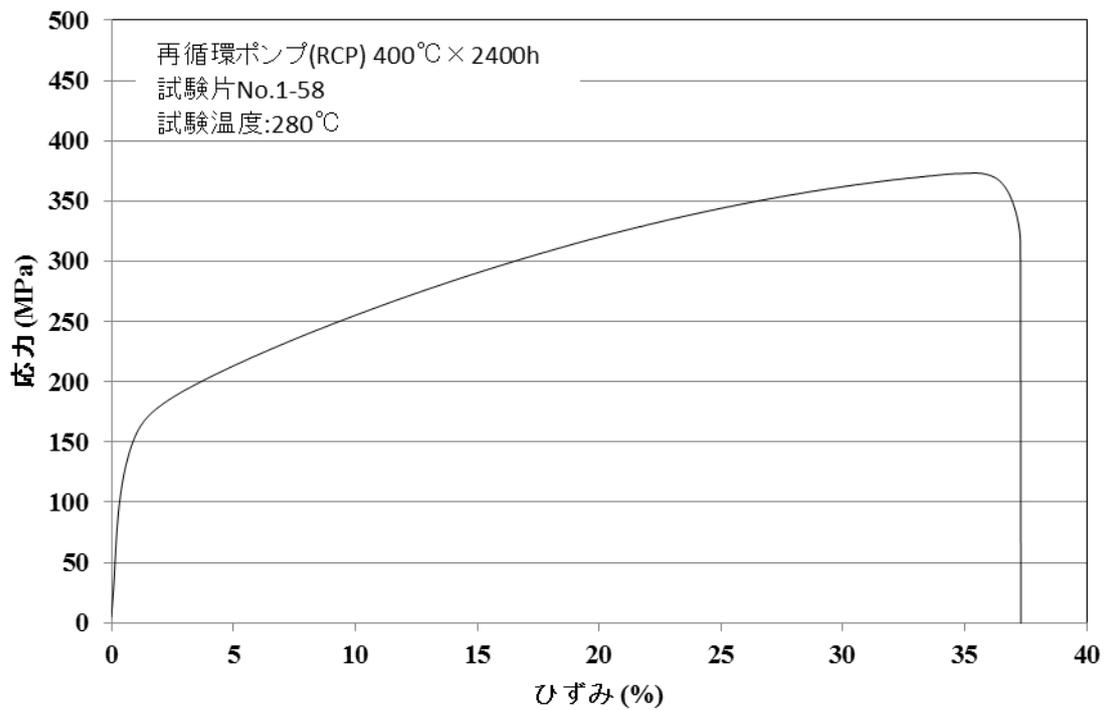


図 13 実機材 引張試験 S-S カーブ (試験片 No. 1-58)

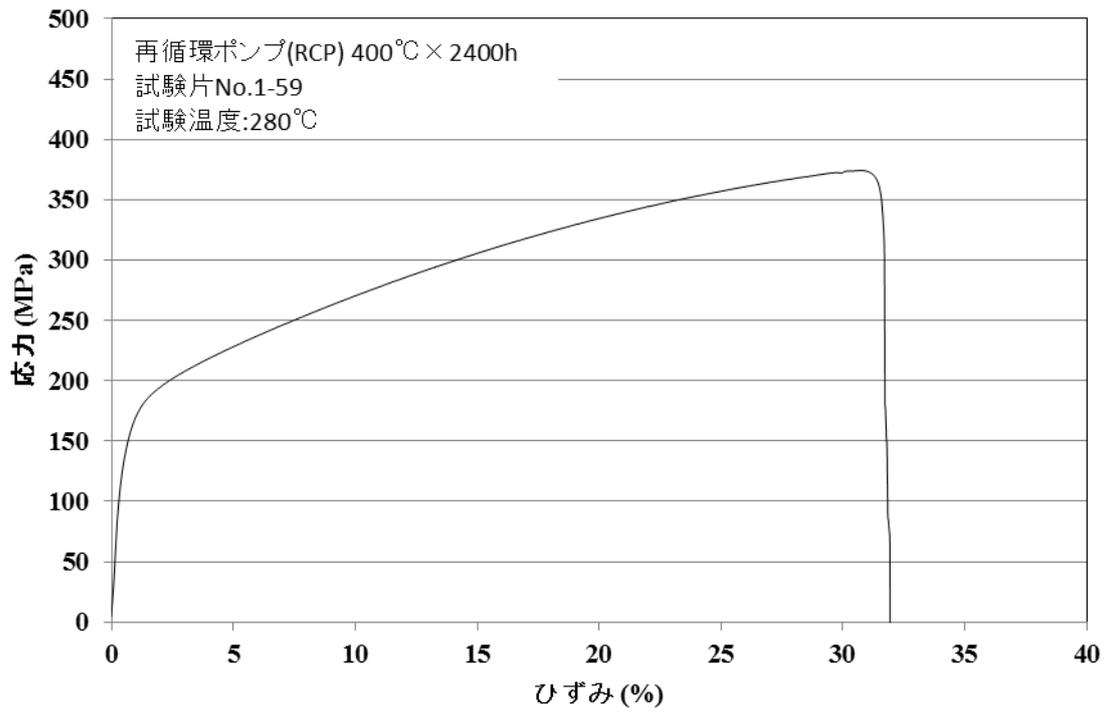


図 14 実機材 引張試験 S-S カーブ (試験片 No. 1-59)

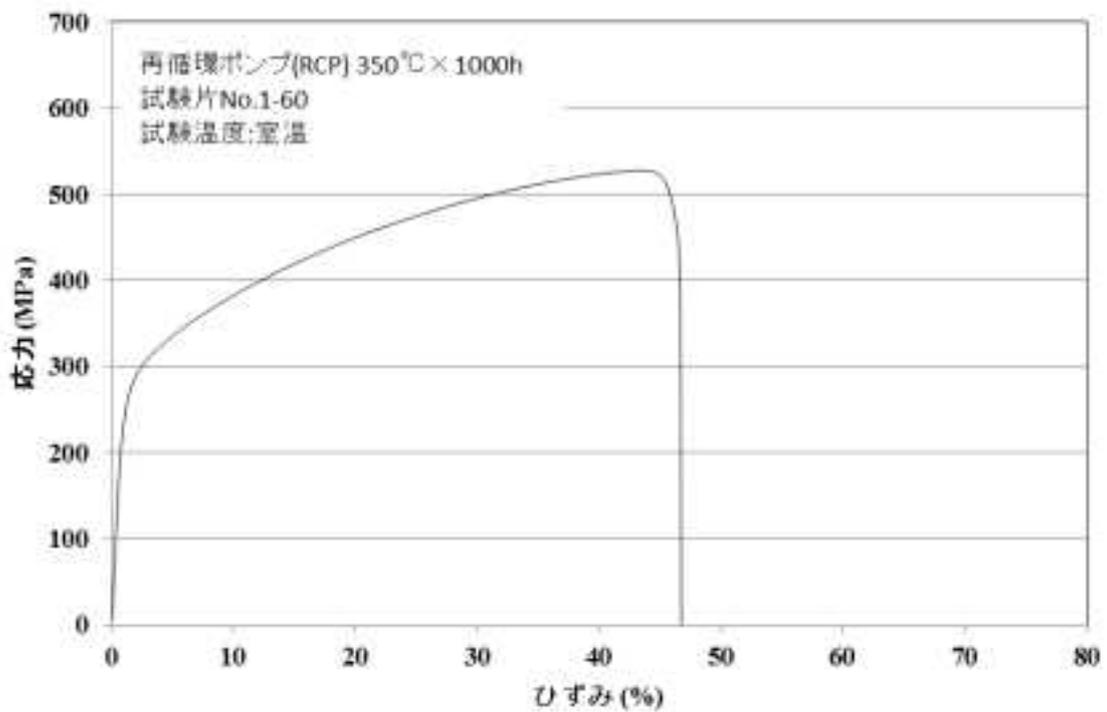


図 15 実機材 引張試験 S-S カーブ (試験片 No. 1-60)

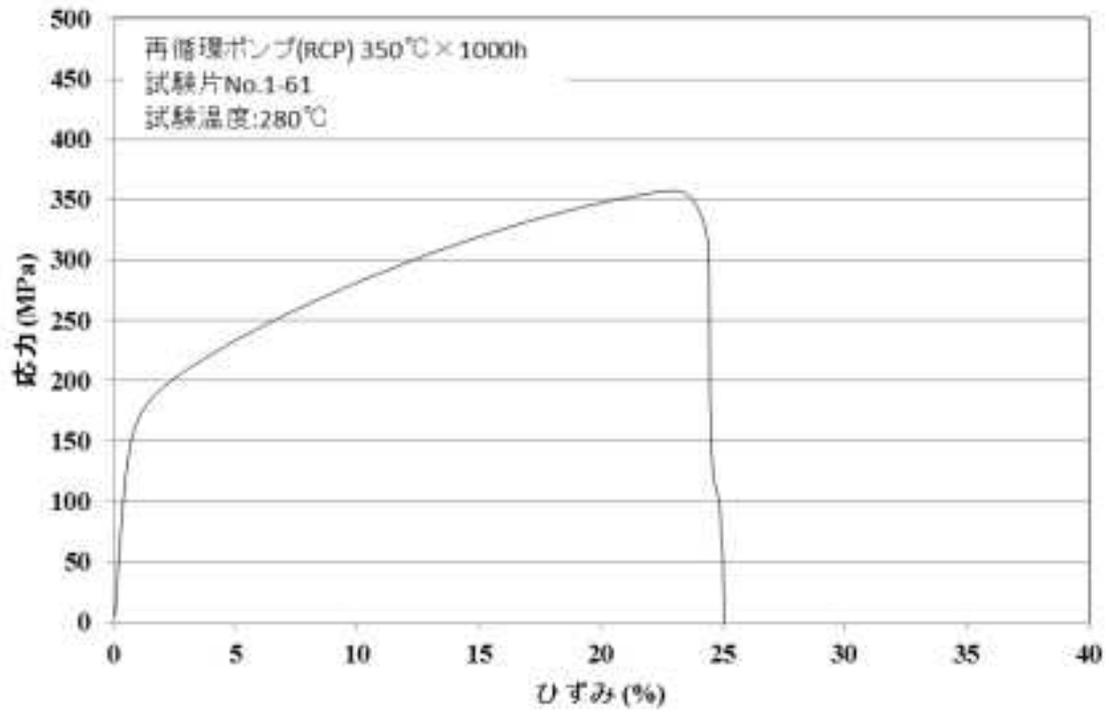


図 16 実機材 引張試験 S-S カーブ (試験片 No. 1-61)

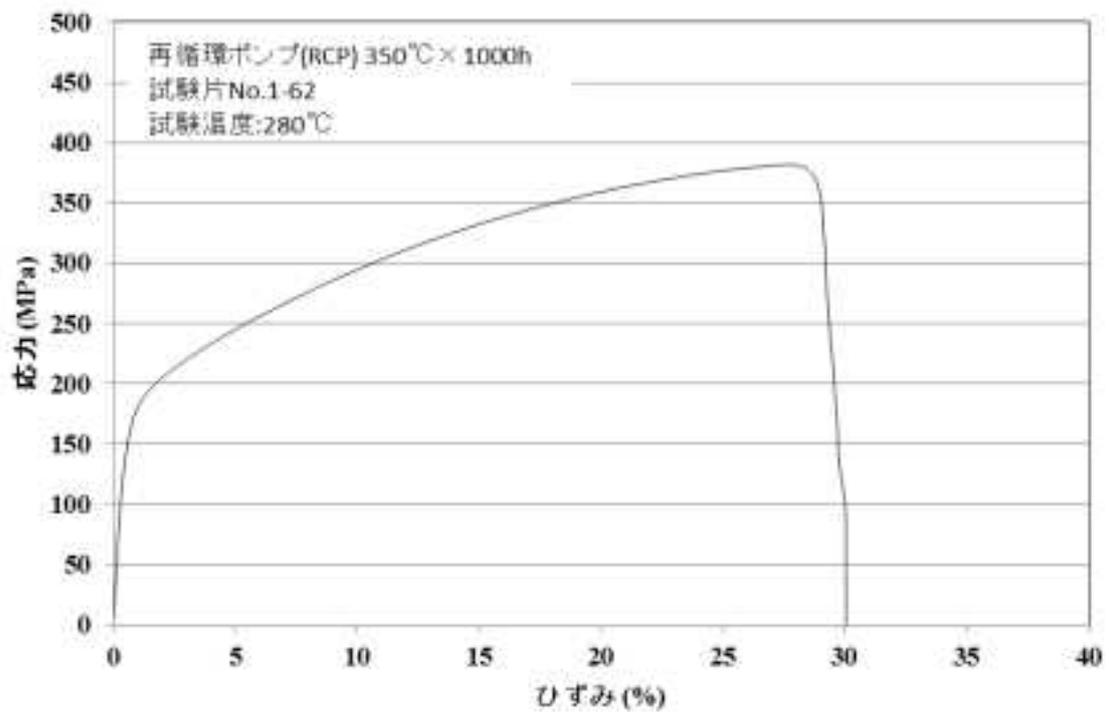


図 17 実機材 引張試験 S-S カーブ (試験片 No. 1-62)

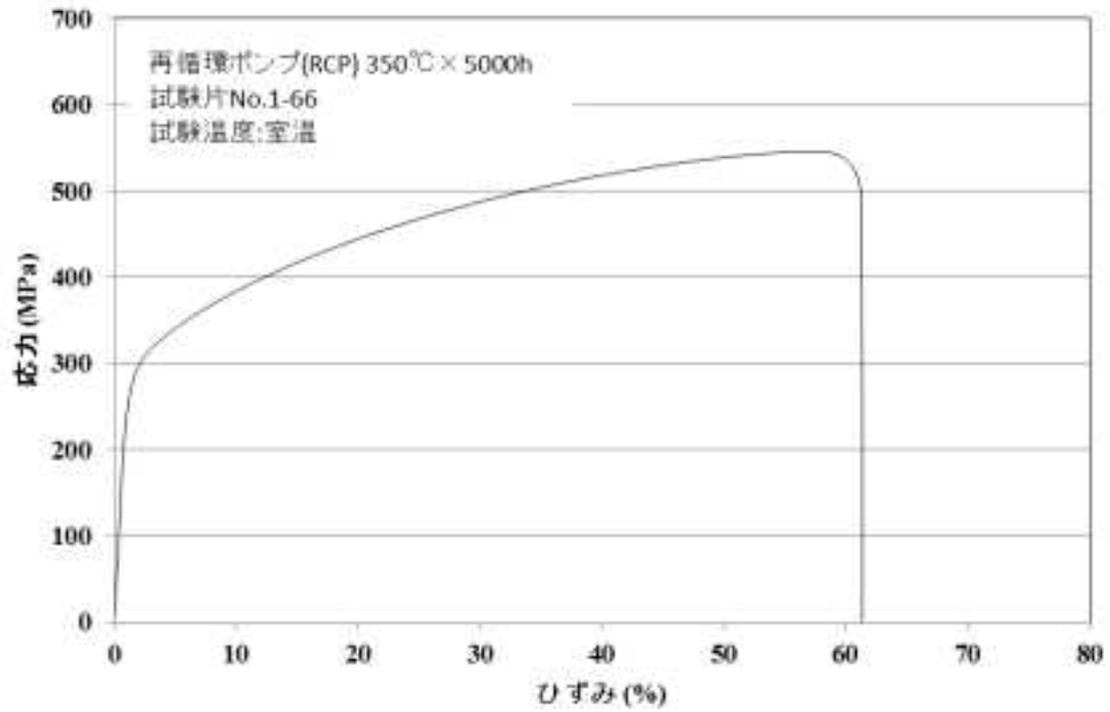


図 18 実機材 引張試験 S-S カーブ (試験片 No. 1-66)

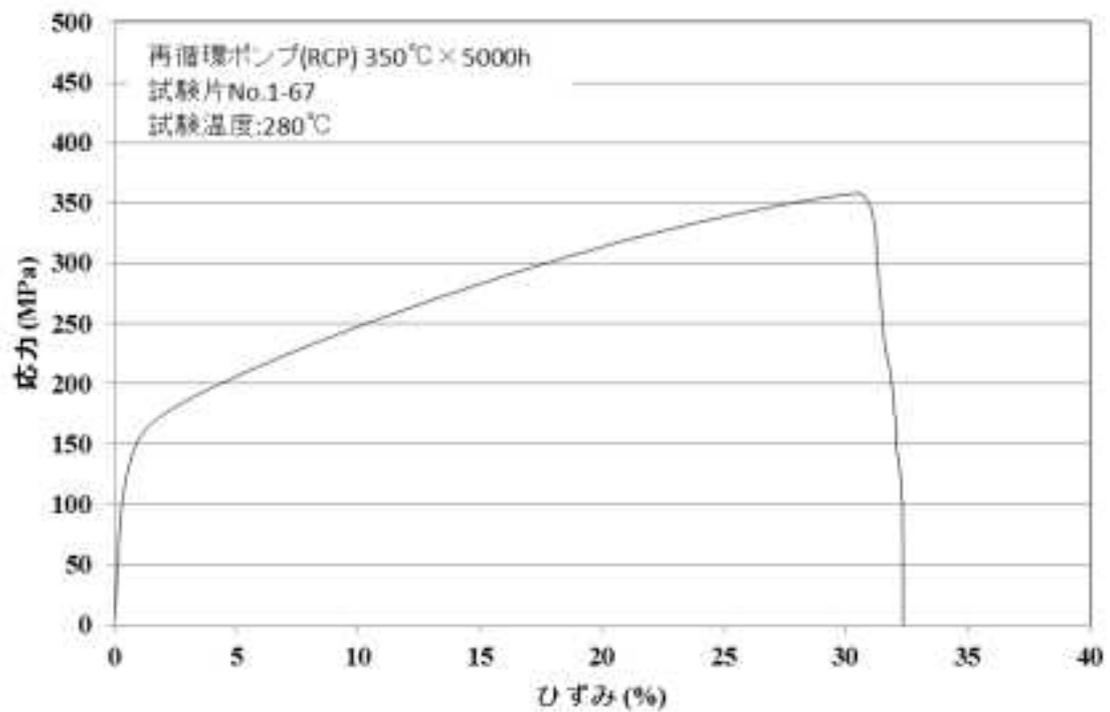


図 19 実機材 引張試験 S-S カーブ (試験片 No. 1-67)

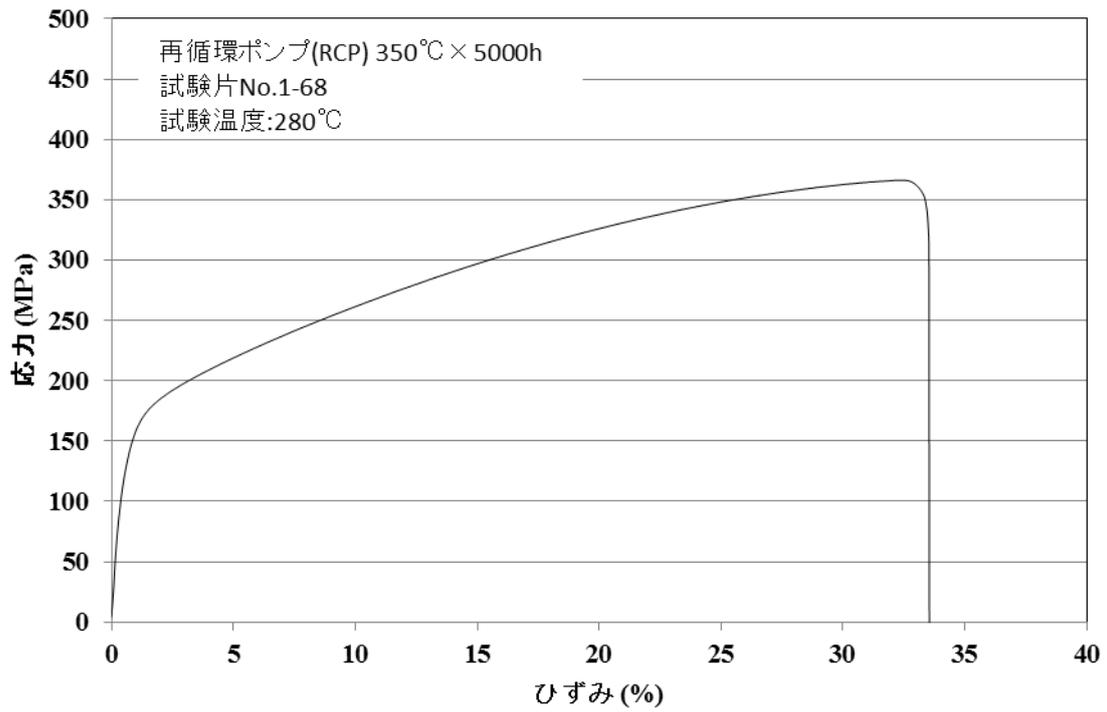


図 20 実機材 引張試験 S-S カーブ (試験片 No. 1-68)

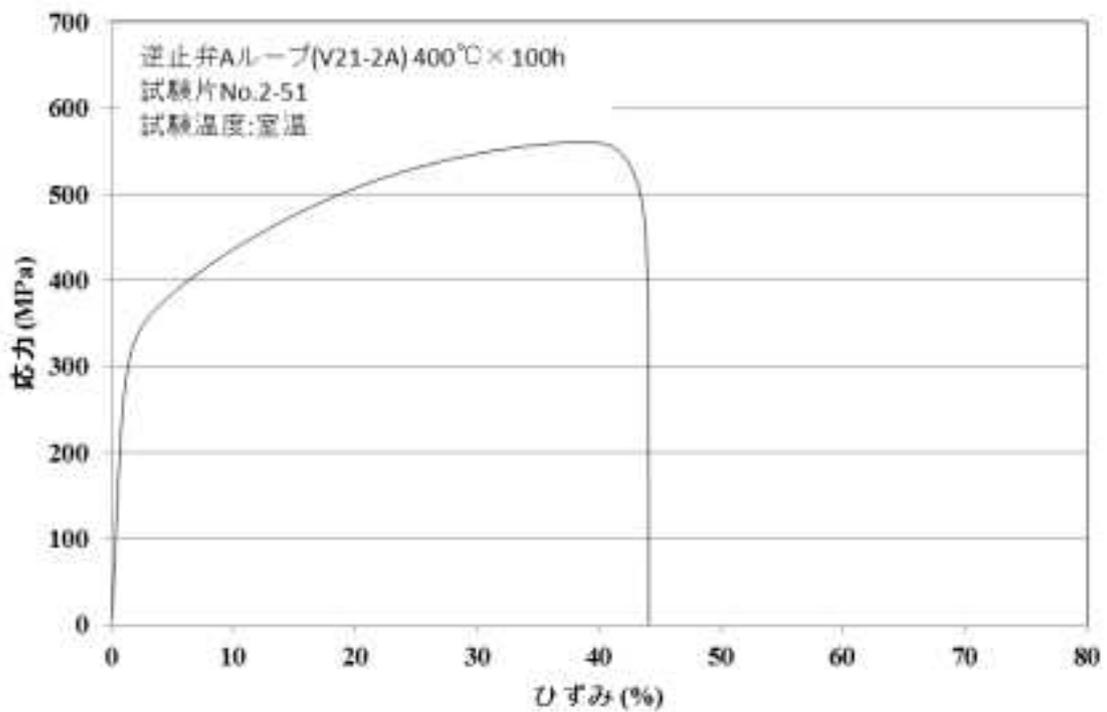


図 21 実機材 引張試験 S-S カーブ (試験片 No. 2-51)

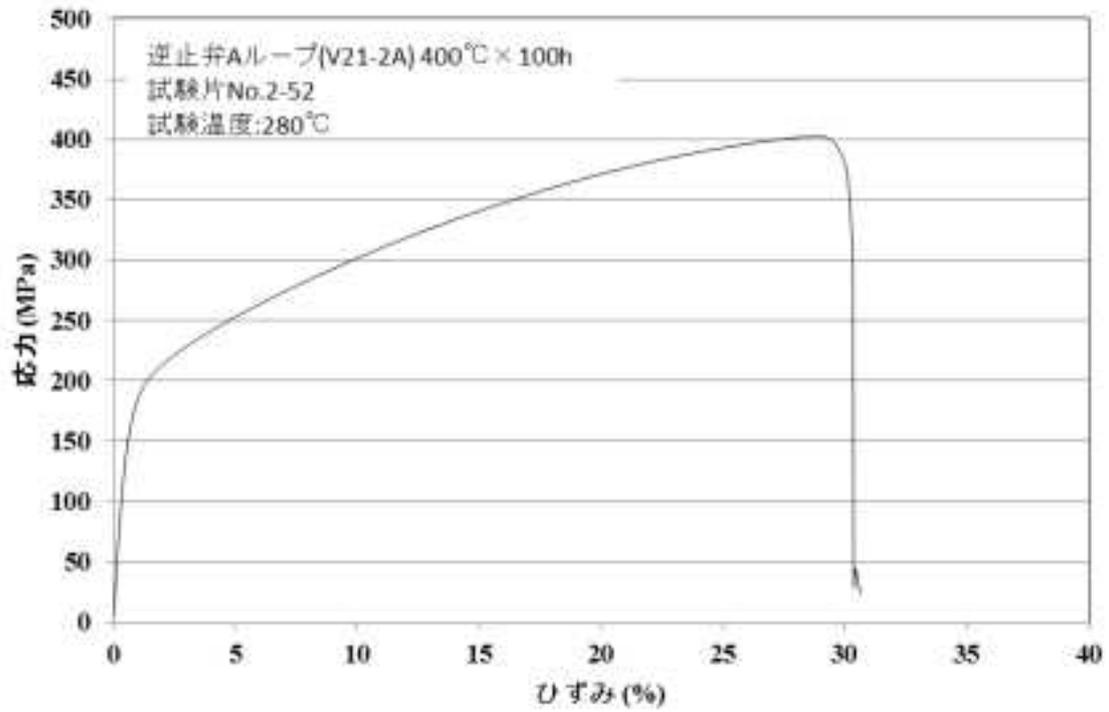


図 22 実機材 引張試験 S-S カーブ (試験片 No. 2-52)

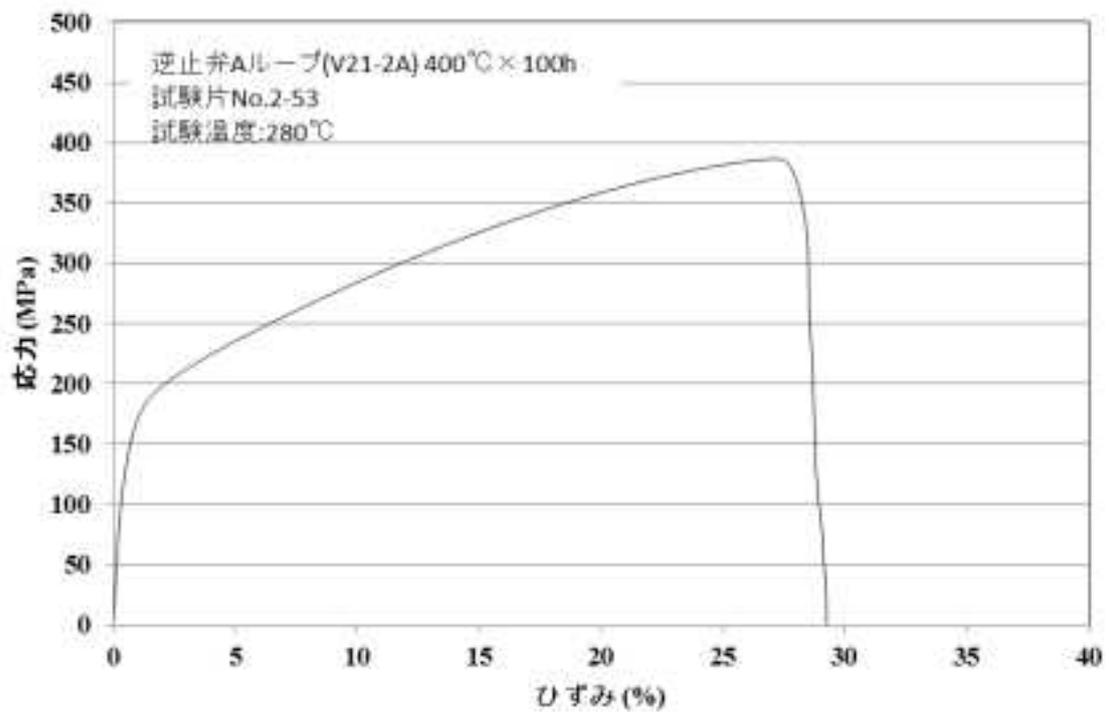


図 23 実機材 引張試験 S-S カーブ (試験片 No. 2-53)

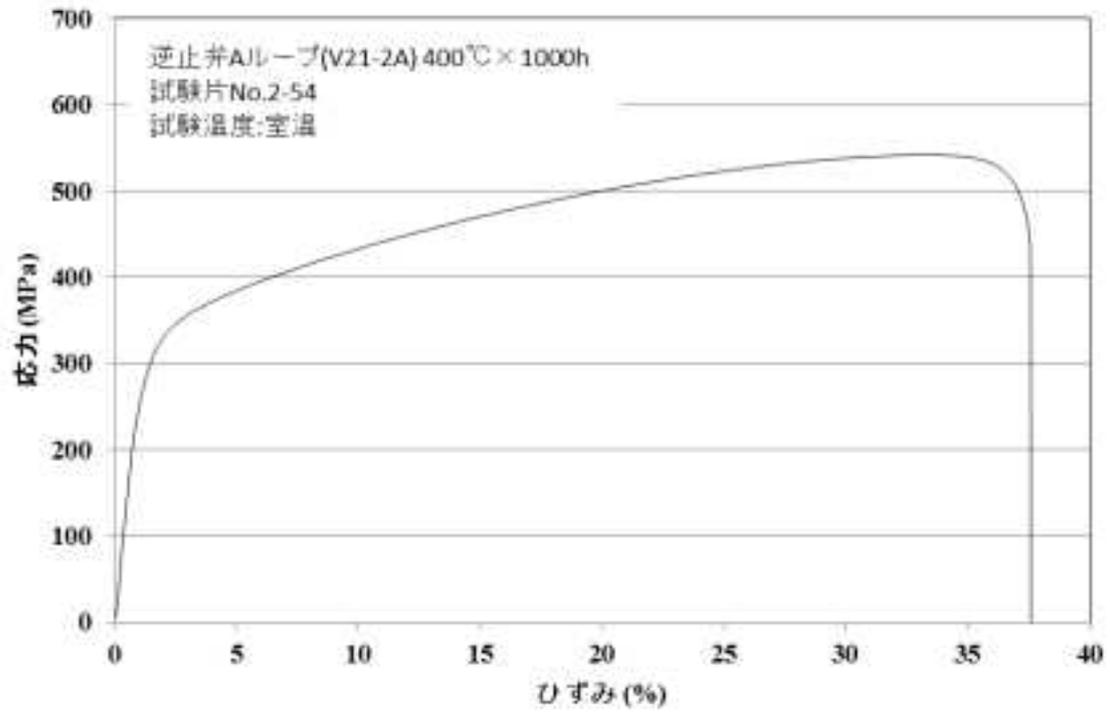


図 24 実機材 引張試験 S-S カーブ (試験片 No. 2-54)

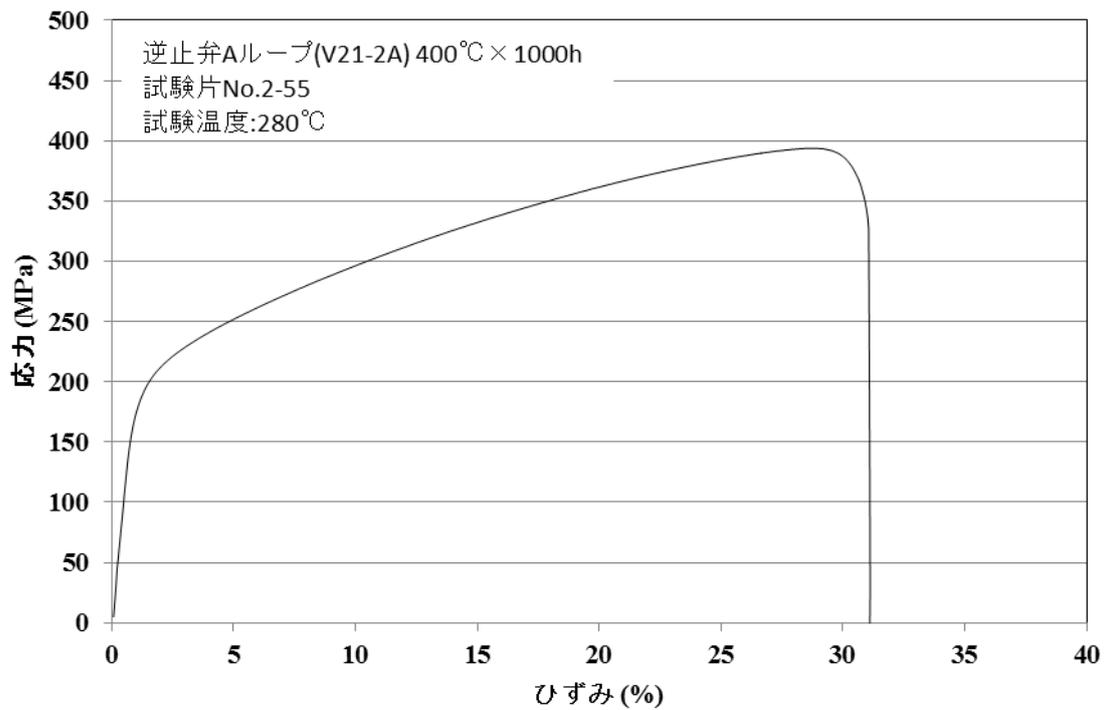


図 25 実機材 引張試験 S-S カーブ (試験片 No. 2-55)

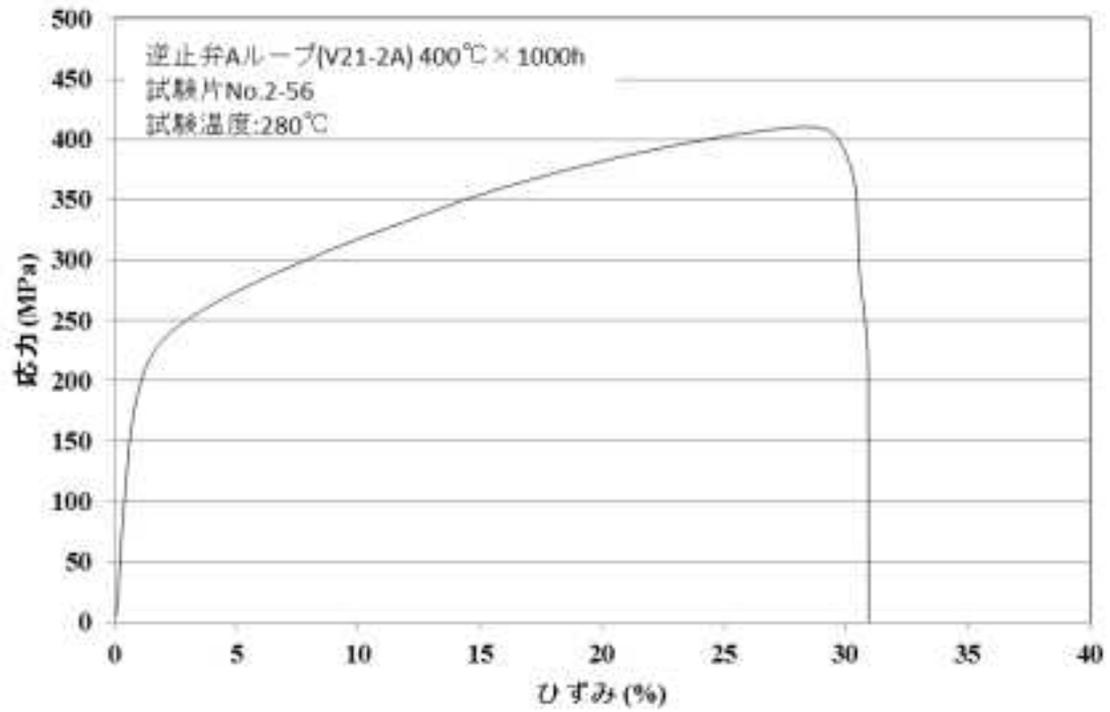
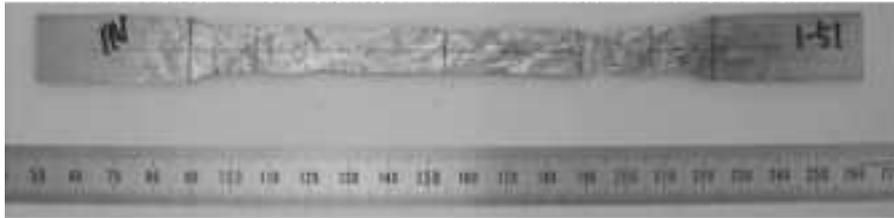


図 26 実機材 引張試験 S-S カーブ (試験片 No. 2-56)

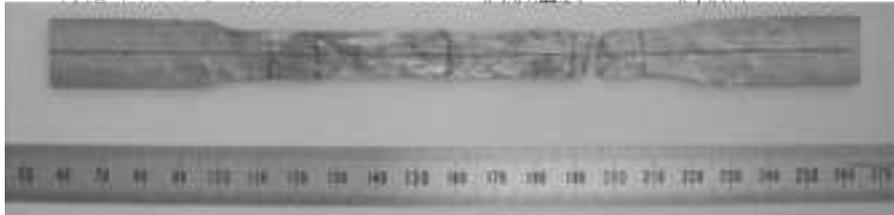
再循環ポンプケーシング 400°C×100h 試験温度:室温 試験片No.:1-51



再循環ポンプケーシング 400°C×100h 試験温度:280°C 試験片No.:1-52



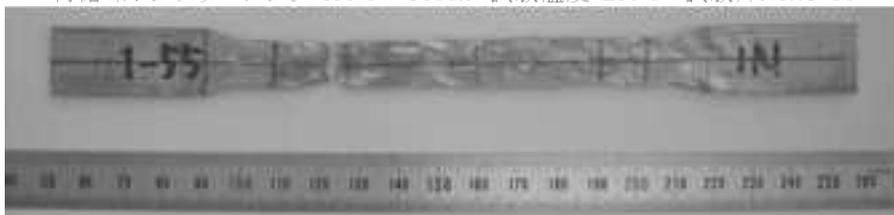
再循環ポンプケーシング 400°C×100h 試験温度:280°C 試験片No.:1-53



再循環ポンプケーシング 400°C×1000h 試験温度:室温 試験片No.:1-54



再循環ポンプケーシング 400°C×1000h 試験温度:280°C 試験片No.:1-55

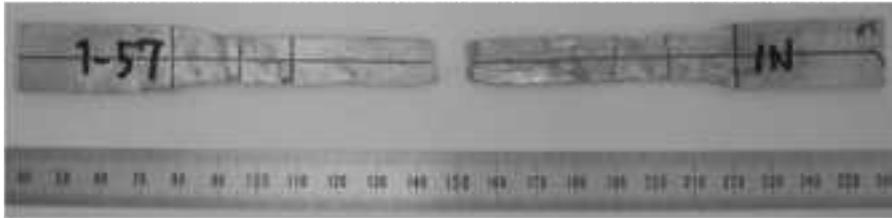


再循環ポンプケーシング 400°C×1000h 試験温度:280°C 試験片No.:1-56



図 27 実機材 引張試験後の試験片の様子 (1/4)

再循環ポンプケーシング 400°C × 2400h 試験温度: 室温 試験片No.: 1-57



再循環ポンプケーシング 400°C × 2400h 試験温度: 280°C 試験片No.: 1-58



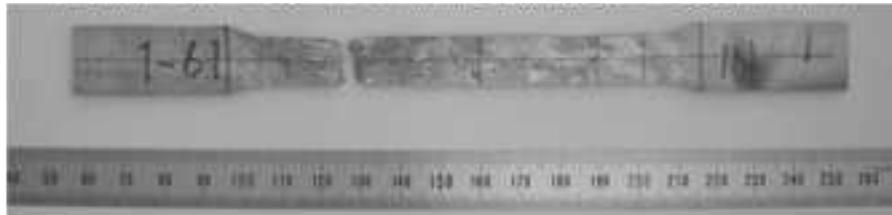
再循環ポンプケーシング 400°C × 2400h 試験温度: 280°C 試験片No.: 1-59



再循環ポンプケーシング 350°C × 1000h 試験温度: 室温 試験片No.: 1-60



再循環ポンプケーシング 350°C × 1000h 試験温度: 280°C 試験片No.: 1-61

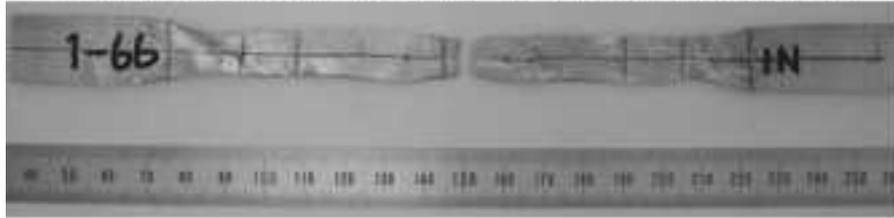


再循環ポンプケーシング 350°C × 1000h 試験温度: 280°C 試験片No.: 1-62



図 28 実機材 引張試験後の試験片の様子 (2/4)

再循環ポンプケーシング 350°C × 5000h 試験温度: 室温 試験片No.: 1-66



再循環ポンプケーシング 350°C × 5000h 試験温度: 280°C 試験片No.: 1-67



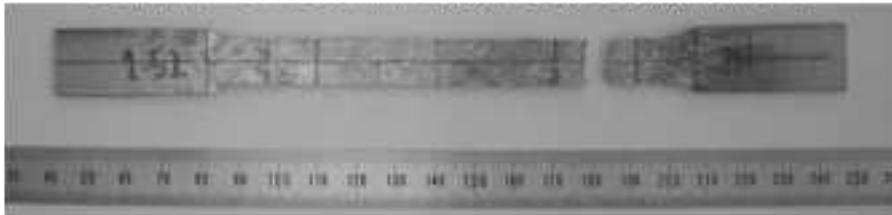
再循環ポンプケーシング 350°C × 5000h 試験温度: 280°C 試験片No.: 1-68



逆止弁Aループ 400°C × 100h 試験温度: 室温 試験片No.: 2-51



逆止弁Aループ 400°C × 100h 試験温度: 280°C 試験片No.: 2-52

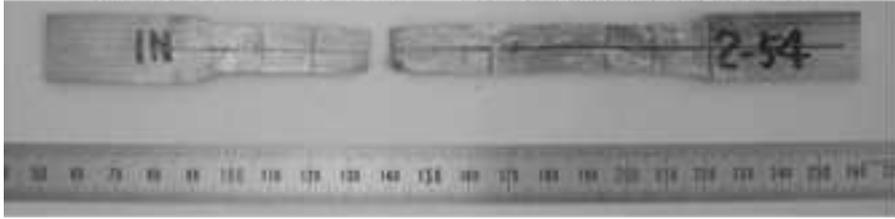


逆止弁Aループ 400°C × 100h 試験温度: 280°C 試験片No.: 2-53

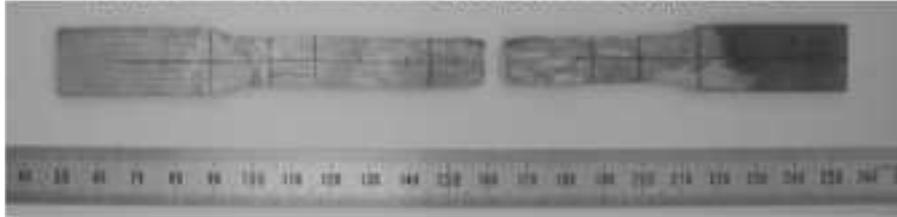


図 29 実機材 引張試験後の試験片の様子 (3/4)

逆止弁Aループ 400°C × 1000h 試験温度: 室温 試験片No.: 2-54



逆止弁Aループ 400°C × 1000h 試験温度: 280°C 試験片No.: 2-55



逆止弁Aループ 400°C × 1000h 試験温度: 280°C 試験片No.: 2-56

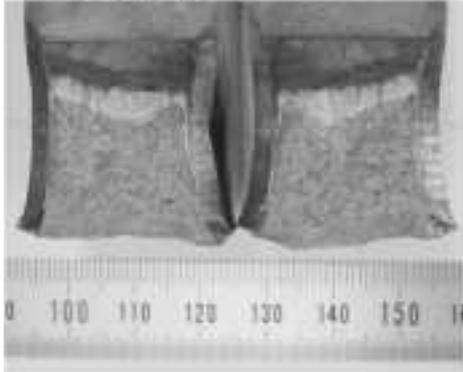


図 30 実機材 引張試験後の試験片の様子 (4/4)

表 6 実機材マイクロビッカース硬さ試験結果

部材名	鋼種	熱時効条件		HV			$\sigma$	実施 年度
		温度(°C)	時間(h)	ave.	max	min		
再循環 ポンプ ケーシング RCP	SCS13	275	138000	338.1	438.6	253.5	48.6	H24
	SCS13	unaging (550°C × 1h)		242.6	262.6	216.6	14.5	H24
	SCS13	400	10	306.4	333.9	279.0	17.0	H24
	SCS13	400	100	366.8	394.9	333.9	20.0	H24
	SCS13	400	1000	449.4	498.0	316.7	49.8	H24
	SCS13	400	2400	458.6	490.0	362.5	39.4	H24
	SCS13	400	10000	508.2	541.5	325.1	65.4	H25
	SCS13	350	100	334.7	352.6	308.5	12.6	H24
	SCS13	350	1000	378.9	438.6	316.7	31.0	H24
	SCS13	350	2400	406.2	459.6	329.5	37.7	H24
	SCS13	350	5000	464.5	506.3	432.0	19.6	H24
	SCS13	350	10000	500.9	560.5	432.0	38.7	H25
	逆止弁 Aループ V21-2A	SCS16A	275	100000	316.1	333.9	300.7	11.3
SCS16A		unaging(550°C × 1h)		298.0	316.7	282.5	11.1	H24
SCS16A		400	10	322.6	333.9	312.6	6.1	H24
SCS16A		400	100	386.1	412.8	372.9	12.4	H24
SCS16A		400	1000	454.3	523.5	412.8	35.9	H24
SCS16A		400	2400	490.6	532.4	438.6	32.0	H24
SCS16A		400	10000	665.8	698.7	550.9	45.6	H25
SCS16A		350	100	344.5	378.2	308.5	22.1	H24
SCS16A		350	1000	417.5	466.9	352.6	36.4	H24
SCS16A		350	2400	455.1	498.0	383.7	35.7	H24
SCS16A		350	5000	581.0	635.5	406.7	67.9	H24
SCS16A		350	10000	605.9	659.7	490.0	51.1	H25

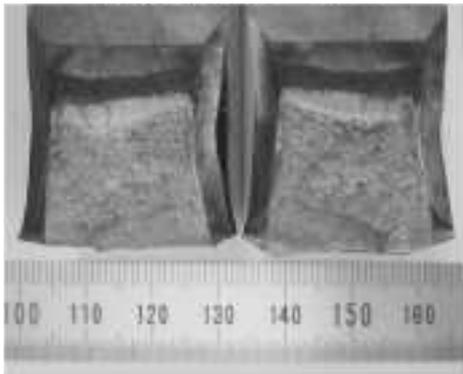
RCP 400°C × 100h  
試験温度: 280°C 1-52



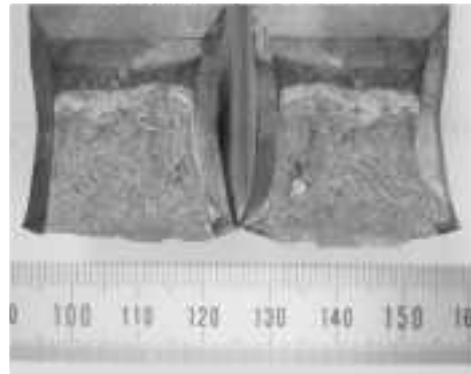
RCP 400°C × 100h  
試験温度: 280°C 1-53



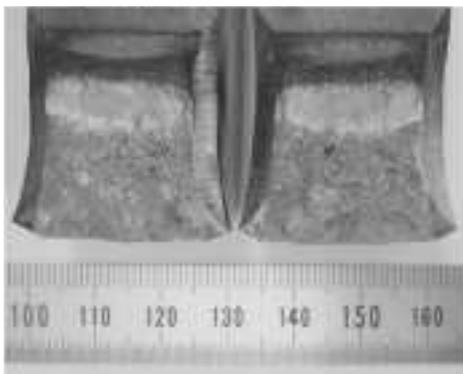
RCP 400°C × 1000h  
試験温度: 280°C 1-54



RCP 400°C × 1000h  
試験温度: 280°C 1-55



RCP 400°C × 2400h  
試験温度: 280°C 1-57



RCP 400°C × 2400h  
試験温度: 280°C 1-58

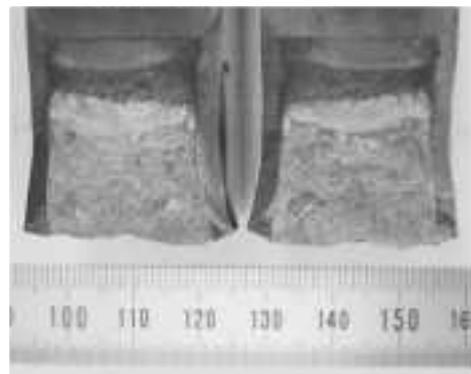
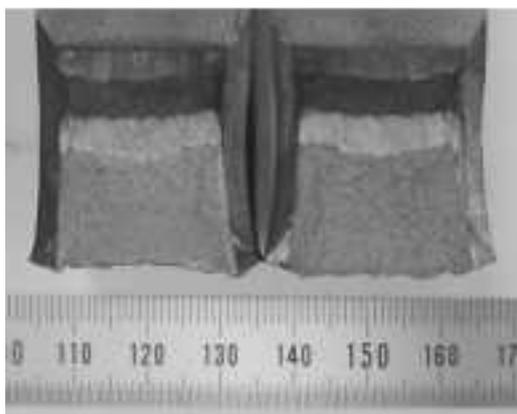
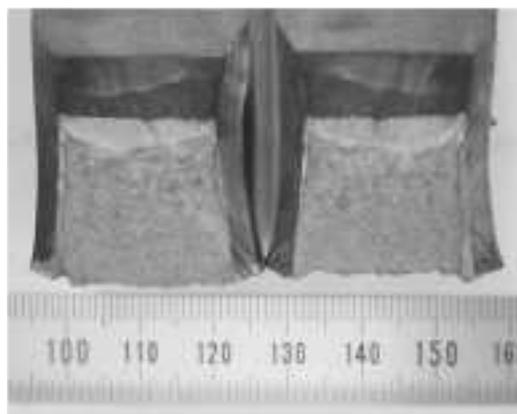


図 31 実機材 弾塑性 J<sub>IC</sub>破壊じん性試験の試験片の様子 (1/3)

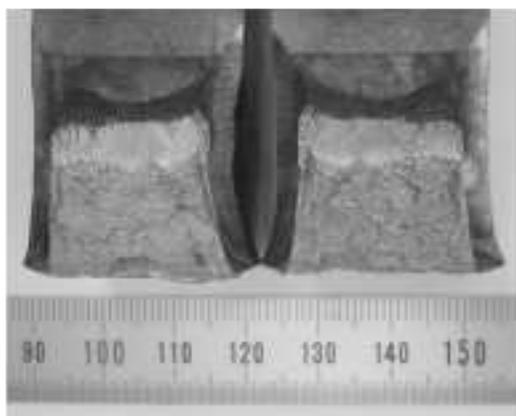
RCP 350°C × 5000h  
試験温度: 280°C 1-66



RCP 350°C × 5000h  
試験温度: 280°C 1-67



RCP 350°C × 10000h  
試験温度: 280°C 1-69



RCP 350°C × 10000h  
試験温度: 280°C 1-70

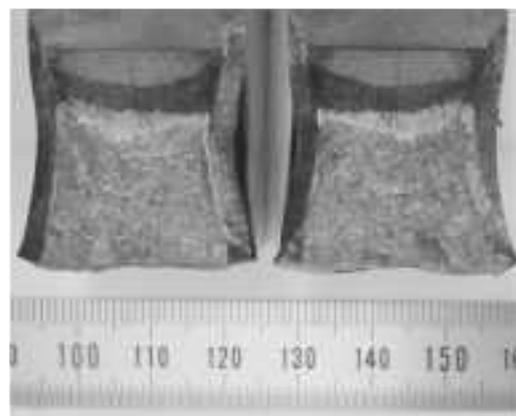
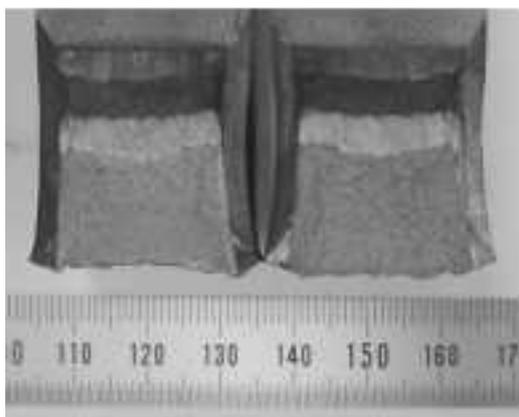
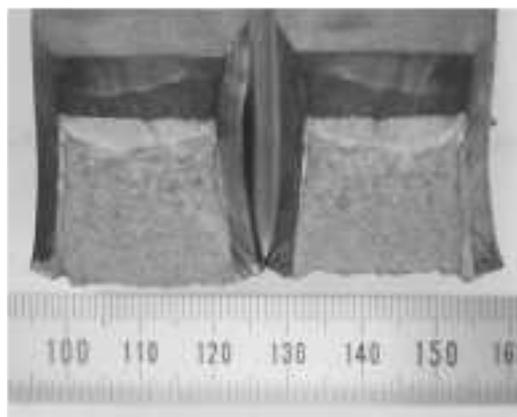


図 32 実機材 弾塑性 J<sub>IC</sub>破壊じん性試験の試験片の様子 (2/3)

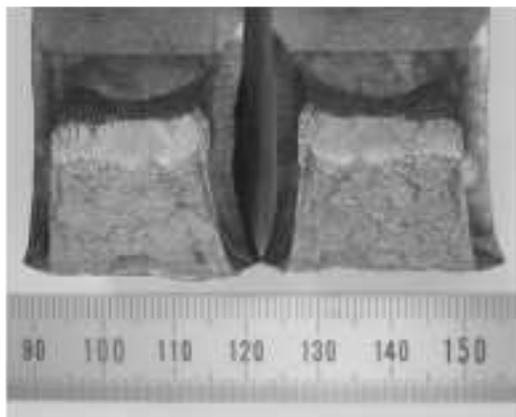
V21-2A 400°C × 100h  
試験温度: 280°C 2-51



V21-2A 400°C × 100h  
試験温度: 280°C 2-52



V21-2A 400°C × 1000h  
試験温度: 280°C 2-54



V21-2A 400°C × 1000h  
試験温度: 280°C 2-55

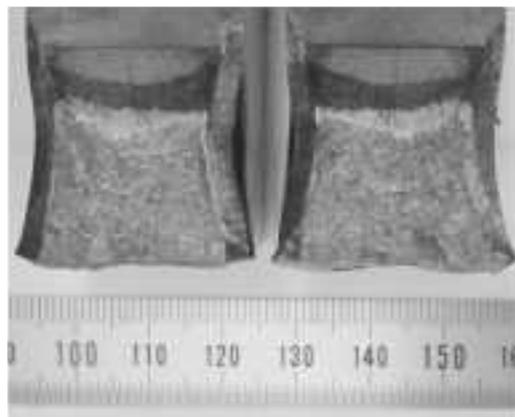


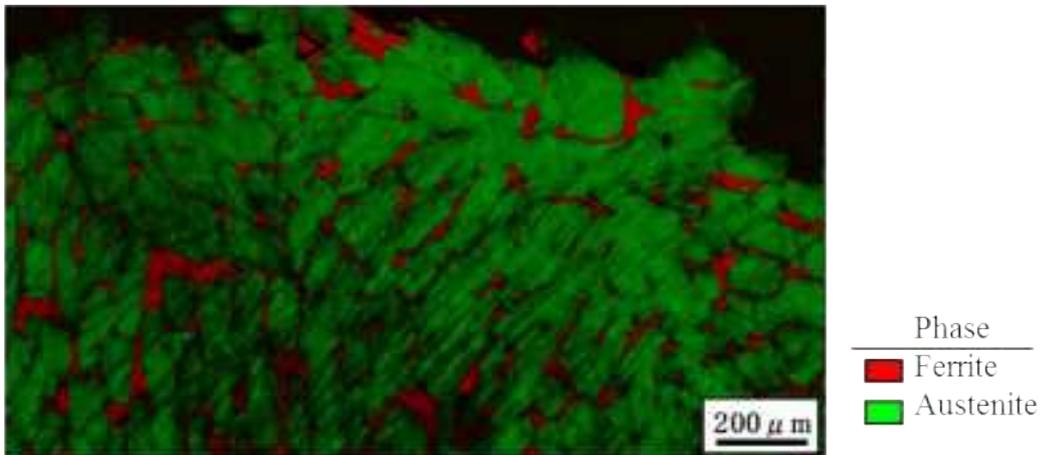
図 33 実機材 弾塑性 J<sub>IC</sub>破壊じん性試験の試験片の様子 (3/3)

## 別紙 3

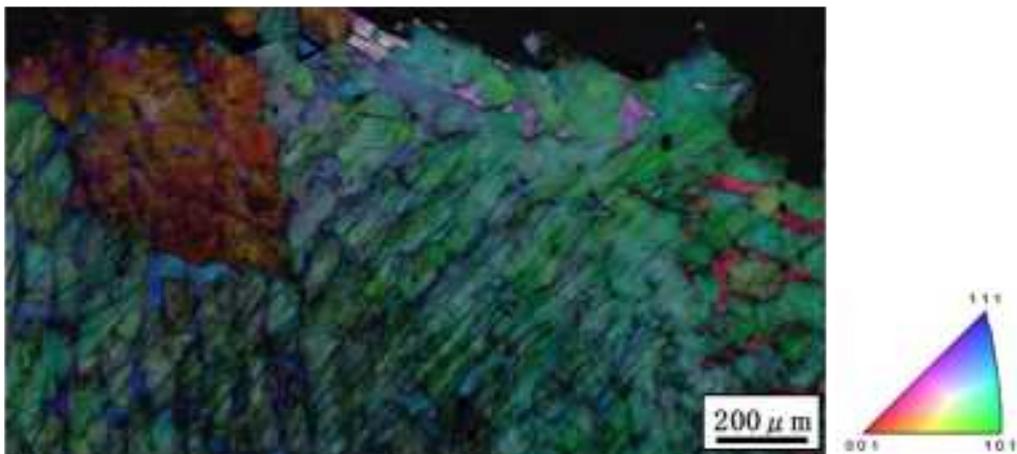
### ふげん実機材 破面断面 EBSD 分析結果

ふげん実機材のシャルピー衝撃試験後の試験片破面断面について EBSD 分析を行った結果を図 1～図 8 に示す。また弾塑性  $J_{IC}$  破壊じん性試験後の試験片破面断面について EBSD 分析を行った結果を図 9～13 示す。それぞれ解析条件として、Phase map, IPF map, KAM map を示した。

(a) 相分布図



(b) 結晶方位分布図



(c) KAM分布図

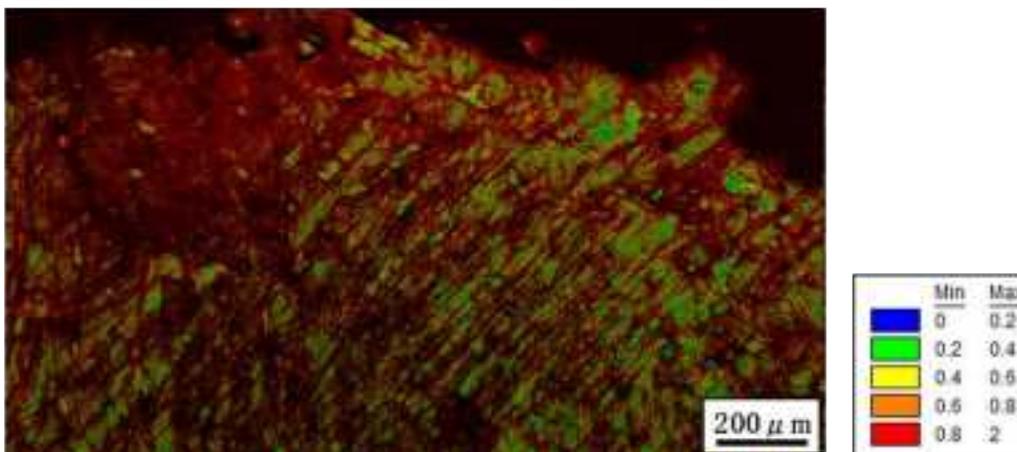
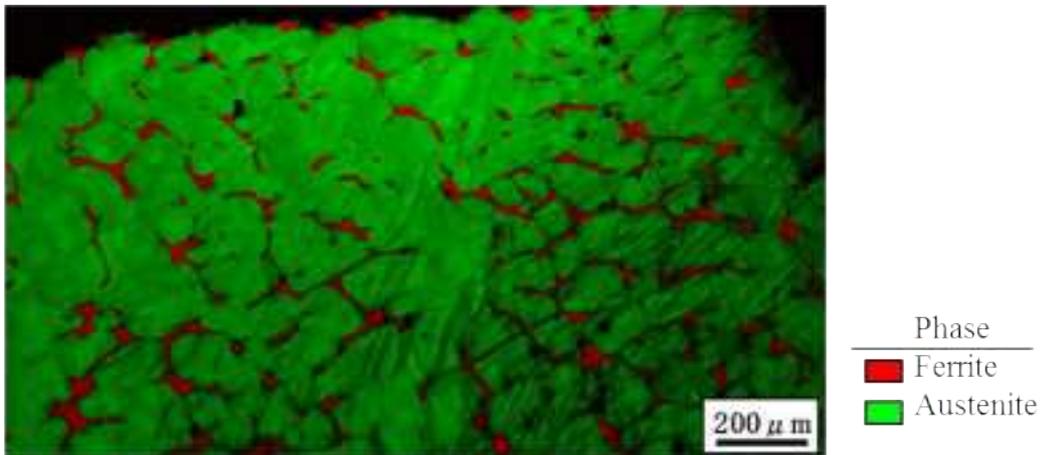
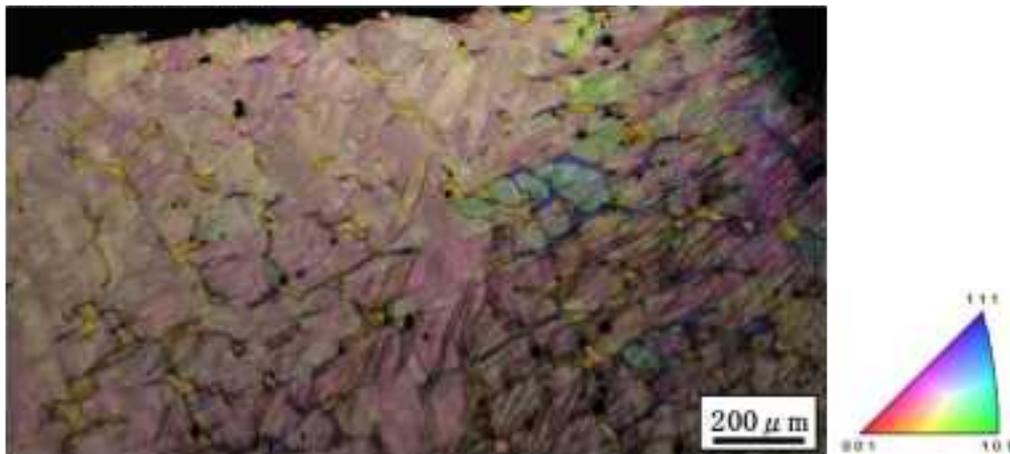


図1 再循環ポンプケーシング 400°C×10000h 時効材  
シャルピー試験片(試験温度：室温)のEBSD解析結果

(a) 相分布図



(b) 結晶方位分布図



(c) KAM分布図

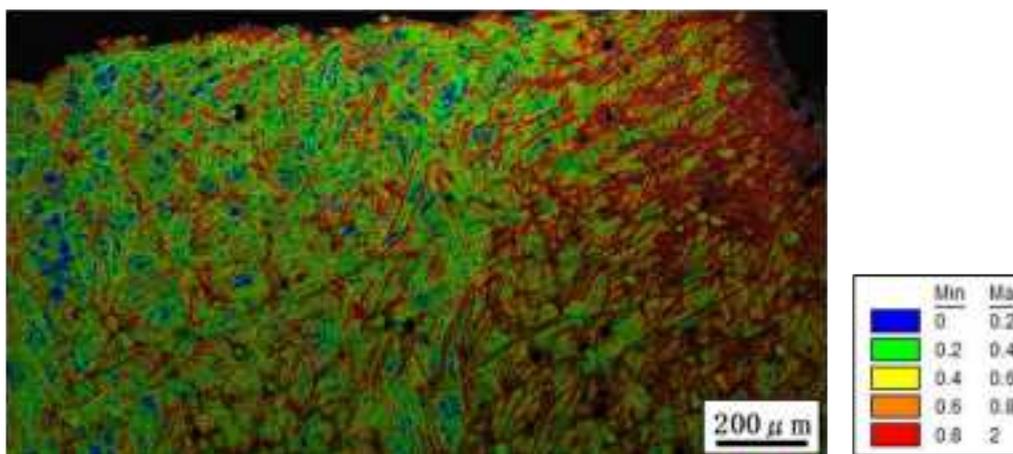
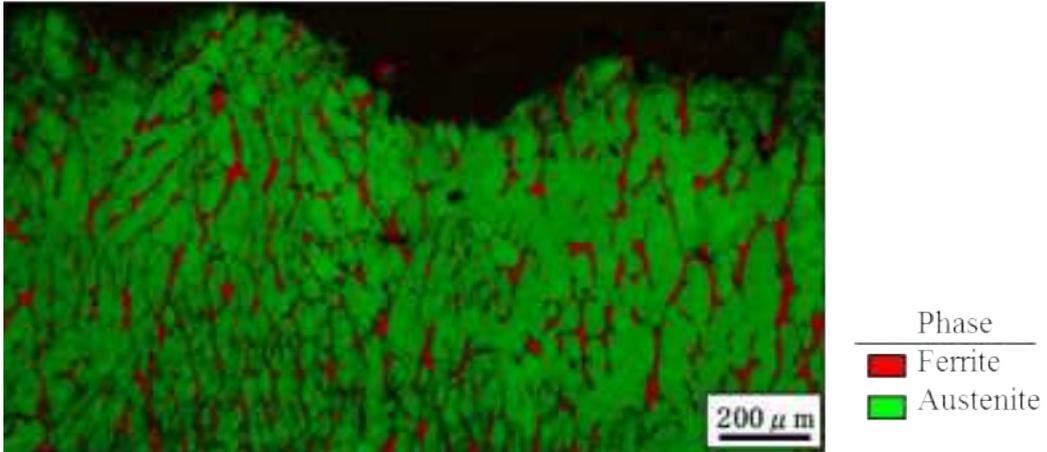
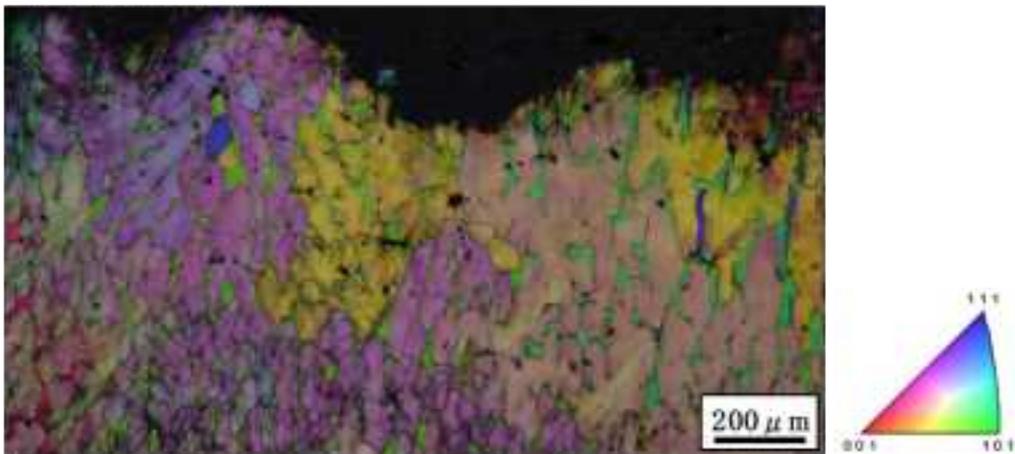


図2 再循環ポンプケーシング 350°C×10000h 時効材  
シャルピー試験片(試験温度：室温)のEBSD解析結果

(a) 相分布図



(b) 結晶方位分布図



(c) KAM分布図

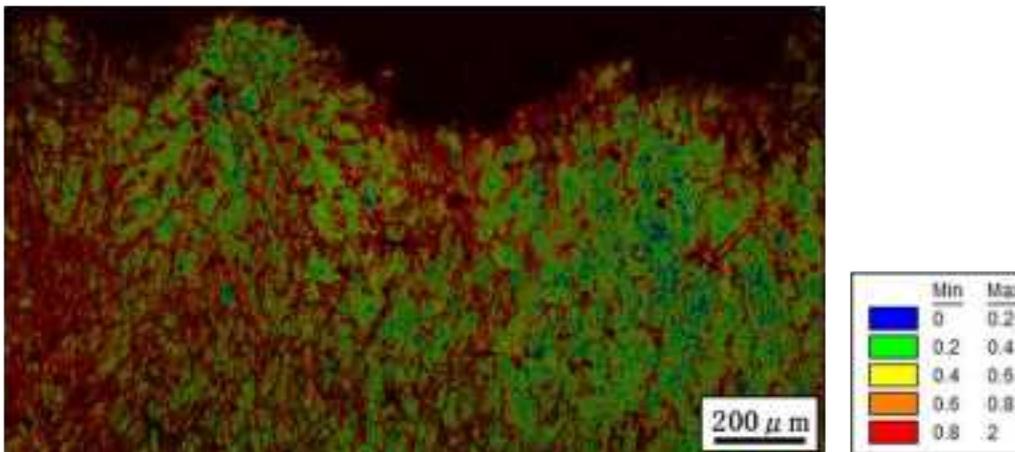
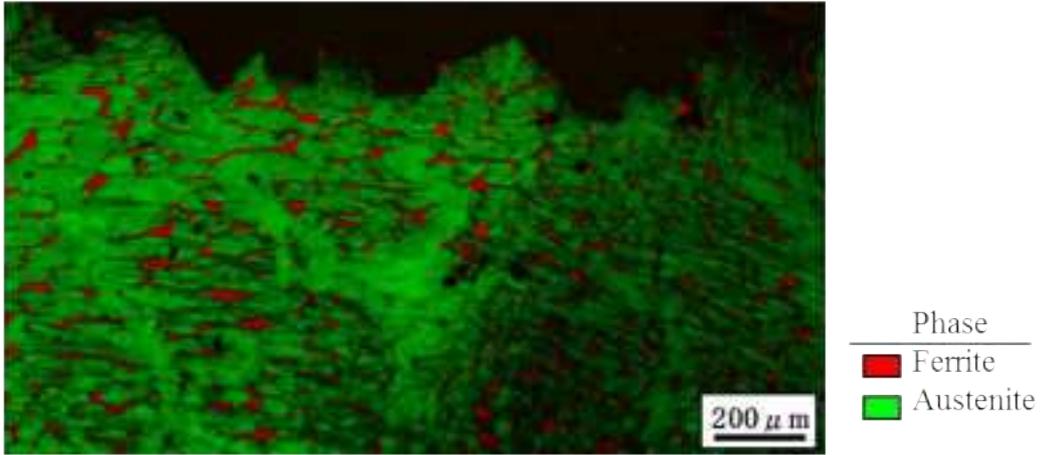
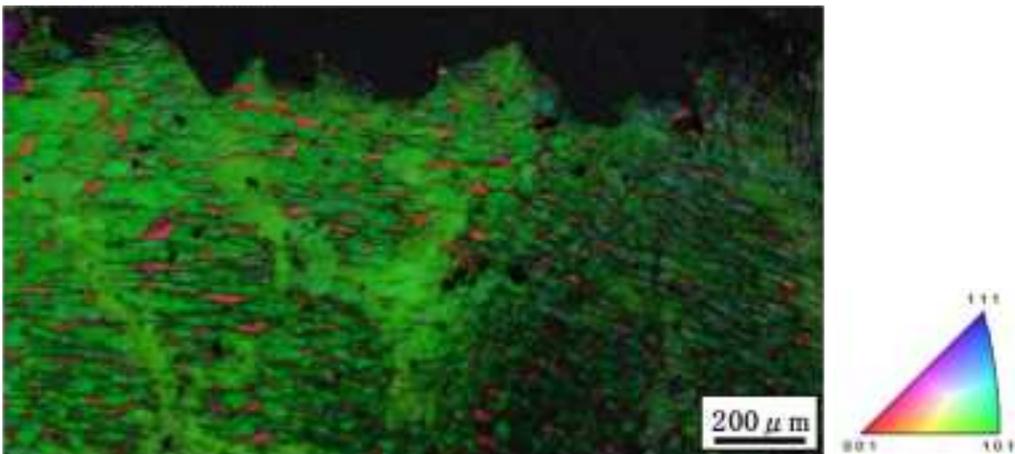


図3 逆止弁Aループ 400°C×10000h 時効材  
シャルピー試験片(試験温度:室温)のEBSD解析結果

(a) 相分布図



(b) 結晶方位分布図



(c) KAM分布図

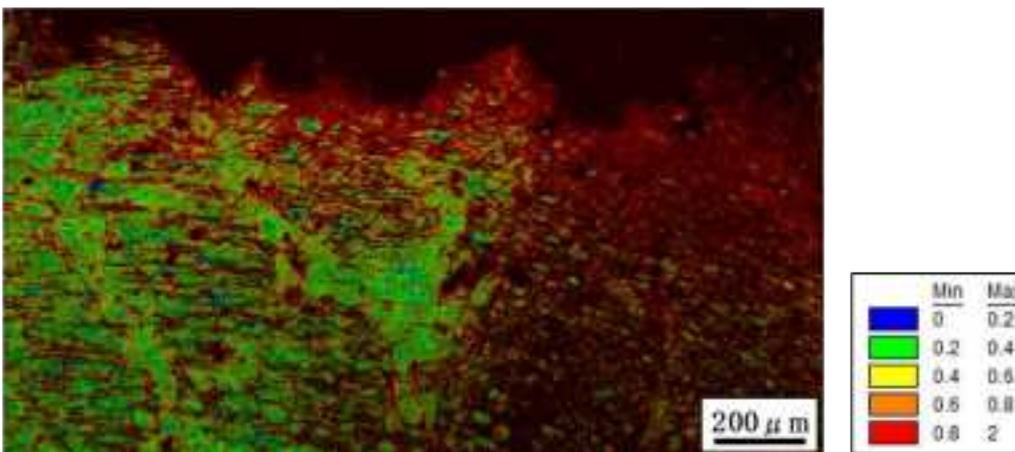
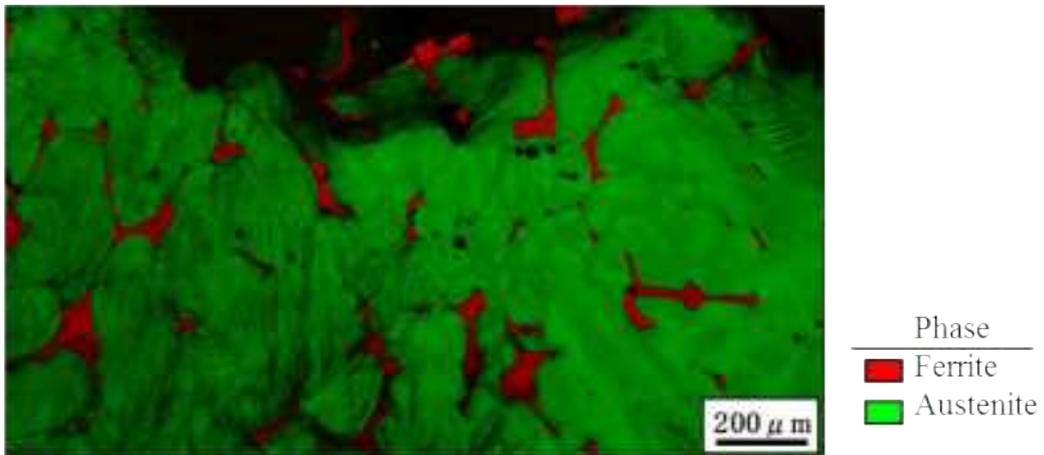
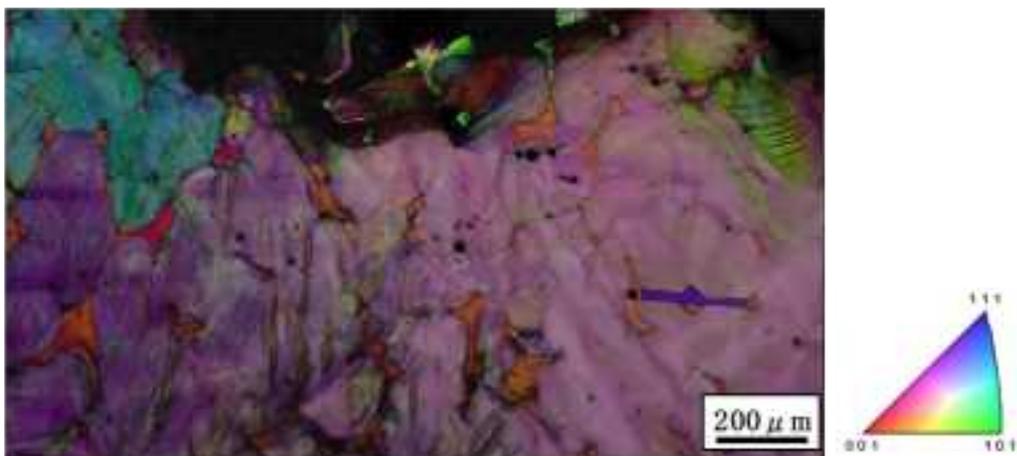


図4 逆止弁Aループ 350°C×10000h 時効材  
シャルピー試験片(試験温度:室温)のEBSD解析結果

(a) 相分布図



(b) 結晶方位分布図



(c) KAM分布図

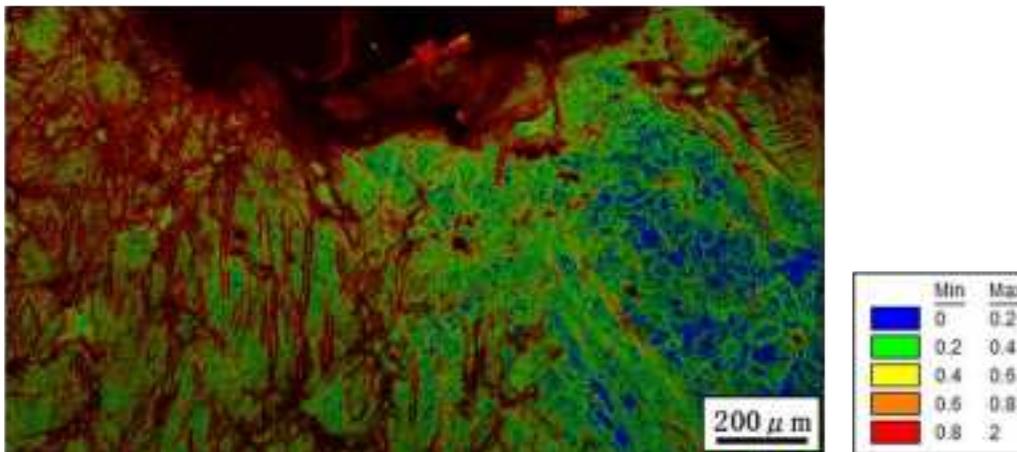
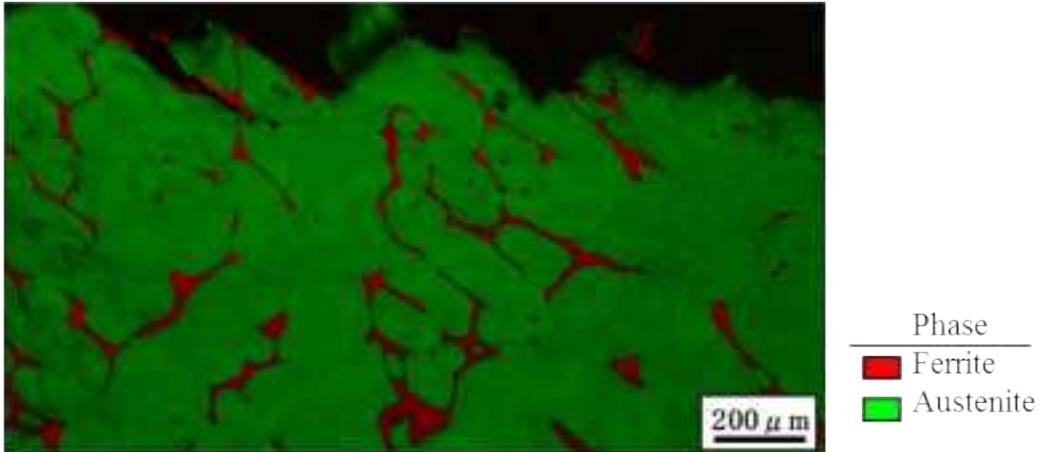
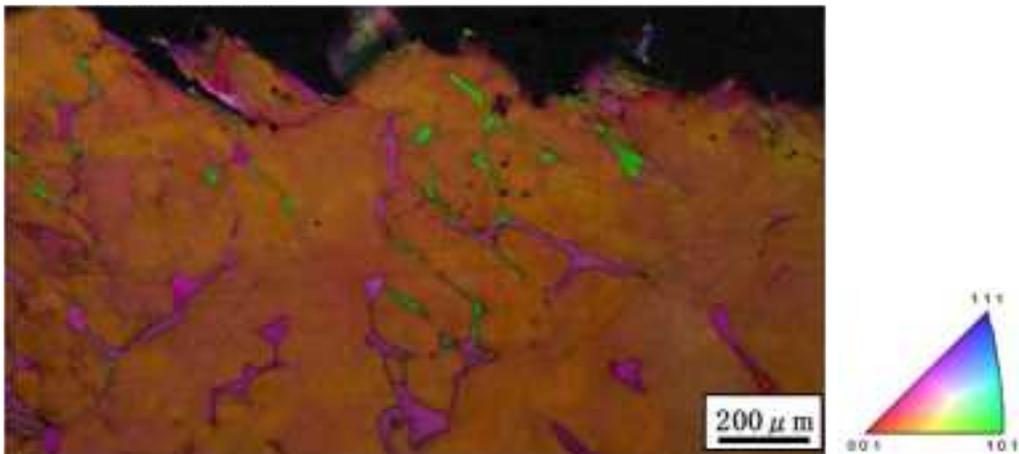


図5 逆止弁Bループ 400°C×10000h 時効材  
シャルピー試験片(試験温度：室温)のEBSD解析結果

(a) 相分布図



(b) 結晶方位分布図



(c) KAM分布図

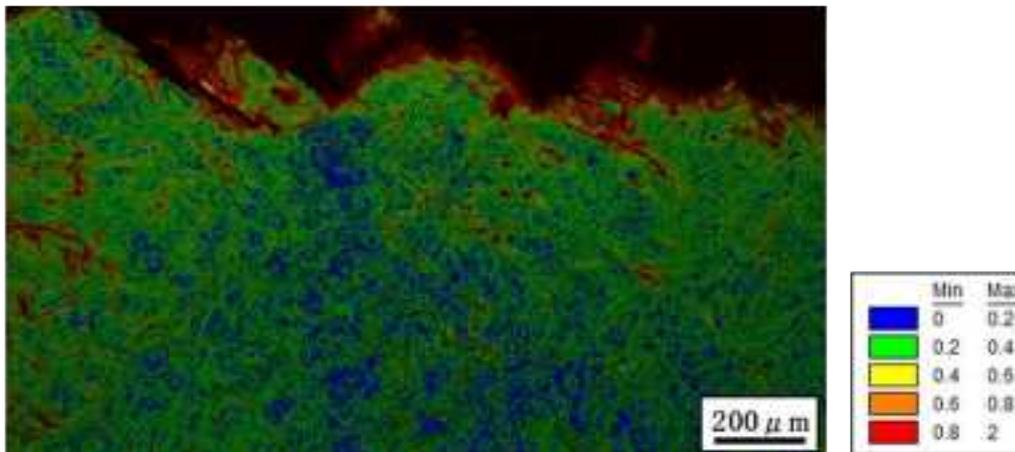
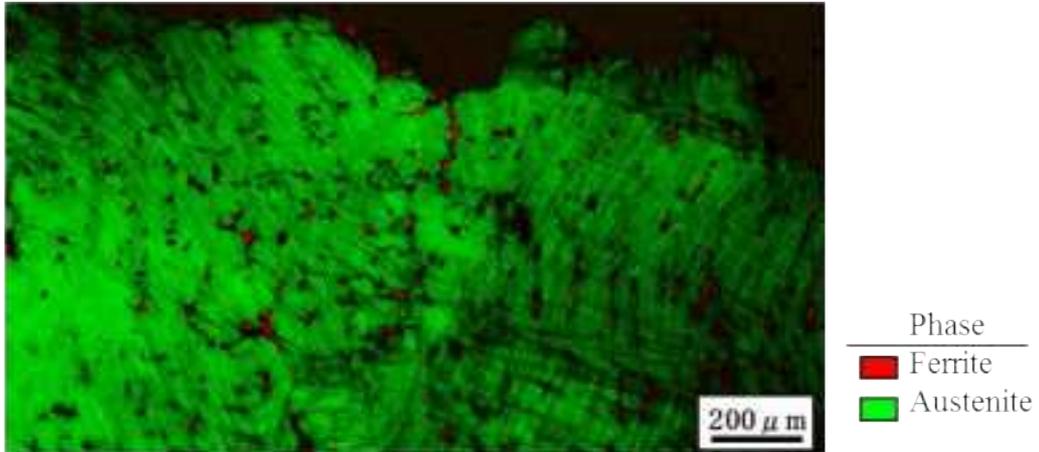
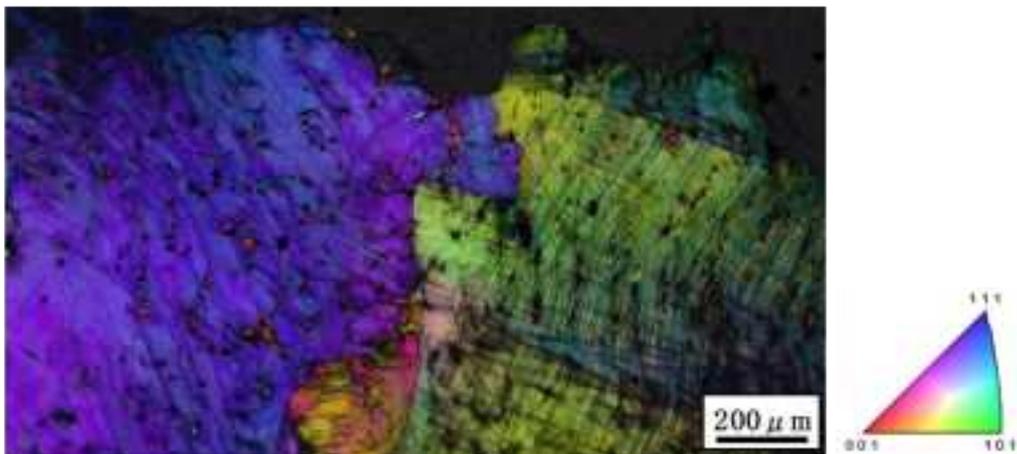


図6 逆止弁Bループ 350°C×10000h 時効材  
シャルピー試験片(試験温度：室温)のEBSD解析結果

(a) 相分布図



(b) 結晶方位分布図



(c) KAM分布図

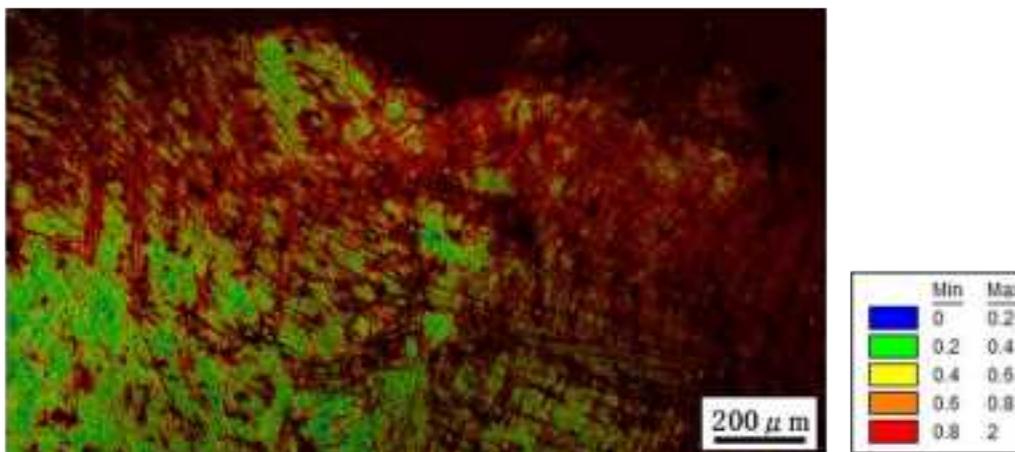
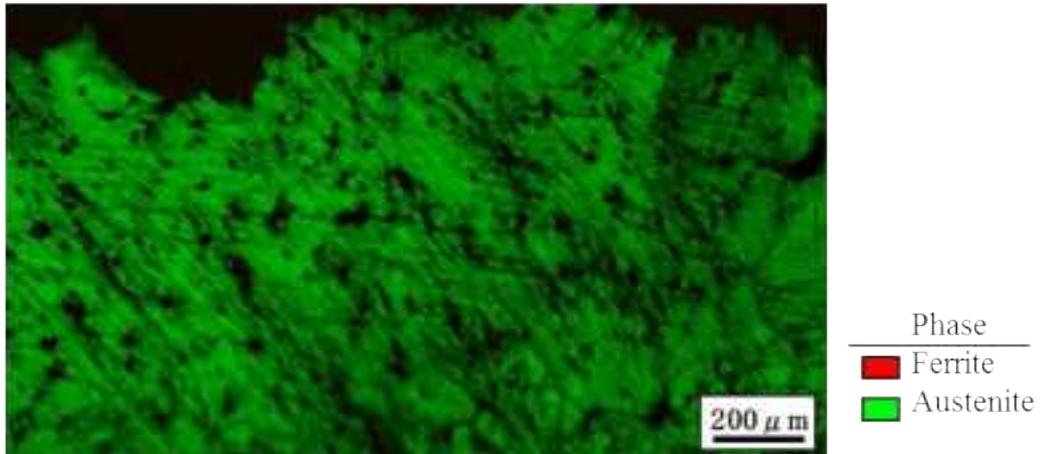
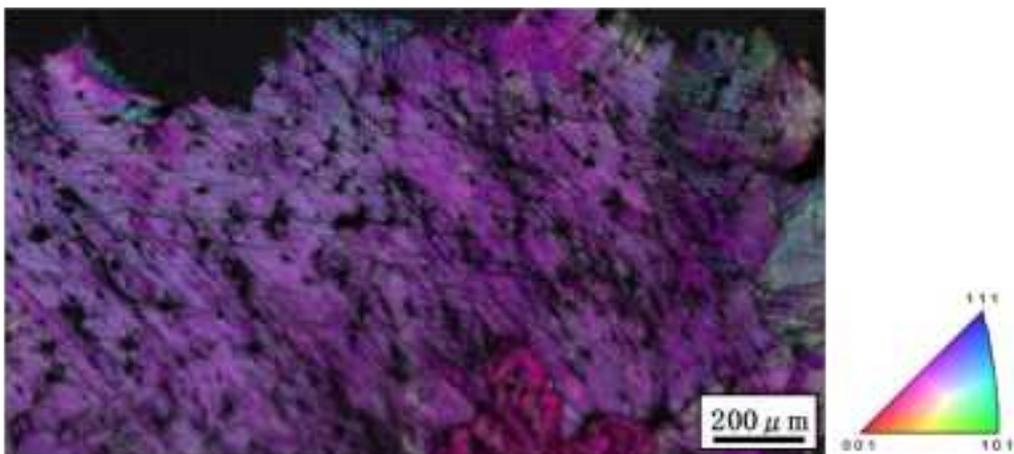


図7 注水弁 400°C×10000h 時効材  
シャルピー試験片(試験温度：室温)のEBSD解析結果

(a) 相分布図



(b) 結晶方位分布図



(c) KAM分布図

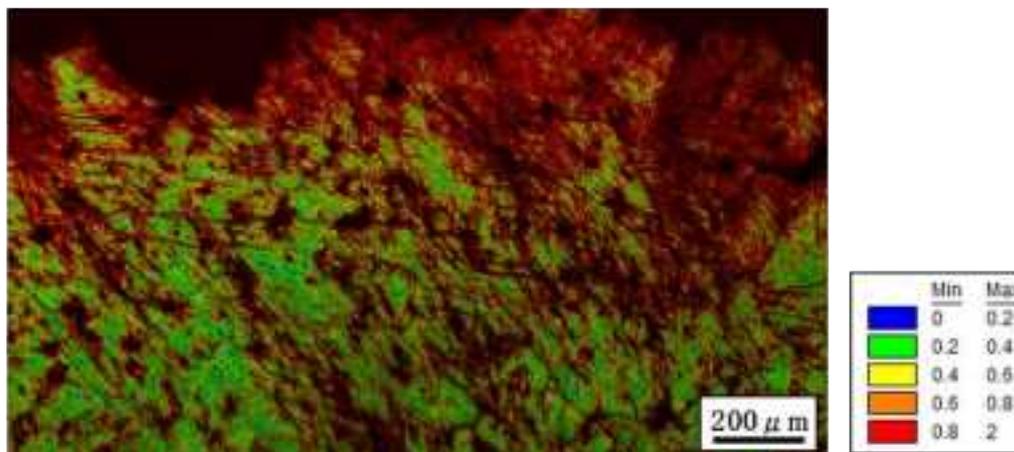
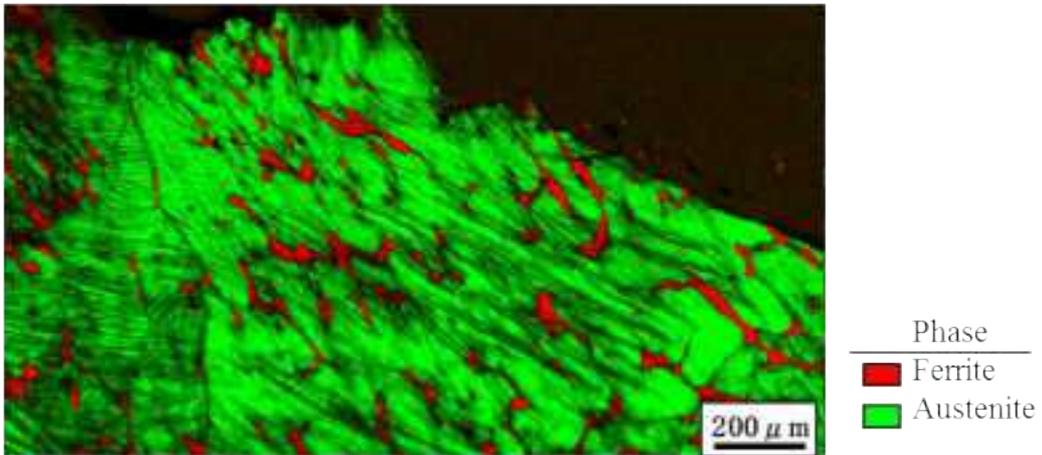
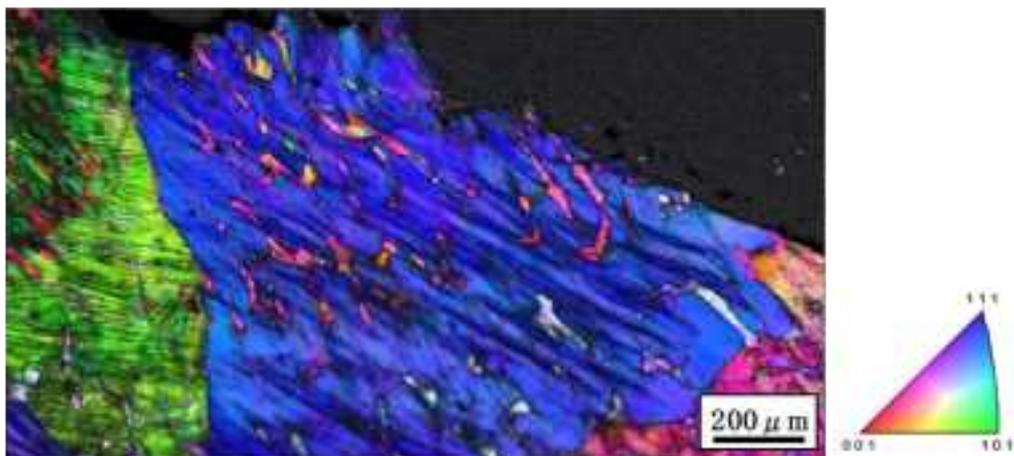


図8 注水弁 350°C×10000h 時効材  
シャルピー試験片(試験温度:室温)のEBSD解析結果

(a) 相分布図



(b) 結晶方位分布図



(c) KAM分布図

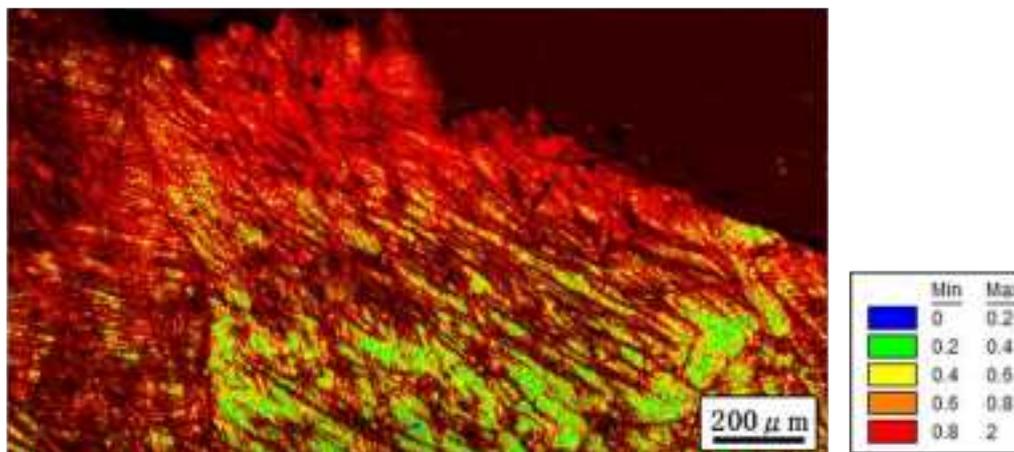
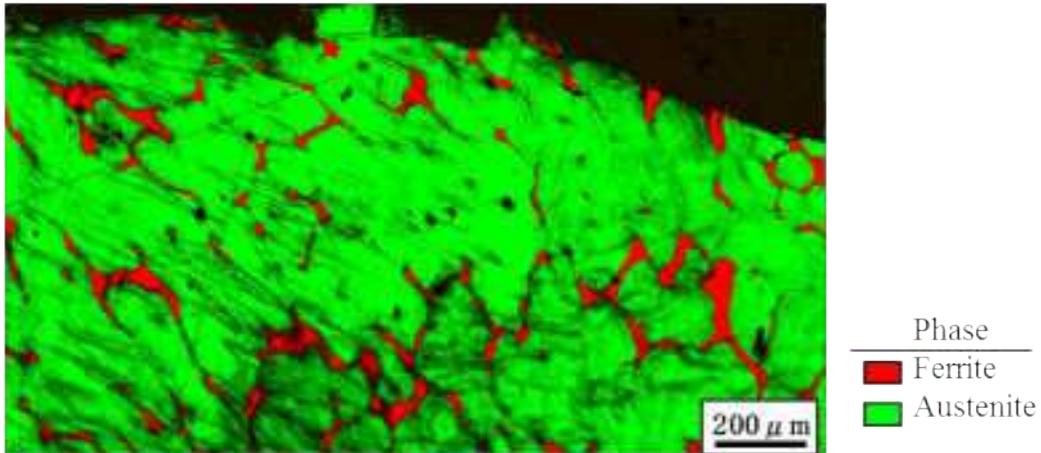
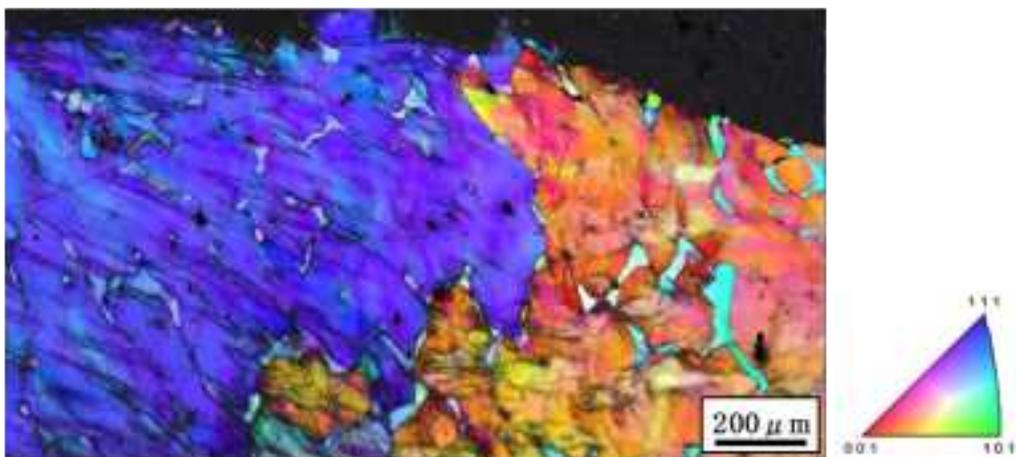


図9 再循環ポンプケーシング 採取まま材  
 $J_{IC}$ 試験片(試験温度: 280°C)のEBSD解析結果

(a) 相分布図



(b) 結晶方位分布図



(b) KAM分布図

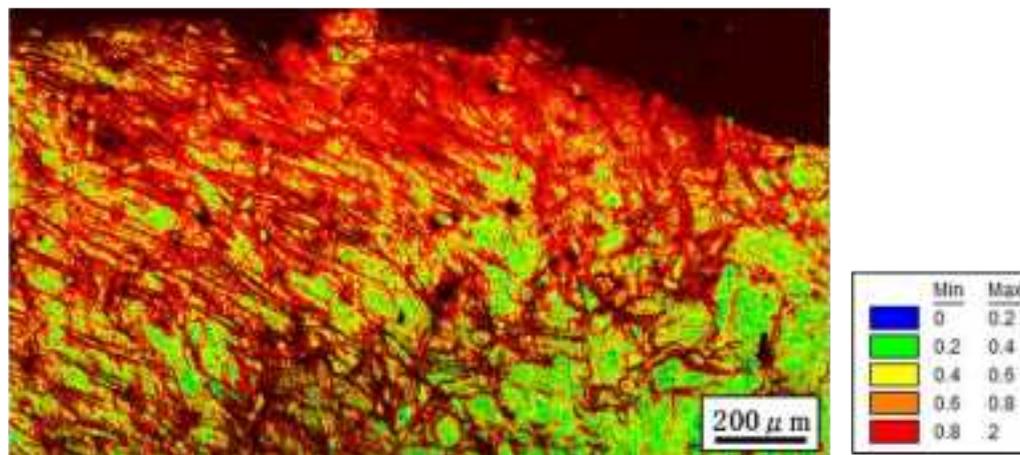
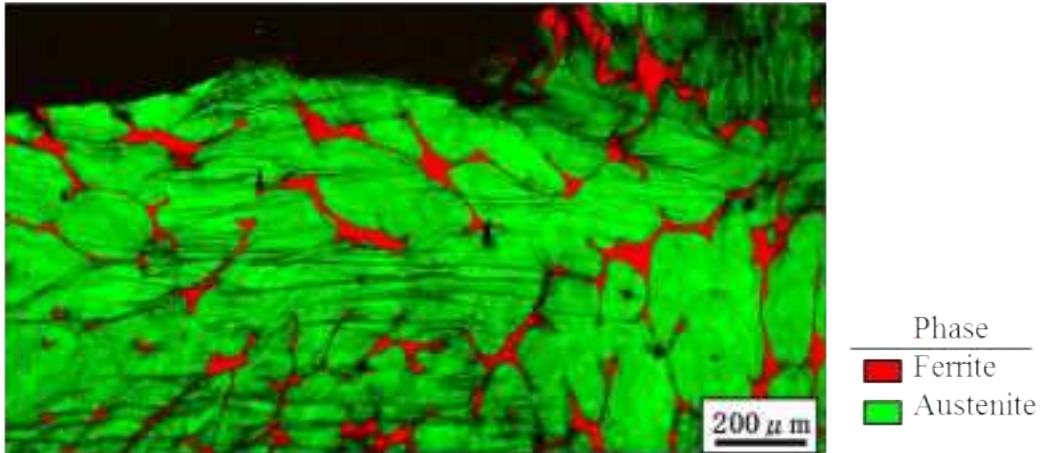
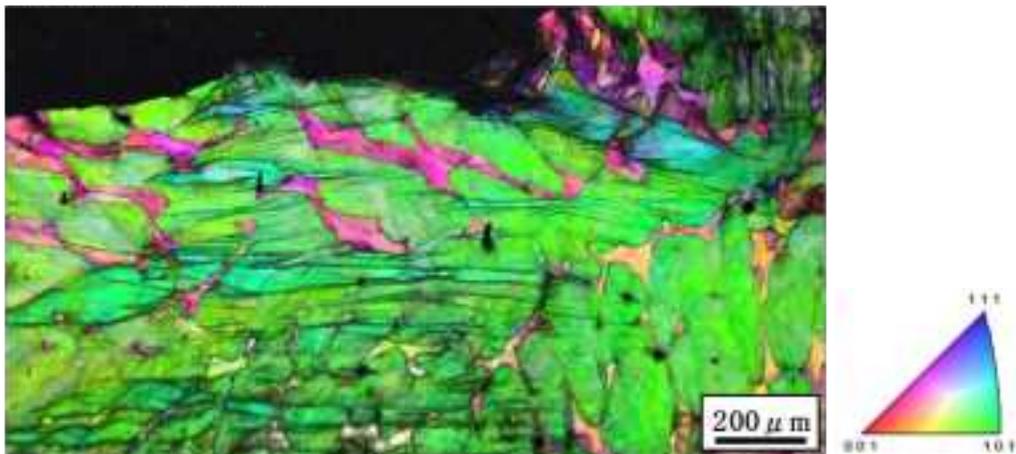


図 10 再循環ポンプケーシング 400°C×1000h 時効材  
J<sub>IC</sub>試験片(試験温度: 280°C)の EBSD 解析結果

(a) 相分布図



(b) 結晶方位分布図



(b) KAM分布図

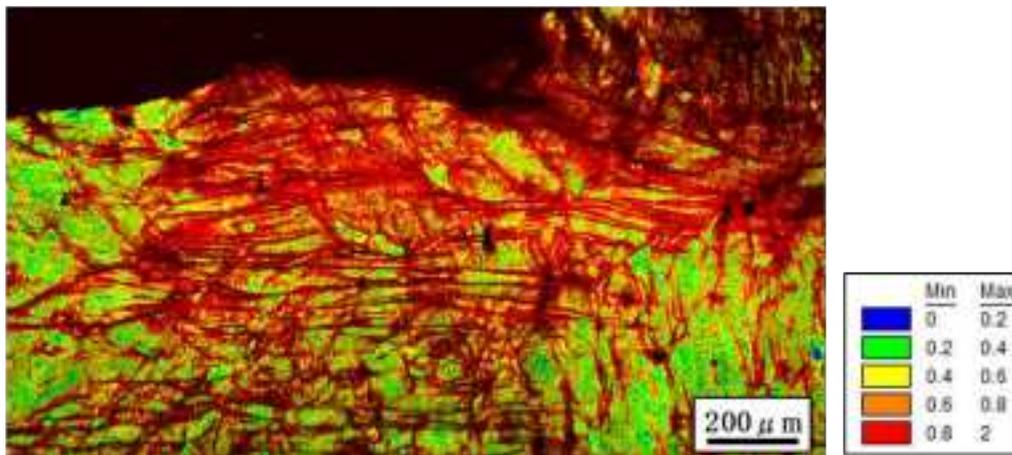
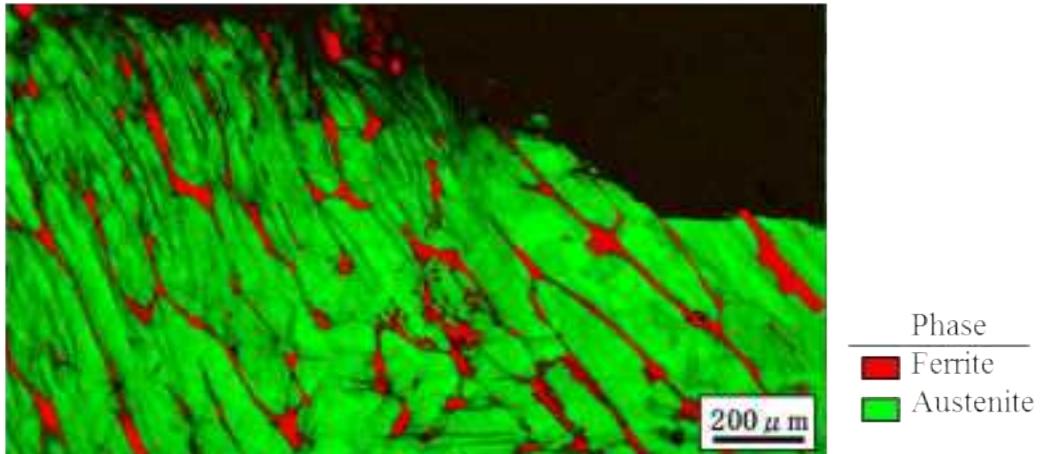
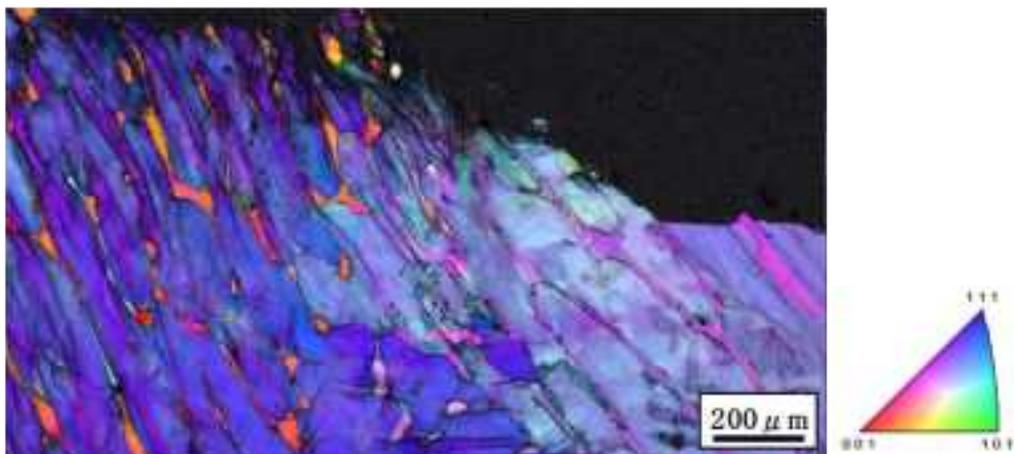


図 11 再循環ポンプケーシング 400°C×2400h 時効材  
J<sub>IC</sub>試験片(試験温度: 280°C)のEBSD解析結果

(a) 相分布図



(b) 結晶方位分布図



(b) KAM分布図

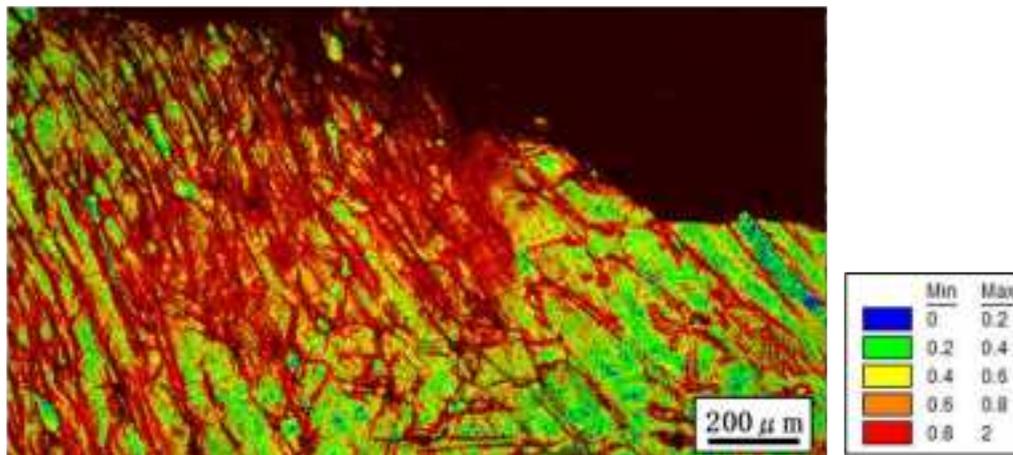
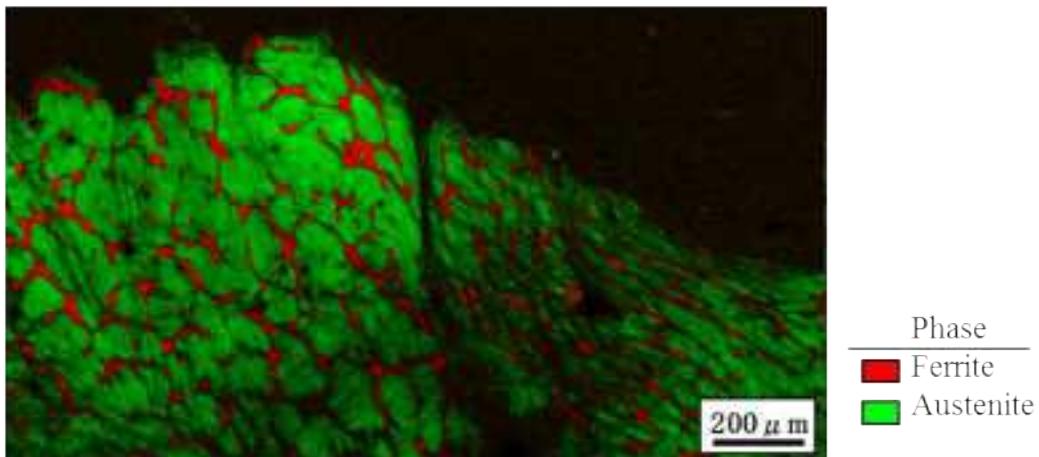
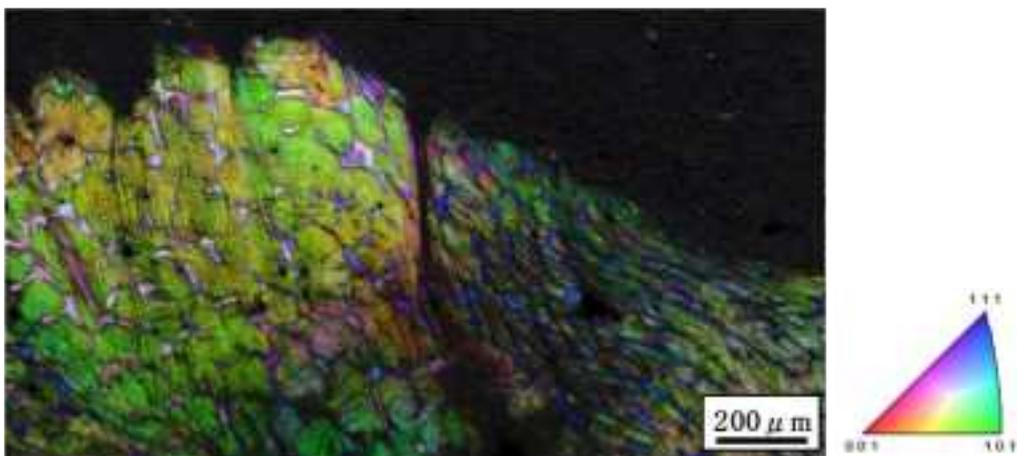


図 12 再循環ポンプケーシング 350°C×10000h 時効材  
J<sub>IC</sub>試験片(試験温度: 280°C)の EBSD 解析結果

(a) 相分布図



(b) 結晶方位分布図



(b) KAM分布図

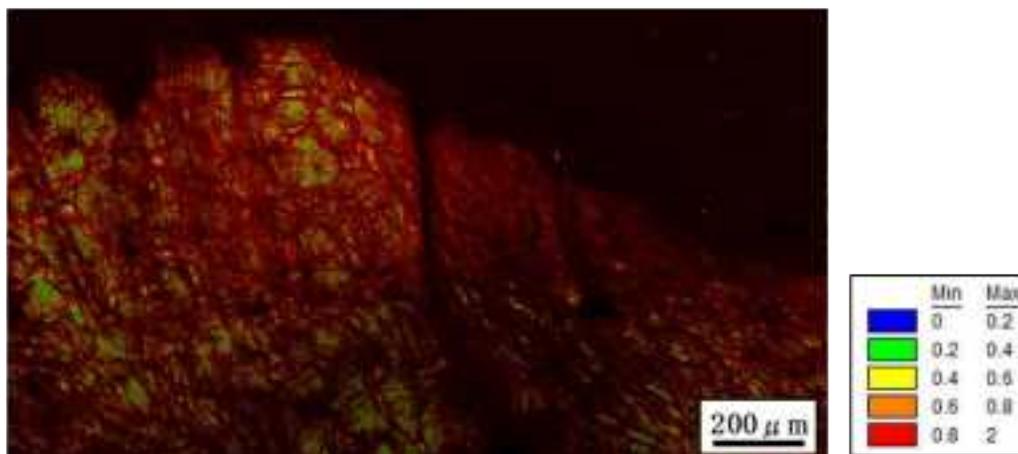
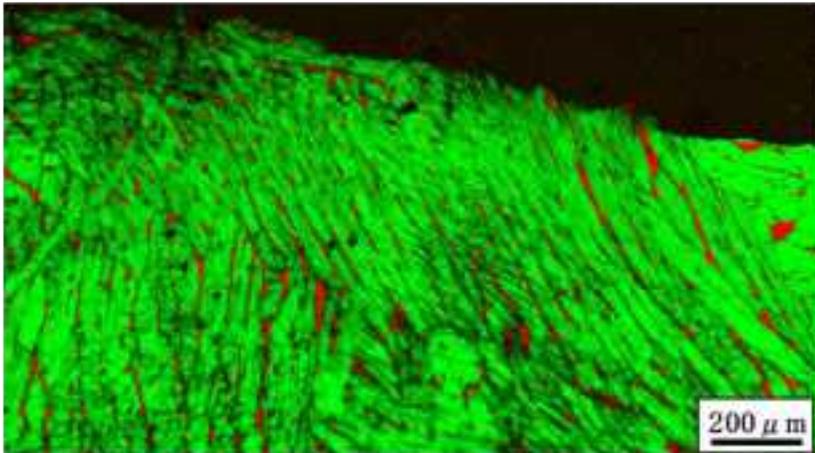
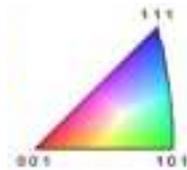
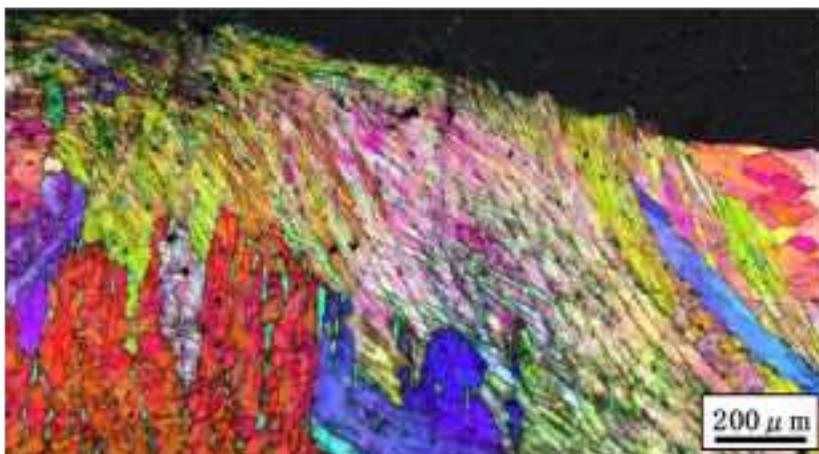


図 13 逆止弁 A ループ 採取材  
 $J_{IC}$  試験片 (試験温度: 280°C) の EBSD 解析結果

(a) 相分布図



(b) 結晶方位分布図



(b) KAM分布図

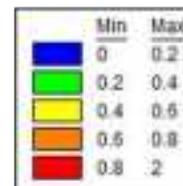
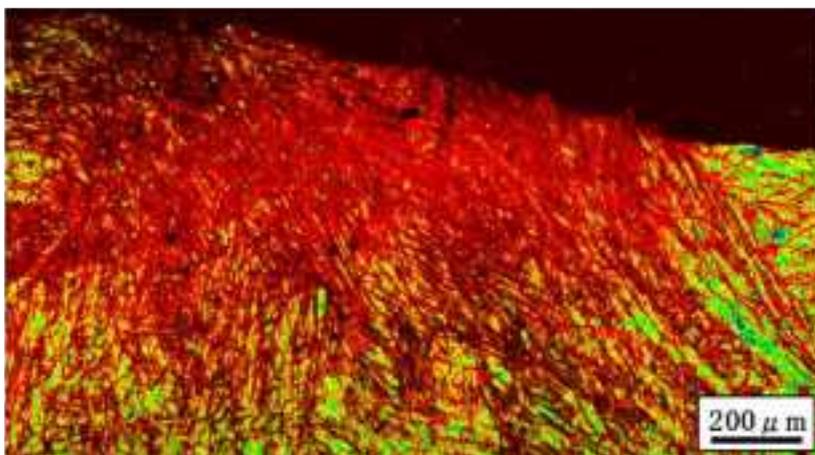


図 13 逆止弁 A ループ 400°C×1000 時効材  
J<sub>IC</sub>試験片(試験温度: 280°C)の EBSD 解析結果

## 別紙 4

### モデル合金 3次元アトムプローブ分析データ

モデル合金の3次元アトムプローブ解析により得られた結果を表1に示す。本年度測定分の分析サンプルについて各Cr濃度分布を図1～図27に示す。実測値(Observed)と2項分布(Binomial)の差の合計値を用いて、Variation値を見積もった。図28～40に各元素の2次元濃度分布図を示す。

表 1 モデル合金の 3DAP 分析結果 (1/4)

部材名	鋼種	熱時効条件		サンプル名	測定 原子数	スピノーダル		
		温度 °C	時間 h			V	周期 nm	
H22-1	SCS13	unaging		H22-1_asR_01-1	7.2M	0.15	2.9	H24
H22-1	SCS13	unaging		H22-1_asR_01-2	3.5M	0.13	2.9	H24
H22-1	SCS13	400	10	H22-1_400x10_uS1_AP1	10M	0.28	2.6	H25
H22-1	SCS13	400	10	H22-1_400x10_uS1_AP2	10M	0.28	3.1	H25
H22-1	SCS13	400	10	H22-1_400x10_uS1_AP3	3M	0.31	2.5	H25
H22-1	SCS13	400	10	H22-1_400x10_uS1_AP4	10M	0.35	2.9	H25
H22-1	SCS13	400	1000	H22-1_400x1000_02-1	7.2M	0.99	4.2	H24
H22-1	SCS13	400	1000	H22-1_400x1000_02-2	6.0M	0.99	5.0	H24
H22-1	SCS13	400	1000	H22-1_400x1000_02-3	3.6M	1.05	3.8	H24
H22-1	SCS13	400	1000	H22-1_400x1000_02-4	6.0M	1.07	5.5	H24
H22-1	SCS13	400	1000	H22-1_400x1000_03-1	6.7M	1.01	5.0	H24
H22-1	SCS13	400	1000	H22-1_400x1000_03-2	4.2M	1.04	4.2	H24
H22-1	SCS13	400	1000	H22-1_400x1000_03-3	3.5M	1.02	4.2	H24
H22-1	SCS13	400	10000	H22-1_400x10000_01-3	4.2M	1.20	5.0	H25
H22-1	SCS13	350	100	H22-1_350x100_uS1_AP2	4M	0.57	5.0	H25
H22-1	SCS13	350	100	H22-1_350x100_uS2-AP1	5M	0.54	3.1	H25
H22-1	SCS13	350	100	H22-1_350x100_uS2-AP2	7.5M	0.59	2.6	H25
H22-1	SCS13	350	100	H22-1_350x100_uS2-AP3	7.5M	0.41	2.5	H25
H22-1	SCS13	350	1000	H22-1_350x1000_uS2_AP1	10M	0.41	3.1	H25
H22-1	SCS13	350	1000	H22-1_350x1000_uS2_AP1	3.5M	0.34	2.8	H25
H22-1	SCS13	350	1000	H22-1_350x1000_uS3_AP3	2.5M	0.45	2.8	H25
H22-1	SCS13	350	5000	H23-1_350x5000_01-2	3.5M	0.77	3.1	H25
H22-1	SCS13	350	10000	H22-1_350x10000_uS1-AF	4.5M	0.90	3.3	H25
H22-1	SCS13	350	10000	H22-1_350x10000_uS1-AF	4.9M	0.88	3.6	H25
H22-3	SCS13	unaging		H22-3_adR_uS1-AP3	10M	0.14	2.5	H25
H22-3	SCS13	400	10000	H22-3_400x10000_uS1-AF	10M	1.22	5.0	H25
H22-3	SCS13	400	10000	H22-3_400x10000_uS1-AF	10M	1.22	5.6	H25
H22-3	SCS13	350	10000	H22-3_350x10000_uS1-AF	10M	0.84	4.2	H25
H22-3	SCS13	350	10000	H22-3_350x10000_uS1-AF	10M	0.80	3.8	H25
H22-3	SCS13	350	10000	H22-3_350x10000_uS1-AF	10M	0.84	-	H25
H22-4	SCS13	400	1000	H22-4_400x1000_01-2	6.0M	0.95	3.8	H24
H22-4	SCS13	400	1000	H22-4_400x1000_01-3	4.7M	0.96	4.5	H24
H22-4	SCS13	400	1000	H22-4_400x1000_01-4	5.0M	0.95	3.8	H24
H22-4	SCS13	400	1000	H23-4_400x1000_02-2	6.0M	0.98	-	H24
H22-4	SCS13	400	1000	H23-4_400x1000_02-3	3.0M	0.89	3.3	H24
H22-4	SCS13	400	1000	H23-4_400x1000_02-4	6.0M	0.97	5.0	H24
H22-5	SCS13	unaging		H22-5_asR-01-1	3.6M	0.16	2.9	H24
H22-5	SCS13	unaging		H22-5_asR-01-2	4.0M	0.16	2.6	H24
H22-5	SCS13	400	10	H22-5_400x10_uS1_AP1	5.5M	0.28	2.5	H25
H22-5	SCS13	400	10	H22-5_400x10_uS1_AP2	7M	0.30	3.1	H25

表2 モデル合金の3DAP分析結果(2/4)

部材名	鋼種	熱時効条件		サンプル名	測定 原子数	スピノーダル		
		温度 °C	時間 h			V	周期 nm	
H22-5	SCS13	400	10	H22-5_400x10_uS1_AP3	10M	0.29	2.6	H25
H22-5	SCS13	400	1000	H22-5_400x1000_1-1	5.0M	0.91	3.8	H24
H22-5	SCS13	400	1000	H22-5_400x1000_1-2	10.0M	0.92	4.2	H24
H22-5	SCS13	400	1000	H22-5_400x1000_02-1	5.0M	0.91	4.2	H24
H22-5	SCS13	400	1000	H22-5_400x1000_02-3	2.1M	0.83	4.2	H24
H22-5	SCS13	400	1000	H22-5_400x1000_03-1	7.0M	0.97	4.2	H24
H22-5	SCS13	400	1000	H22-5_400x1000_03-2	7.0M	0.96	4.5	H24
H22-5	SCS13	400	1000	H22-5_400x1000_03-3	3.7M	0.99	6.3	H24
H22-5	SCS13	400	10000	H22-5_400x10000_01-1	2.0M	1.13	3.8	H25
H22-5	SCS13	400	10000	H22-5_400x10000_01-2	7.0M	1.11	7.1	H25
H22-5	SCS13	350	100	H22-5_350x100_uS1_AP1	10M	0.43	3.3	H25
H22-5	SCS13	350	100	H22-5_350x100_uS1_AP2	10M	0.53	3.1	H25
H22-5	SCS13	350	100	H22-5_350x100_uS1_AP3	9M	0.52	3.3	H25
H22-5	SCS13	350	100	H22-5_350x100_uS2-AP2	7.5M	0.51	2.9	H25
H22-5	SCS13	350	1000	H22-5_350x1000_uS1_AP1	10M	0.55	2.9	H25
H22-5	SCS13	350	1000	H22-5_350x1000_uS1_AP2	10M	0.54	3.6	H25
H22-5	SCS13	350	1000	H22-5_350x1000_uS1_AP3	10M	0.44	2.5	H25
H22-5	SCS13	350	10000	H22-5_350x10000_uS1-AF	10M	0.87	4.5	H25
H22-5	SCS13	350	10000	H22-5_350x10000_uS1-AF	3.5M	0.81	2.9	H25
H23-1	SCS16A	unaging		H23-1_asR_01-2	3.1M	0.12	2.9	H24
H23-1	SCS16A	unaging		H23-1_asR_01-3	1.9M	0.15	2.9	H24
H23-1	SCS16A	400	10	H23-1_400x10_uS1_AP1	1.6M	0.70	-	H25
H23-1	SCS16A	400	10	H23-1_400x10_uS1_AP2	4.3M	0.79	2.8	H25
H23-1	SCS16A	400	10	H23-1_400x10_uS1_AP3	8M	0.74	3.8	H25
H23-1	SCS16A	400	1000	H23-1_400x1000_02-1	6.5M	1.03	4.2	H24
H23-1	SCS16A	400	1000	H23-1_400x1000_02-3	4.0M	1.07	4.5	H24
H23-1	SCS16A	400	1000	H23-1_400x1000_03-1	4.0M	1.01	4.2	H24
H23-1	SCS16A	400	1000	H23-1_400x1000_03-2	2.5M	1.03	3.8	H24
H23-1	SCS16A	400	1000	H23-1_400x1000_03-3	4.0M	1.03	3.8	H24
H23-1	SCS16A	400	1000	H23-1_400x1000_03-4	6.0M	1.02	4.2	H24
H23-1	SCS16A	400	1000	H23-1_400x1000_03-5	2.5M	0.97	2.6	H24
H23-1	SCS16A	400	1000	H23-1_400x1000_04-2	5.4M	1.09	4.2	H24
H23-1	SCS16A	400	1000	H23-1_400x1000_04-3	5.2M	1.05	3.6	H24
H23-1	SCS16A	400	1000	H23-1_400x1000_04-4	6.0M	1.03	4.2	H24
H23-1	SCS16A	400	1000	H23-1_400x1000_04-5	4.4M	1.06	5.0	H24
H23-1	SCS16A	400	10000	H23-1_400x10000_uS2-AF	10M	1.37	5.0	H25
H23-1	SCS16A	400	10000	H23-1_400x10000_uS2-AF	10M	1.33	4.5	H25
H23-1	SCS16A	400	10000	H23-1_400x10000_uS2-AF	7M	1.37	5.6	H25

表3 モデル合金の3DAP分析結果(3/4)

部材名	鋼種	熱時効条件		サンプル名	測定 原子数	スピノーダル		
		温度 °C	時間 h			V	周期 nm	
H23-1	SCS16A	350	100	H23-1_350x100_uS1-AP1	8M	0.56	3.3	H25
H23-1	SCS16A	350	100	H23-1_350x100_uS1-AP2	6M	0.56	2.6	H25
H23-1	SCS16A	350	100	H23-1_350x100_uS2-AP1	9M	0.58	3.1	H25
H23-1	SCS16A	350	100	H23-1_350x100_uS2-AP2	6M	0.58	2.6	H25
H23-1	SCS16A	350	100	H23-1_350x100_uS2-AP3	10M	0.54	2.8	H25
H23-1	SCS16A	350	1000	H23-1_350_1000_01-1	7.0M	0.61	3.6	H25
H23-1	SCS16A	350	1000	H23-1_350x1000_uS2-AP1	7.5M	0.65	3.3	H25
H23-1	SCS16A	350	1000	H23-1_350x1000_uS2-AP2	7M	0.68	3.8	H25
H23-1	SCS16A	350	5000	H23-1_350_5000_01-1	5.0M	1.02	3.1	H25
H23-1	SCS16A	350	5000	H23-1_350_5000_01-2	7.0M	1.02	3.6	H25
H23-1	SCS16A	350	10000	H23-1_350x10000_01-2	7.0M	1.07	4.2	H25
H23-3	SCS16A	unaging		H23-3_asR_uS1_AP1	9M	0.12	2.6	H25
H23-3	SCS16A	unaging		H23-3_asR_uS1_AP2	10M	0.11	2.8	H25
H23-3	SCS16A	unaging		H23-3_asR_uS1_AP3	10M	0.11	-	H25
H23-3	SCS16A	400	10000	H23-3_400x10000_uS1_AP	5M	1.36	4.2	H25
H23-3	SCS16A	400	10000	H23-3_400x10000_uS1_AP	6M	1.38	5.6	H25
H23-3	SCS16A	400	10000	H23-3_400x10000_uS1_AP	10M	1.36	4.2	H25
H23-3	SCS16A	350	10000	H23-3_350x10000_uS1_AP	10M	1.07	3.8	H25
H23-5	SCS16A	unaging		H23-5_asR_01-2	7.2M	0.13	2.3	H24
H23-5	SCS16A	400	10	H23-5_400x10_uS1_AP1	10M	0.37	2.8	H25
H23-5	SCS16A	400	10	H23-5_400x10_uS1_AP2	7M	0.35	2.8	H25
H23-5	SCS16A	400	10	H23-5_400x10_uS1_AP3	3M	0.34	2.9	H25
H23-5	SCS16A	400	1000	H23-5_400x1000_01-1	7.0M	0.94	4.2	H24
H23-5	SCS16A	400	1000	H23-5_400x1000_01-2	6.0M	1.06	4.2	H24
H23-5	SCS16A	400	1000	H23-5_400x1000_02-2	6.5M	1.01	4.5	H24
H23-5	SCS16A	400	1000	H23-5_400x1000_02-3	6.5M	0.95	5.0	H24
H23-5	SCS16A	400	10000	H23-5_400x10000_01-1	7.0M	1.31	5.6	H25
H23-5	SCS16A	400	10000	H23-5_400x10000_01-2	5.4M	1.32	4.5	H25
H23-5	SCS16A	350	100	H23-5_350x100_uS1-AP1	3.5M	0.60	3.1	H25
H23-5	SCS16A	350	100	H23-5_350x100_uS1-AP2	10M	0.60	2.8	H25
H23-5	SCS16A	350	100	H23-5_350x100_uS1-AP3	9M	0.59	3.1	H25
H23-5	SCS16A	350	1000	H23-5_350x1000_uS1-AP2	3M	0.42	3.6	H25
H23-5	SCS16A	350	1000	H23-5_350x1000_uS1-AP3	5.5M	0.46	2.6	H25
H23-5	SCS16A	350	10000	H23-5_350x10000_uS1_AP	10M	1.03	5.0	H25
H23-5	SCS16A	350	10000	H23-5_350x10000_uS1_AP	10M	0.95	4.5	H25
H23-5	SCS16A	350	10000	H23-5_350x10000_uS1_AP	12M	1.01	4.2	H25
H23-8	SCS13	unaging		H23-8_asR_01-2	8.0M	0.11	2.6	H25
H23-8	SCS13	400	1000	H23-8_400x1000_01-1	3.3M	0.96	3.8	H25
H23-8	SCS13	400	1000	H23-8_400x1000_01-2	7.2M	0.96	3.3	H25
H23-8	SCS13	400	1000	H23-8_400x1000_01-3	7.2M	0.92	4.2	H25

表 4 モデル合金の 3DAP 分析結果(4/4)

部材名	鋼種	熱時効条件		サンプル名	測定 原子数	スピノーダル		
		温度 °C	時間 h			V	周期 nm	
H23-9	SCS16A	unaging		H23-9_asR_01-1	3.5M	0.14	2.8	H25
H23-9	SCS16A	unaging		H23-9_asR_01-2	3.9M	0.13	2.9	H25
H23-9	SCS16A	400	1000	H23-9_400x1000_01-1	7.2M	0.98	4.5	H25
H23-9	SCS16A	400	1000	H23-9_400x1000_01-1	6.8M	1.04	3.8	H25
H22-8	model alloy	unaging		339-asR-1_1	10M	0.10	-	H23
H22-8	model alloy	unaging		339-asR-1_2	5M	0.10	-	H23
H22-8	model alloy	475	100	339-475x100-1_1	10M	0.17	-	H23
H22-8	model alloy	475	100	339-475x100-1_2	8M	0.19	-	H23
H22-9	model alloy	unaging		365-asR-1_1	10M	0.11	-	H23
H22-9	model alloy	unaging		365-asR-1_2	10M	0.10	-	H23
H22-9	model alloy	unaging		365-asR-1_3	10M	0.13	-	H23
H22-9	model alloy	475	1	365-475x1-1_1	10M	0.12	-	H23
H22-9	model alloy	475	1	365-475x1-1_2	13M	0.12	-	H23
H22-9	model alloy	475	10	365-475x10-1_1	10M	0.19	-	H23
H22-9	model alloy	475	100	339-475x100-1_1	12M	0.30	-	H23
H22-9	model alloy	400	10	365-400x10-1_1	10M	0.14	-	H23
H22-9	model alloy	400	10	365-400x10-1_2	9.5M	0.15	-	H23
H22-9	model alloy	400	1000	365-400x1000-1_1	10M	0.16	-	H23
H22-11	model alloy	unaging		h22-11-asR-1_1	10M	0.22	-	H23
H22-11	model alloy	475	1	h22-11-475x1-1_2	13M	0.78	-	H23
H22-11	model alloy	475	10	h22-11-475x10-2_1	7.5M	0.95	-	H23
H22-11	model alloy	475	10	h22-11-475x10-3_2	5.0M	1.01	-	H23
H22-11	model alloy	475	100	h22-22-475x100-1_2	12M	1.33	-	H23
H22-11	model alloy	475	100	h22-22-475x100-2_1	2.4M	1.36	-	H23
H22-11	model alloy	400	10	h22-11-400x10-2_1	7M	0.76	-	H23
H22-11	model alloy	400	100	342-400x100-3_1	5M	0.88	-	H23
H22-11	model alloy	400	100	342-400x100-3_2	10M	0.89	-	H23
H22-11	model alloy	400	1000	h22-11-400x1000-1_1	2M	1.03	-	H23
H22-11	model alloy	400	1000	h22-11-400x1000-1_2	2M	1.11	-	H23

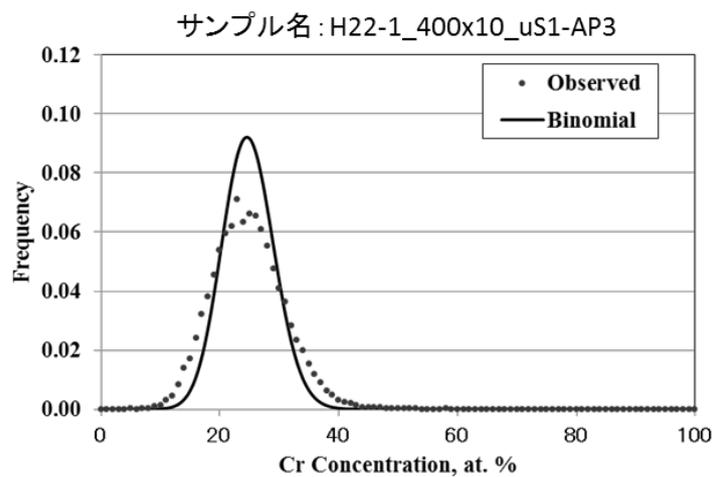
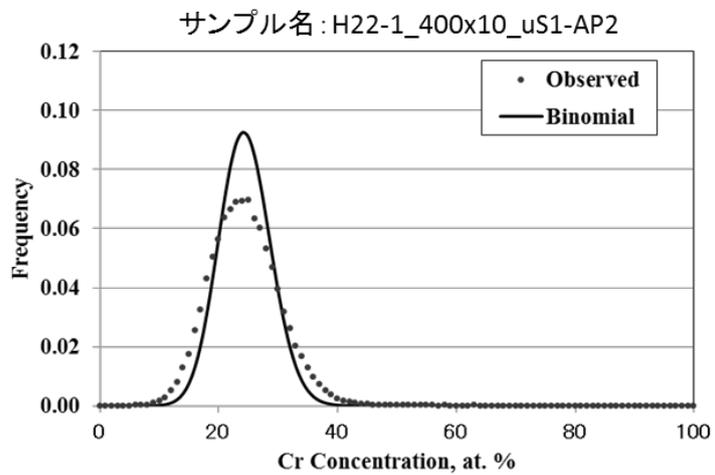
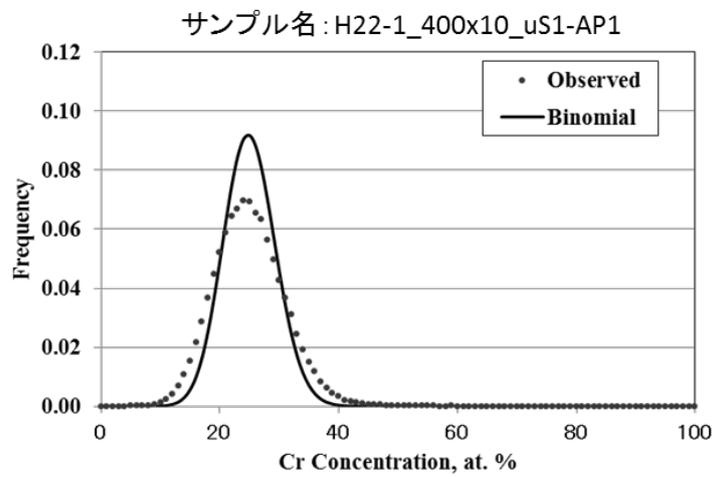


図 1 モデル合金熱時効材の Cr 濃度分布 (1/27)

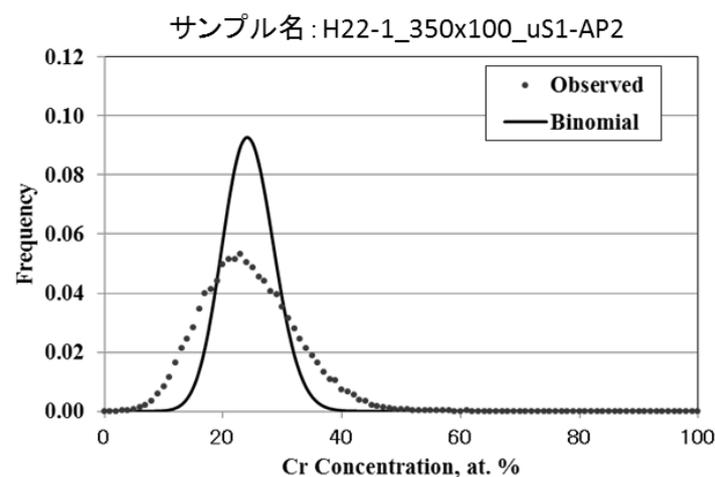
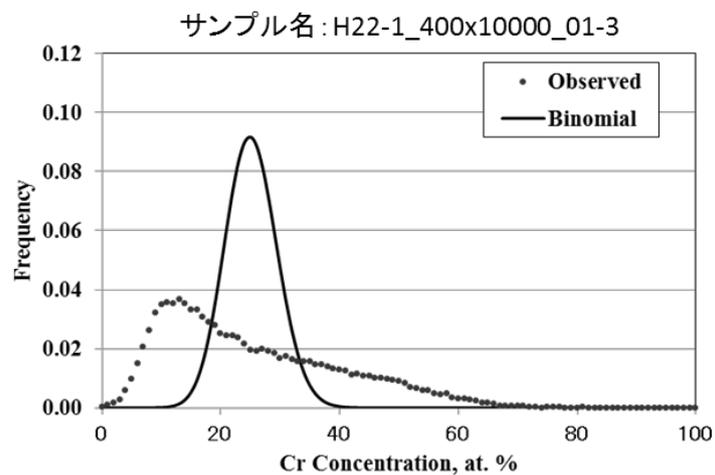
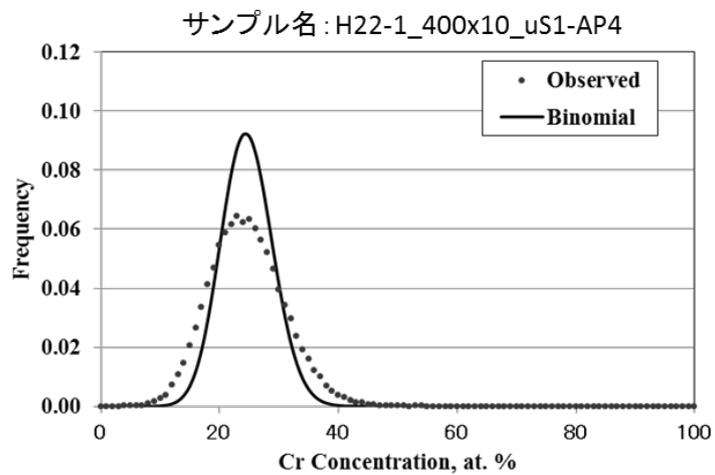


図 2 モデル合金熱時効材の Cr 濃度分布 (2/27)

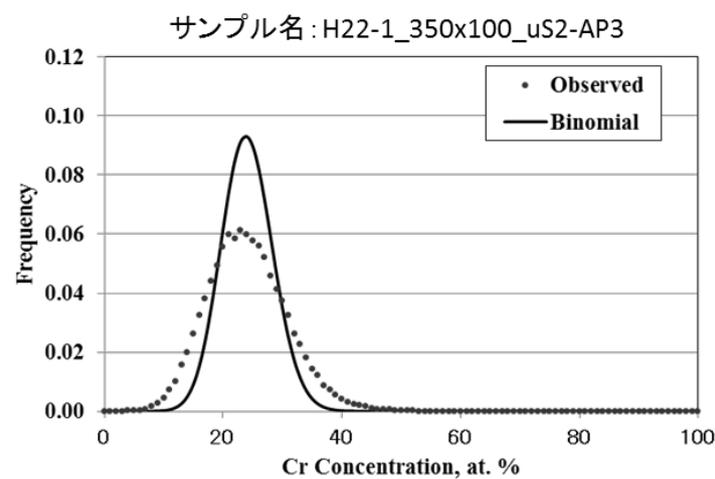
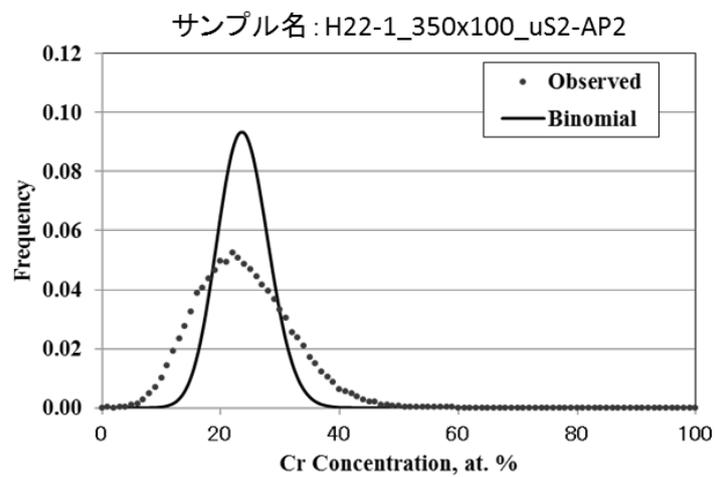
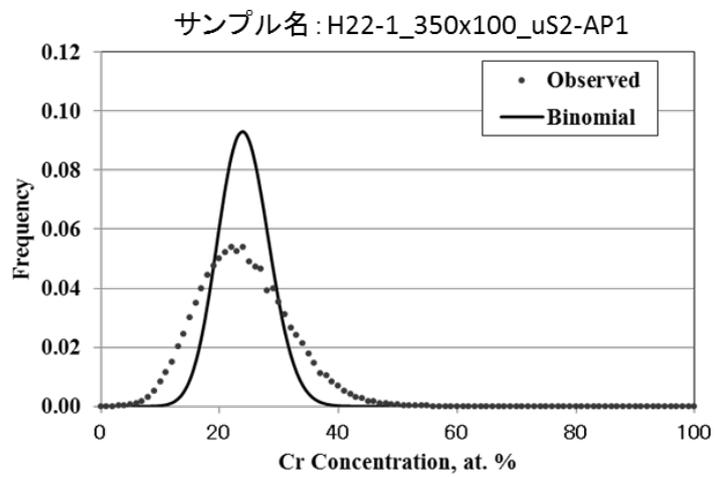


図 3 モデル合金熱時効材の Cr 濃度分布 (3/27)

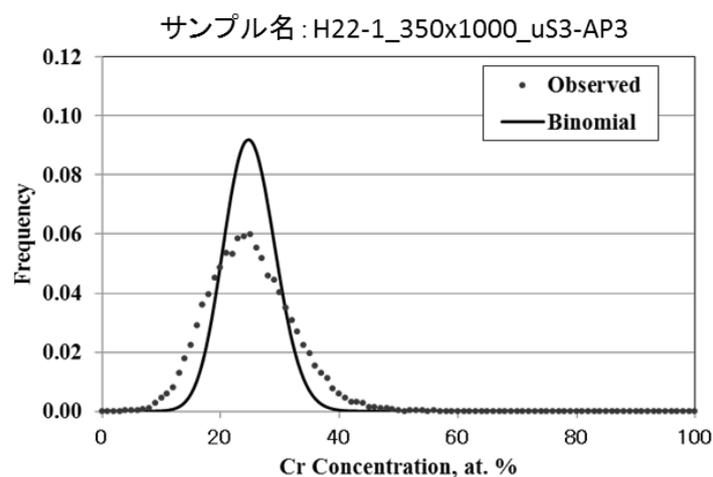
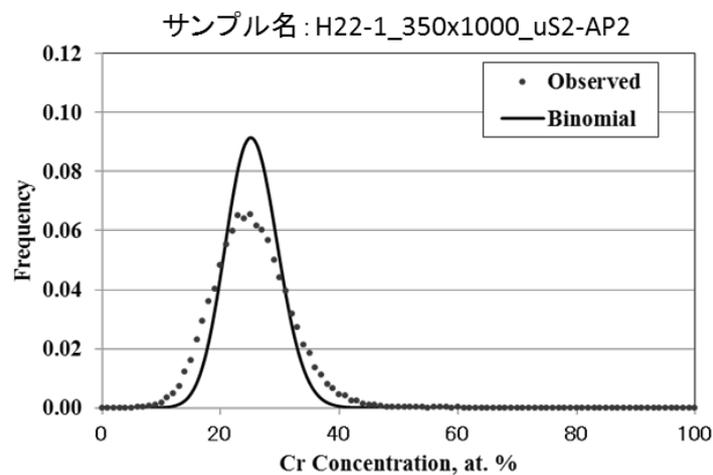
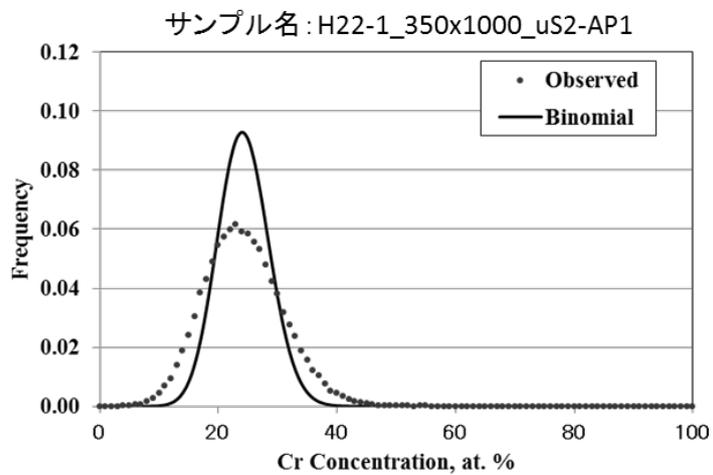


図 4 モデル合金熱時効材の Cr 濃度分布 (4/27)

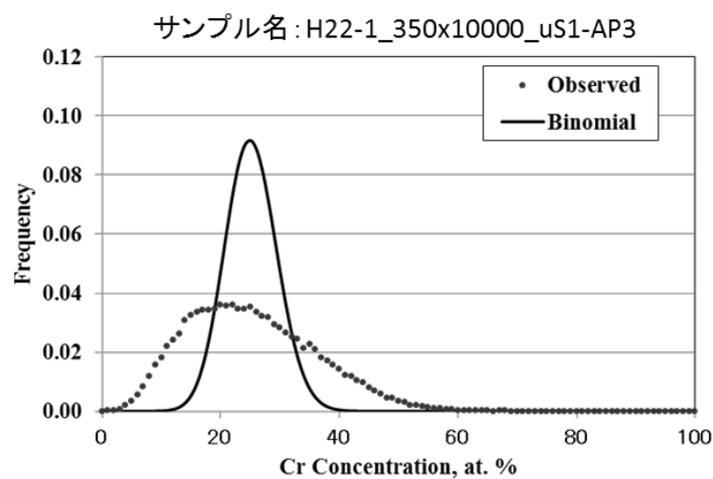
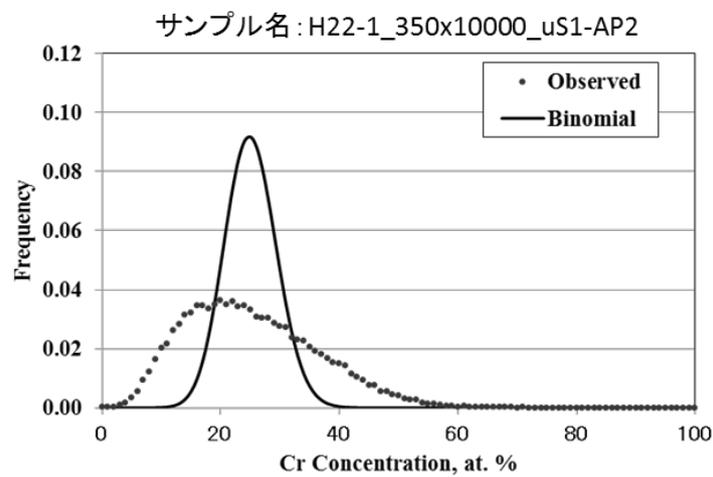
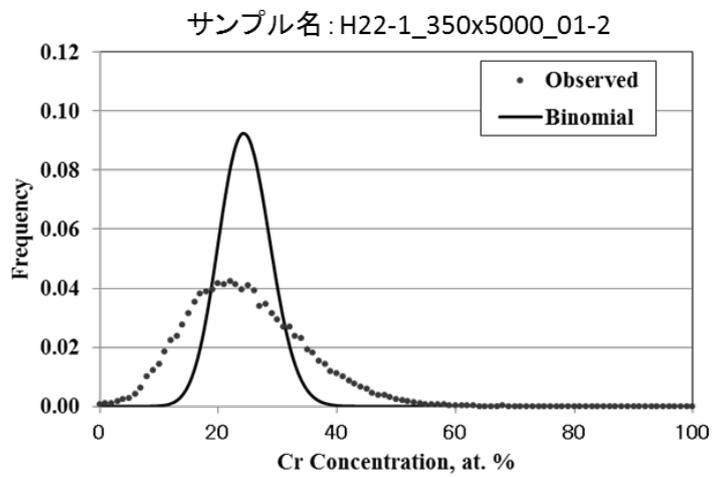


図 5 モデル合金熱時効材の Cr 濃度分布 (5/27)

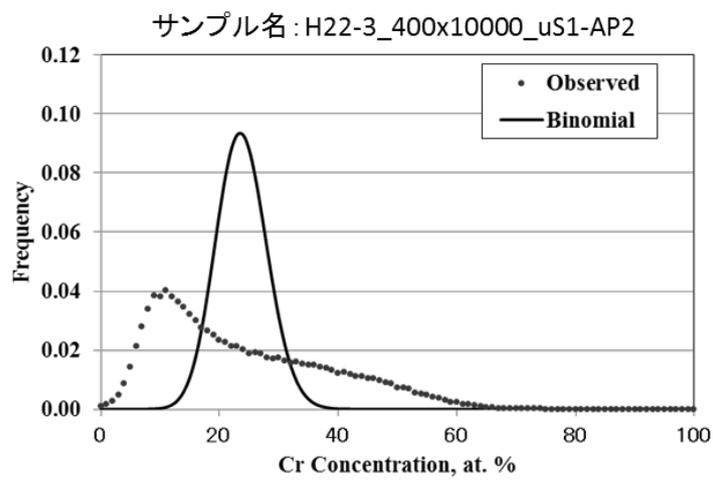
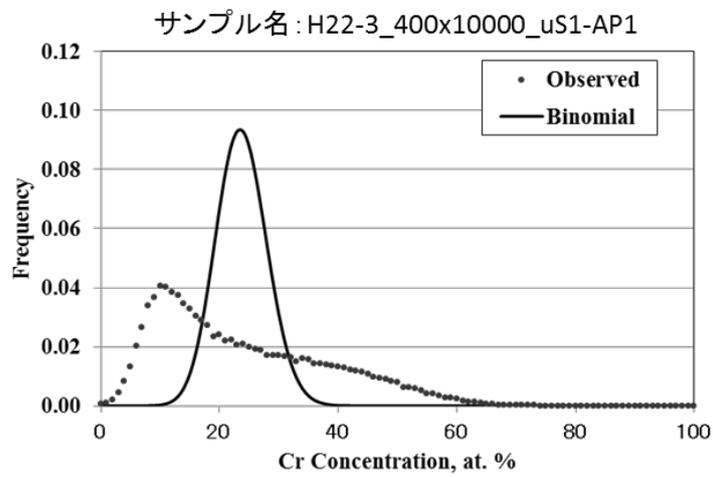
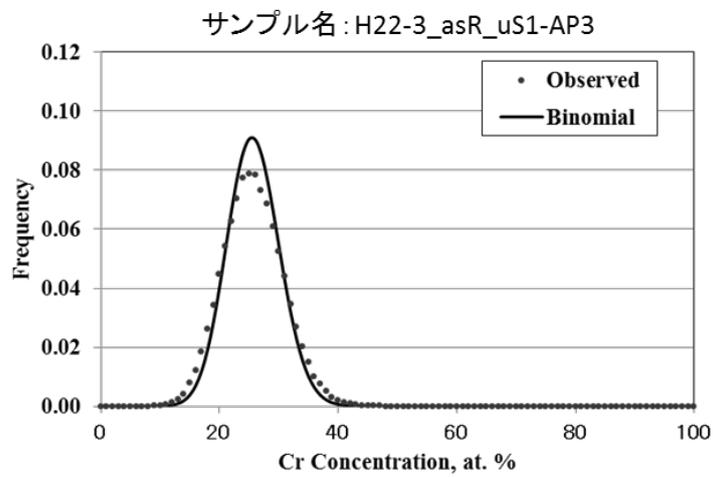


図 6 モデル合金熱時効材の Cr 濃度分布 (6/27)

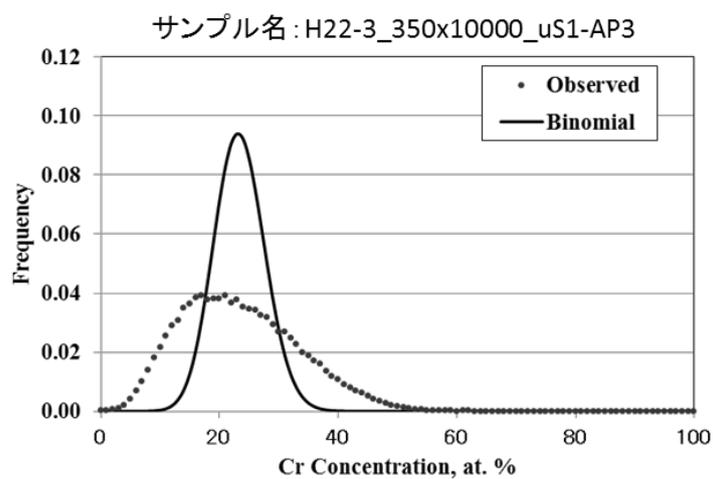
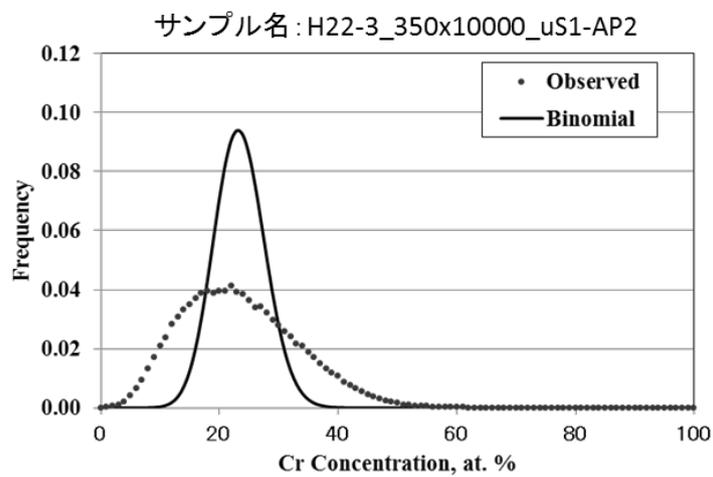
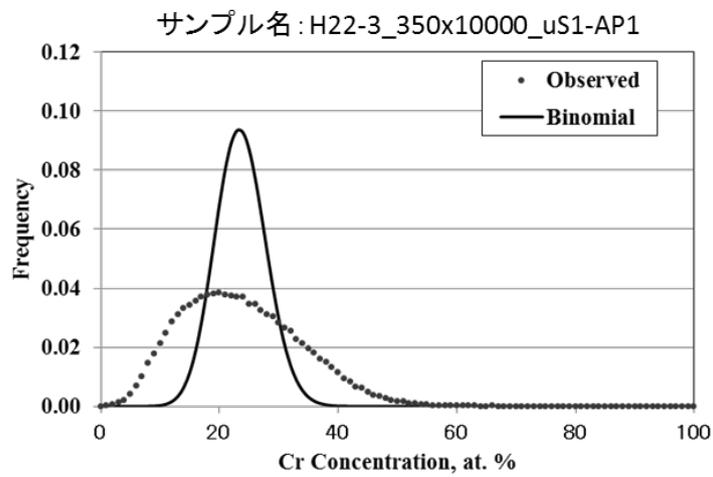


図 7 モデル合金熱時効材の Cr 濃度分布 (7/27)

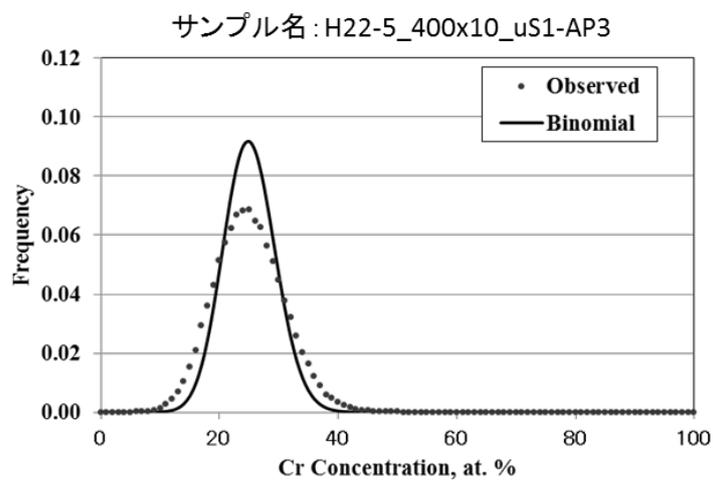
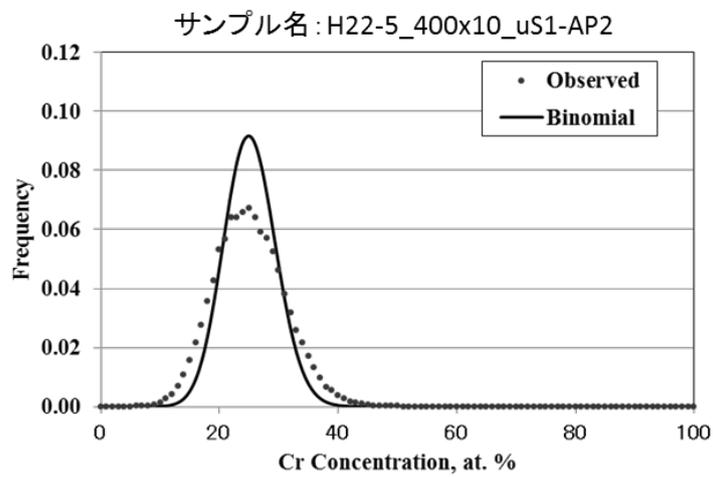
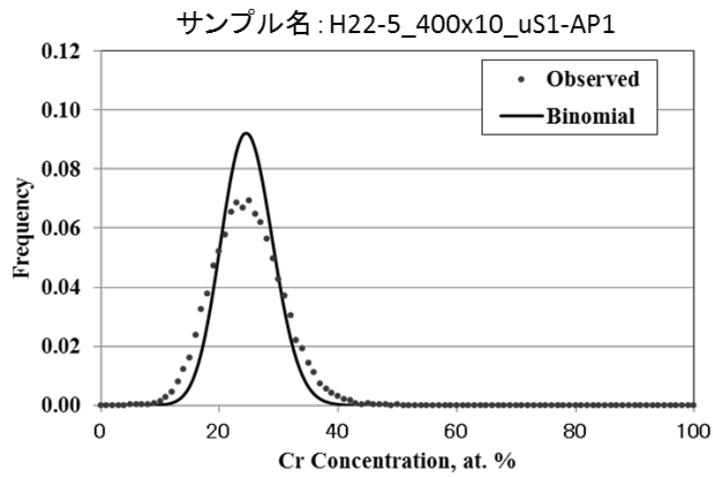


図 8 モデル合金熱時効材の Cr 濃度分布 (8/27)

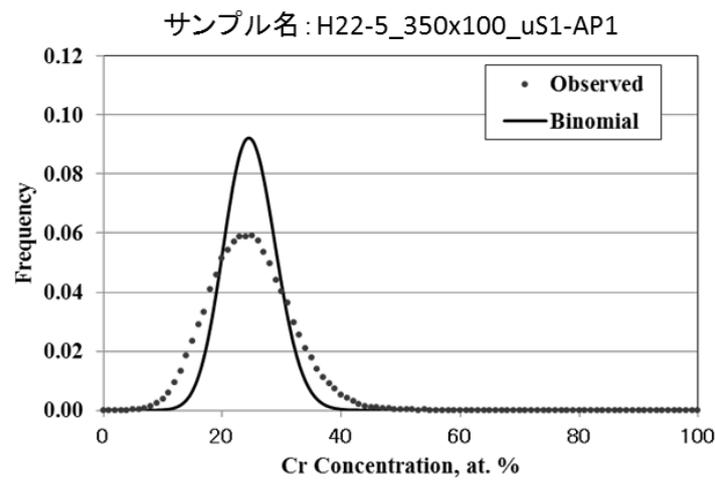
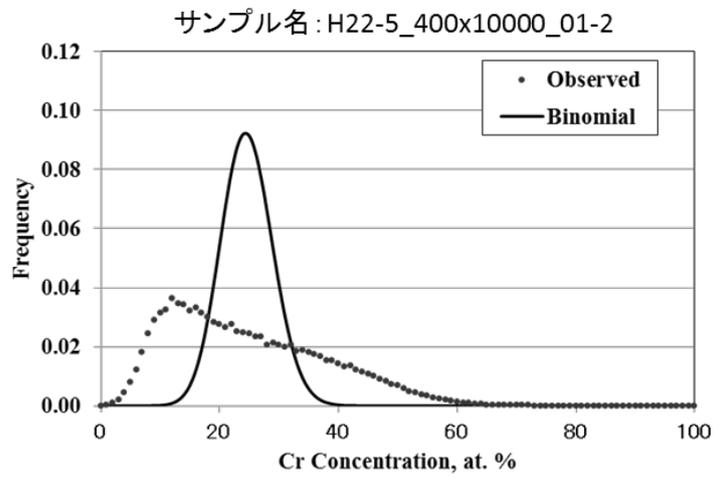
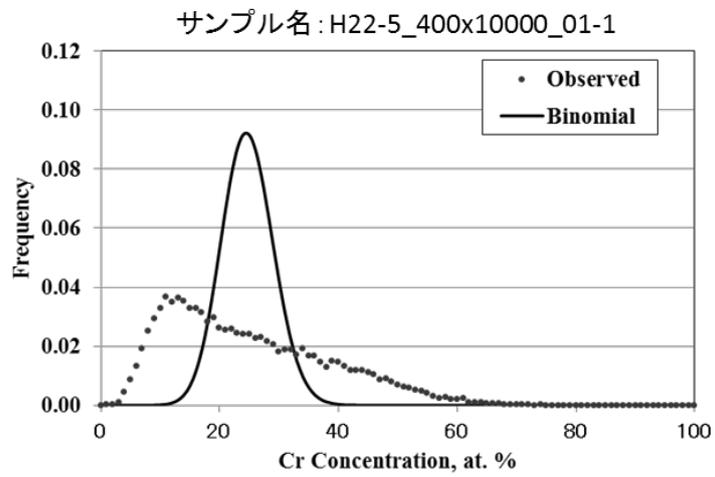


図 9 モデル合金熱時効材の Cr 濃度分布 (9/27)

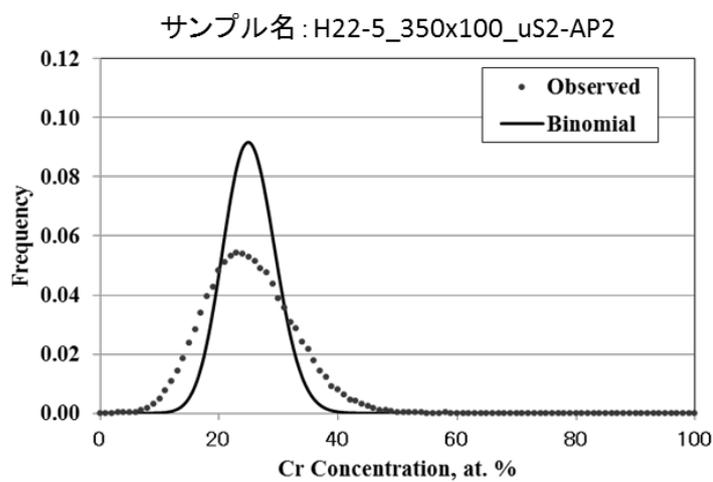
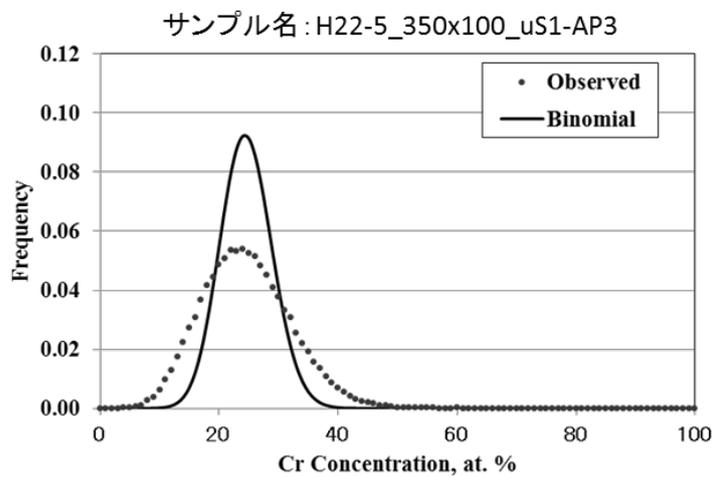
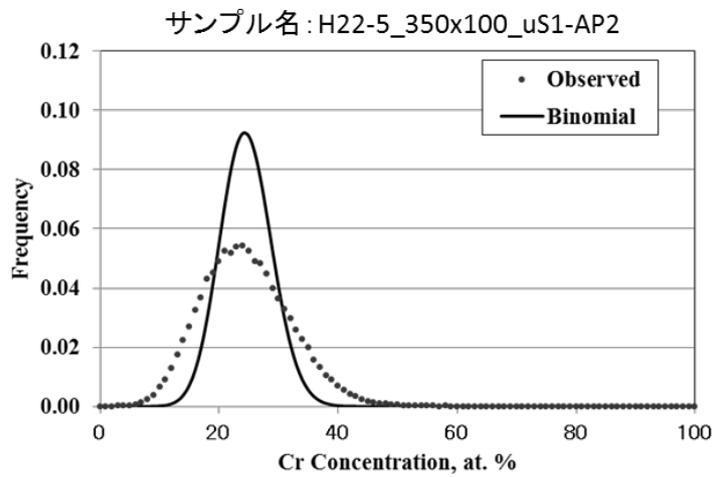


図 10 モデル合金熱時効材の Cr 濃度分布 (10/27)

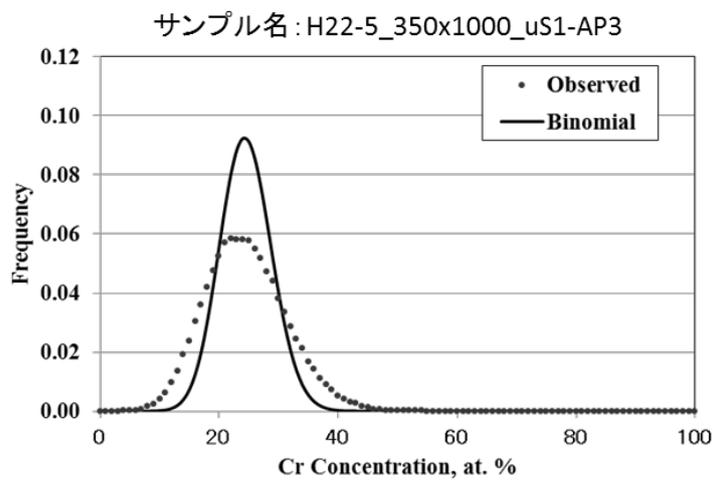
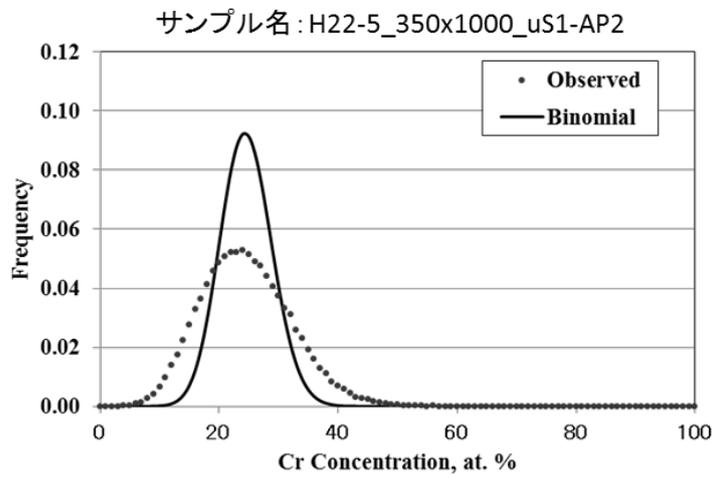
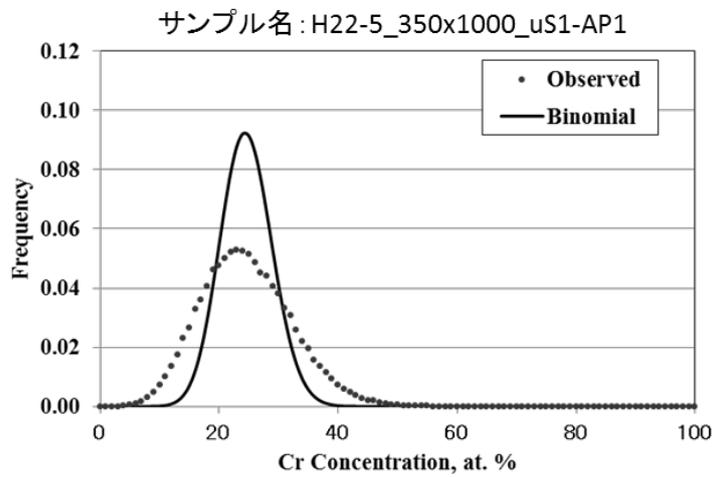


図 11 モデル合金熱時効材の Cr 濃度分布 (11/27)

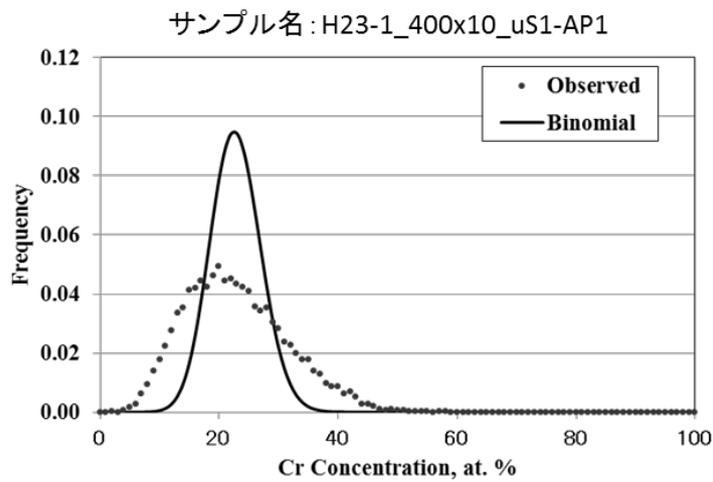
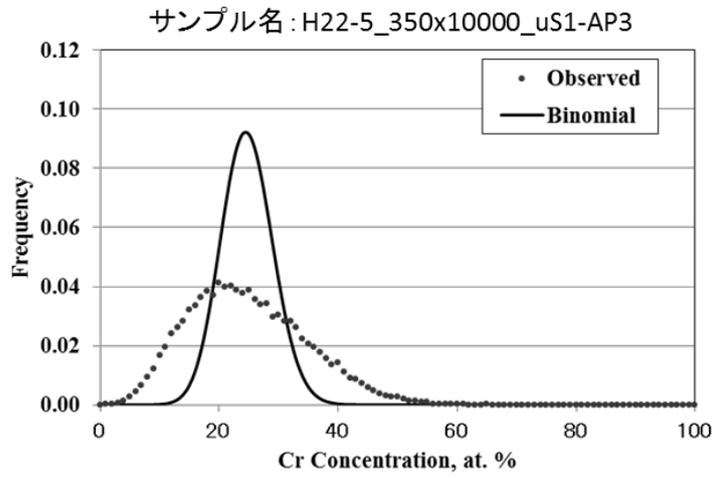
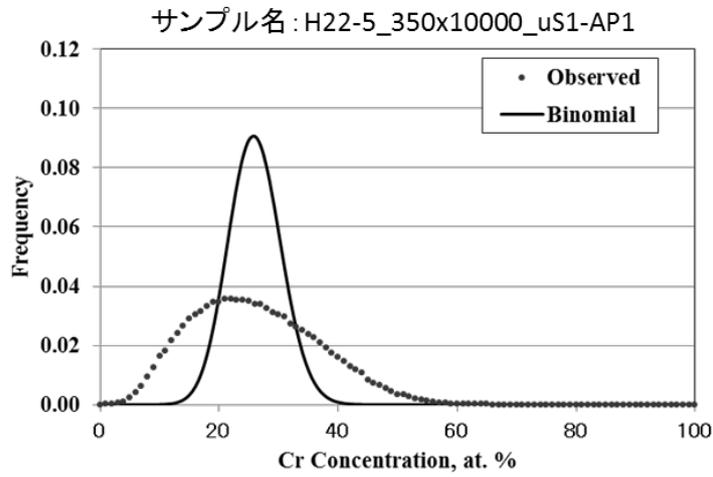


図 12 モデル合金熱時効材の Cr 濃度分布 (12/27)

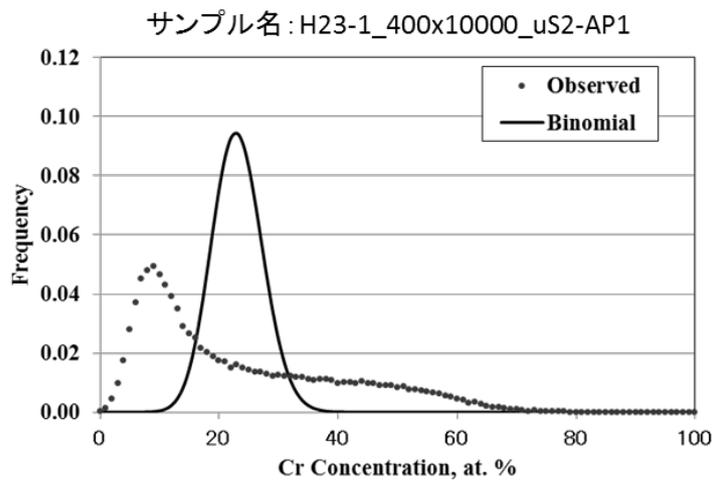
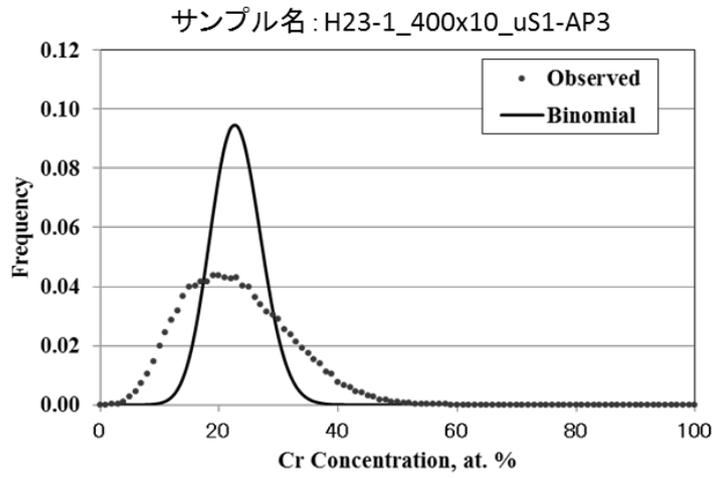
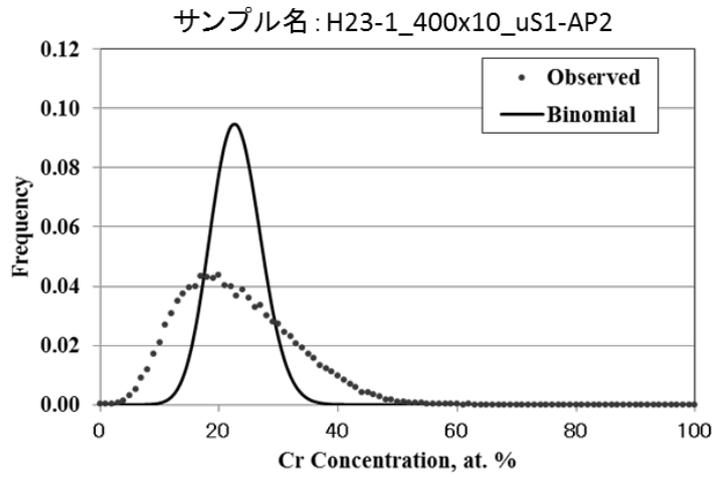


図 13 モデル合金熱時効材の Cr 濃度分布 (13/27)

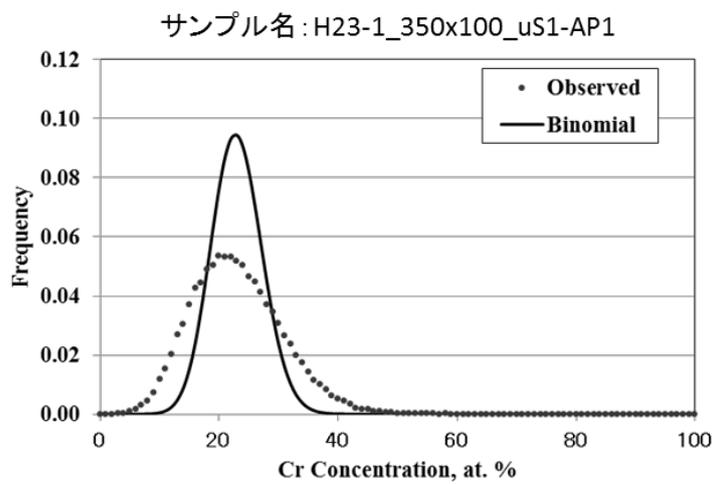
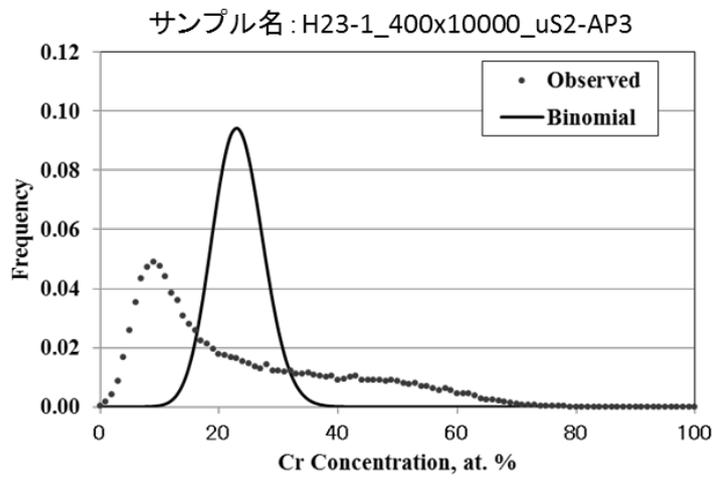
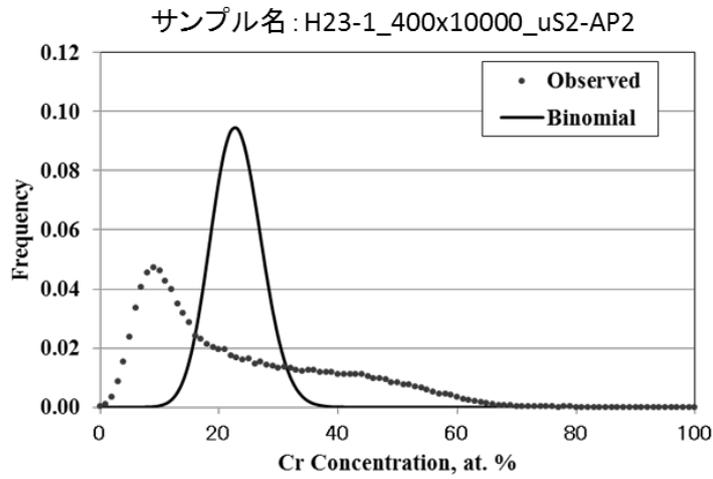


図 14 モデル合金熱時効材の Cr 濃度分布 (14/27)

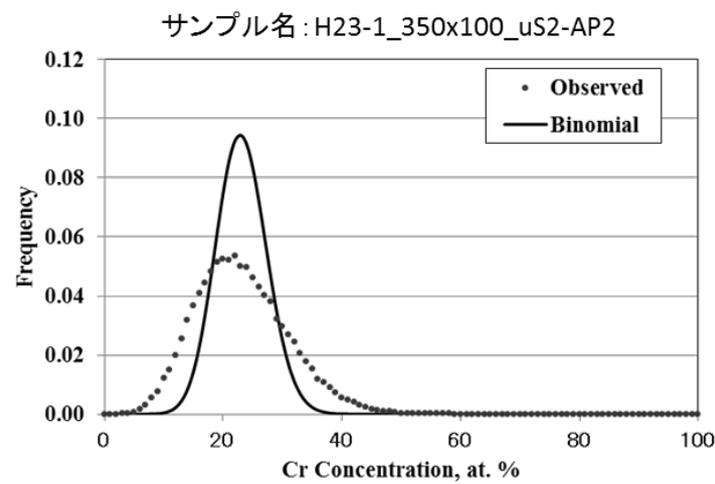
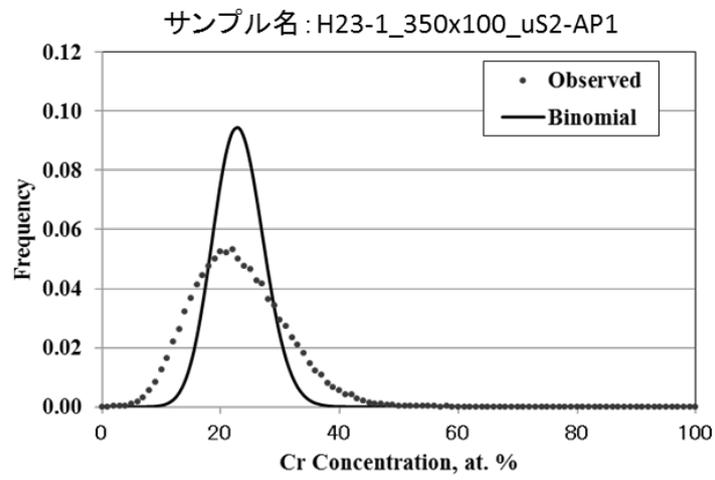
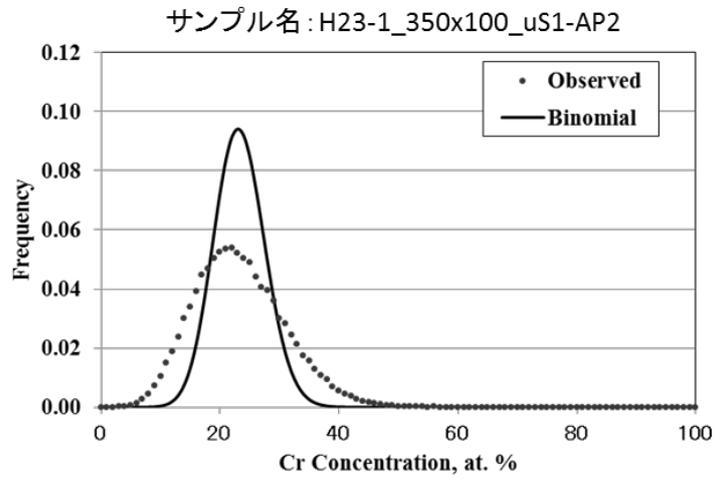


図 15 モデル合金熱時効材の Cr 濃度分布 (15/27)

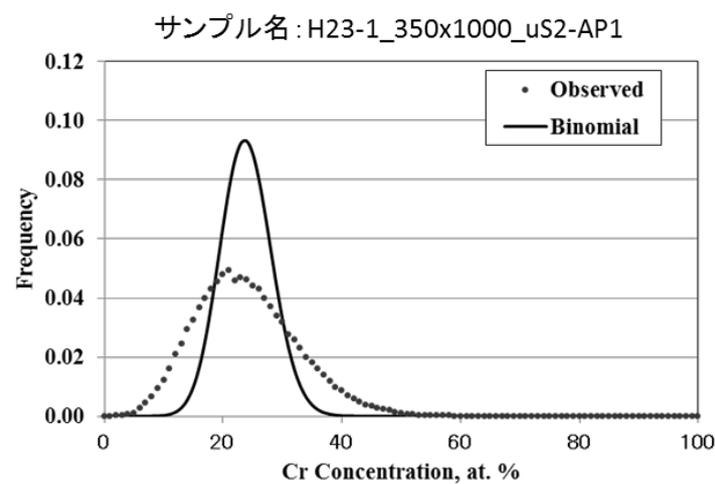
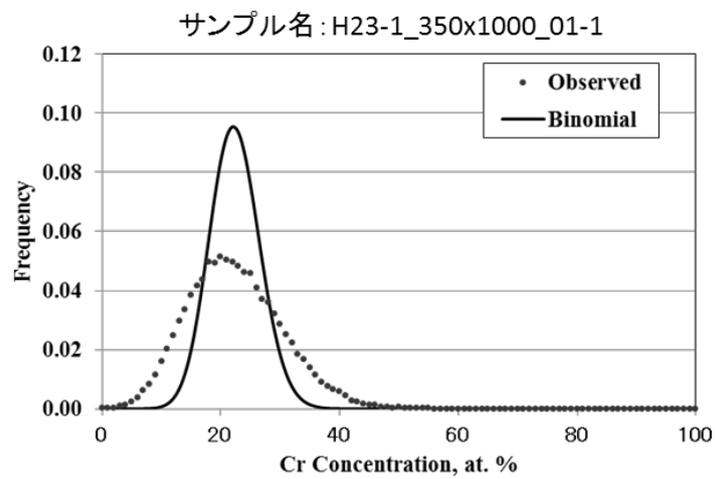
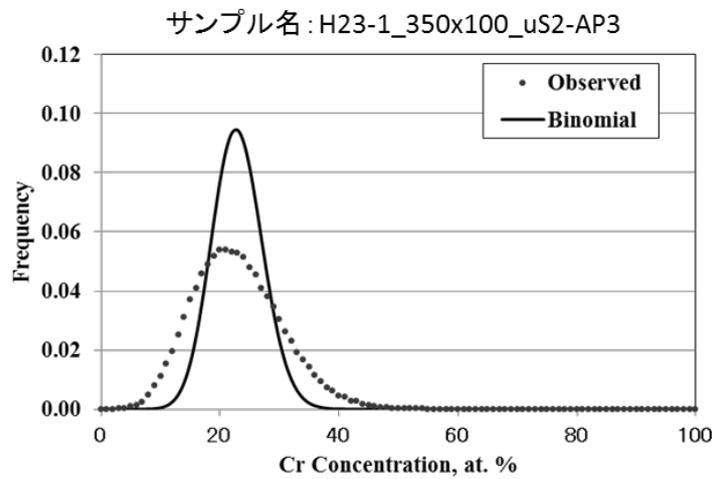


図 16 モデル合金熱時効材の Cr 濃度分布 (16/27)

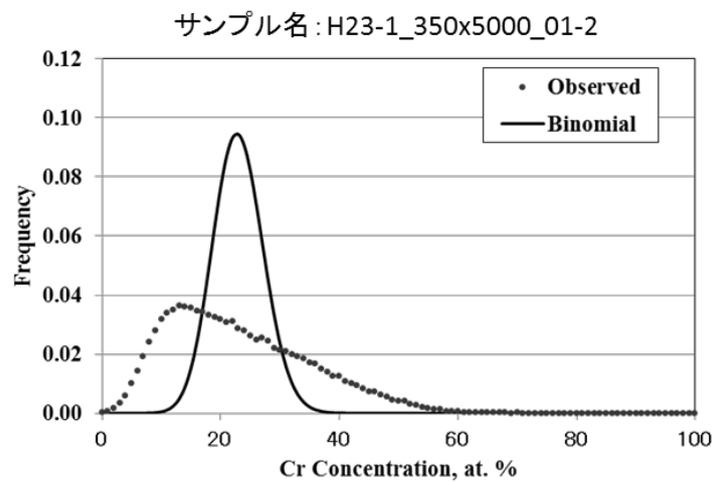
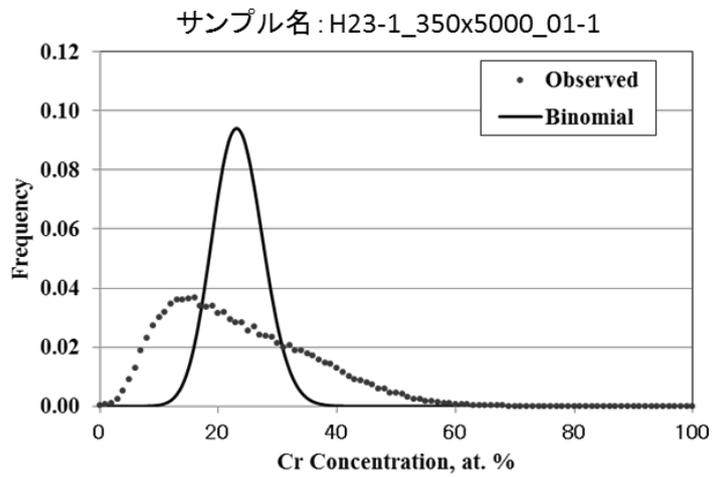
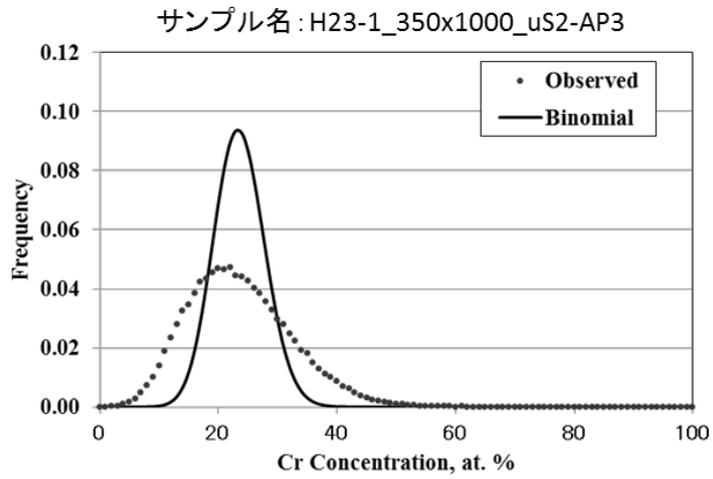


図 17 モデル合金熱時効材の Cr 濃度分布 (17/27)

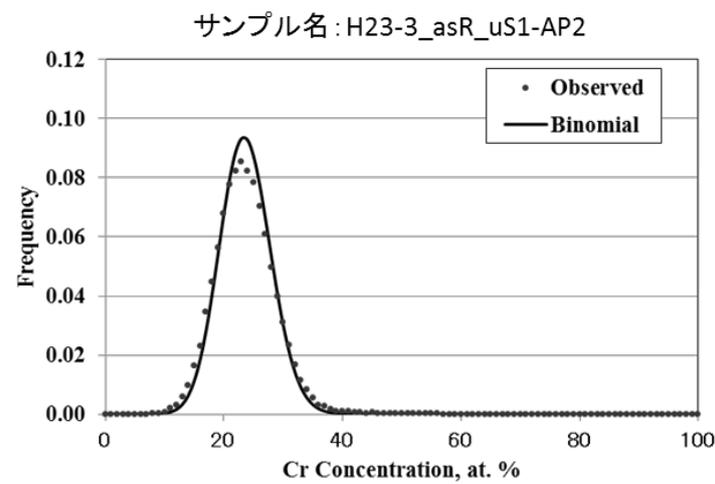
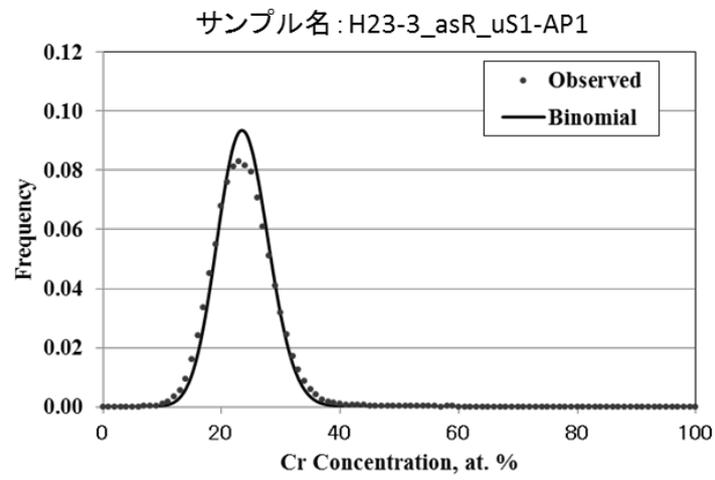
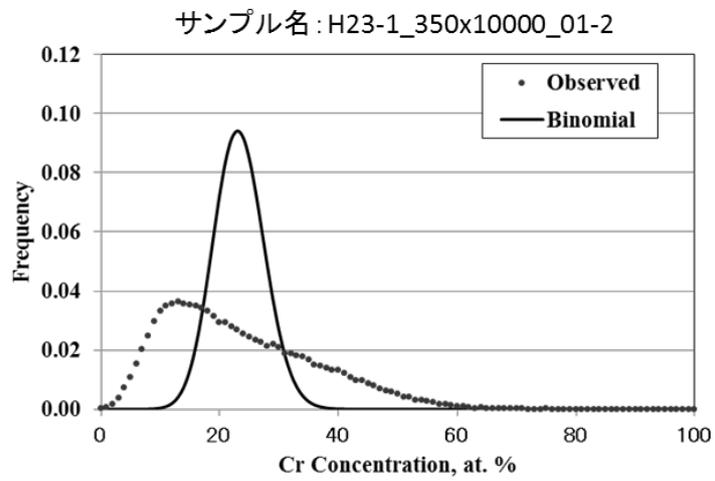


図 18 モデル合金熱時効材の Cr 濃度分布 (18/27)

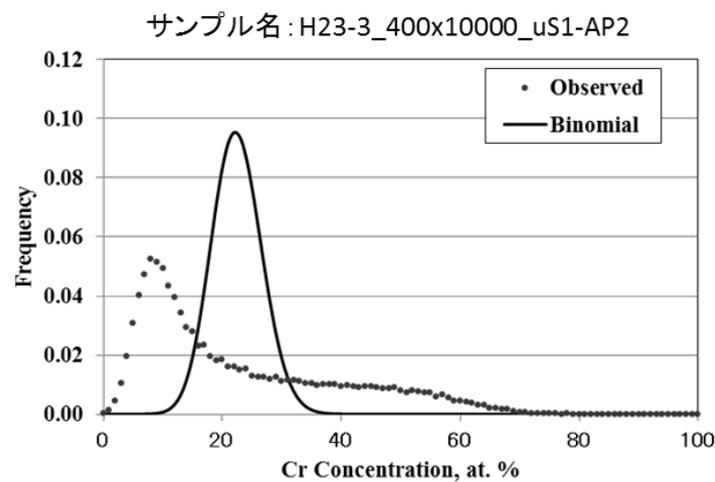
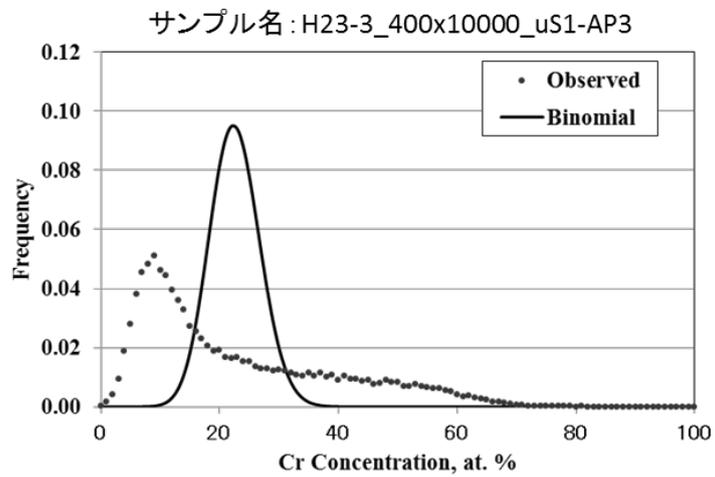
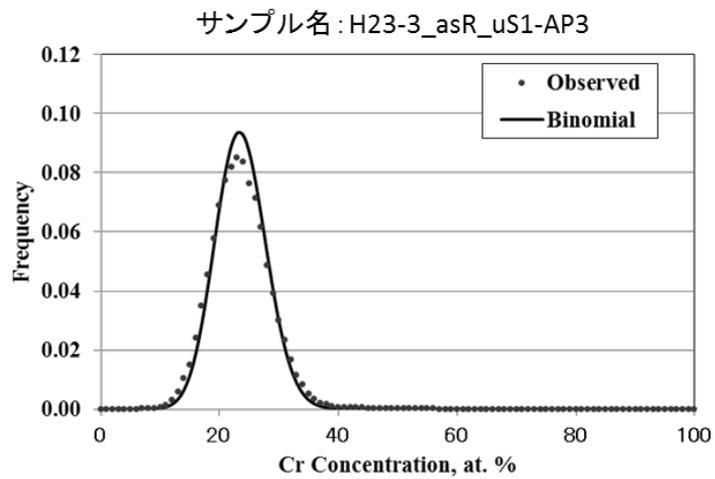


図 19 モデル合金熱時効材の Cr 濃度分布 (19/27)

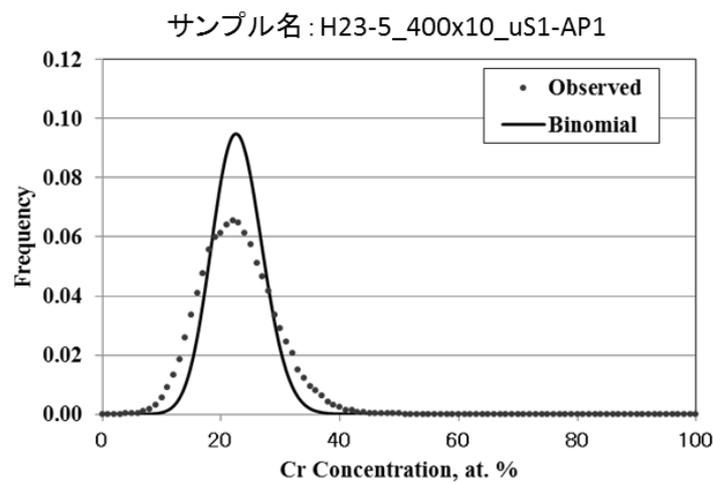
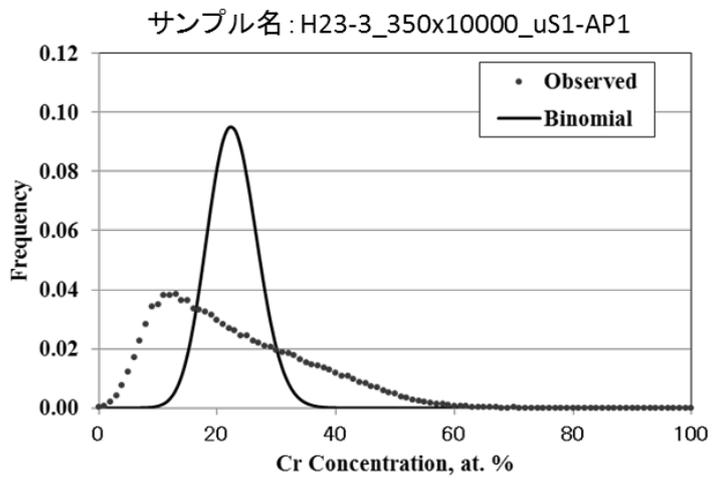
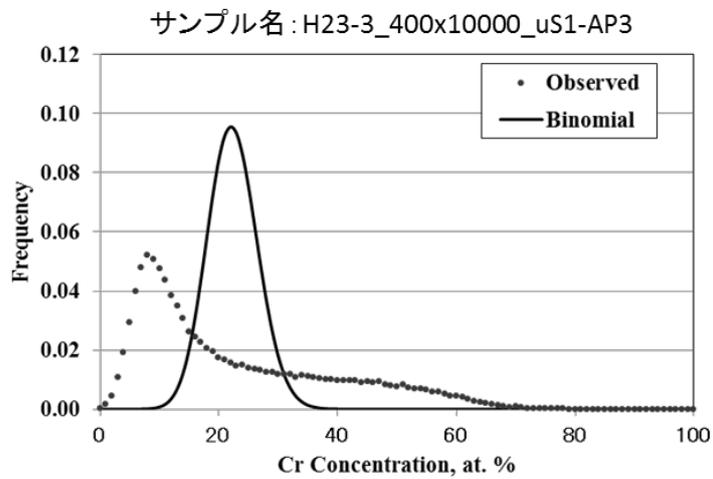


図 20 モデル合金熱時効材の Cr 濃度分布 (20/27)

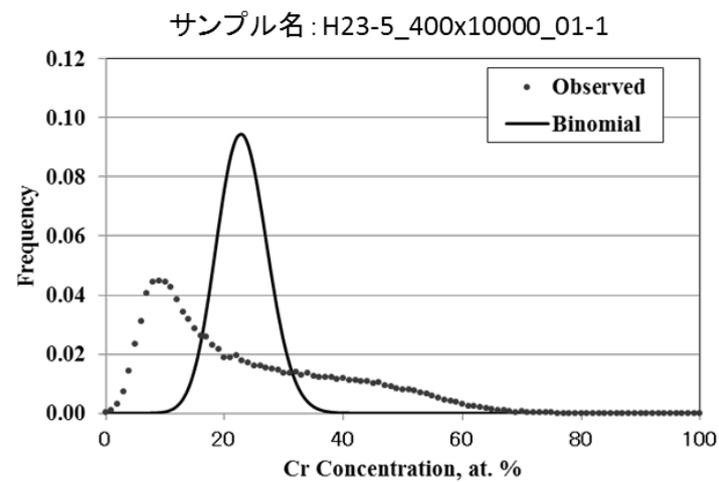
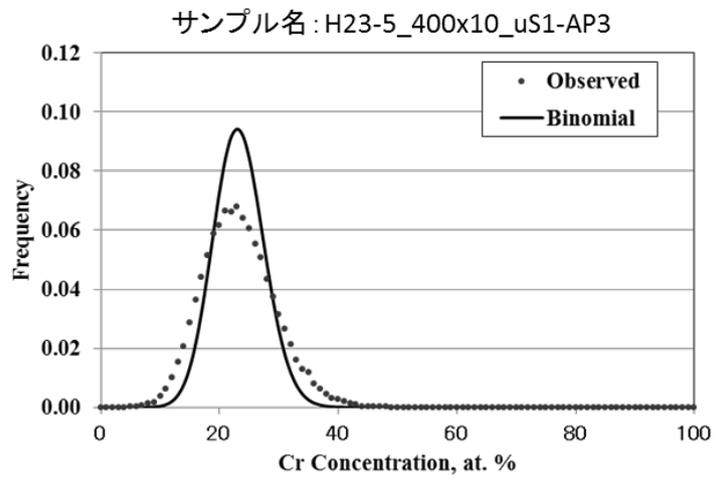
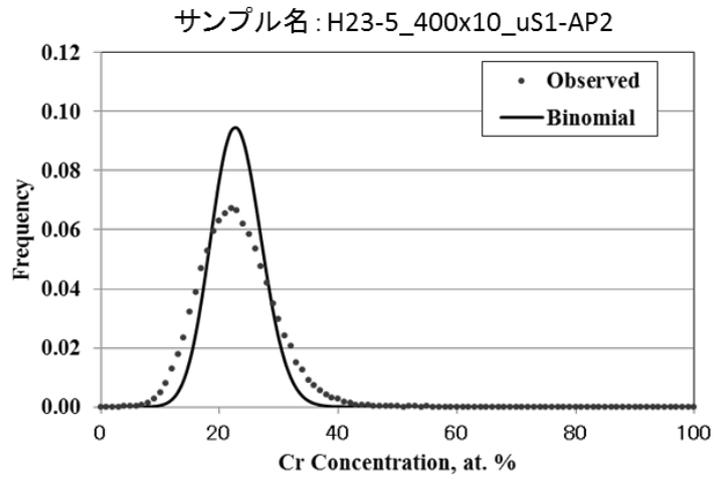


図 21 モデル合金熱時効材の Cr 濃度分布 (21/27)

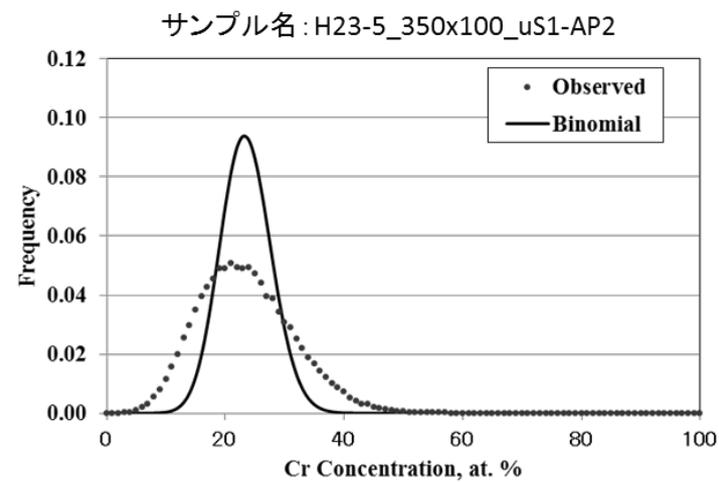
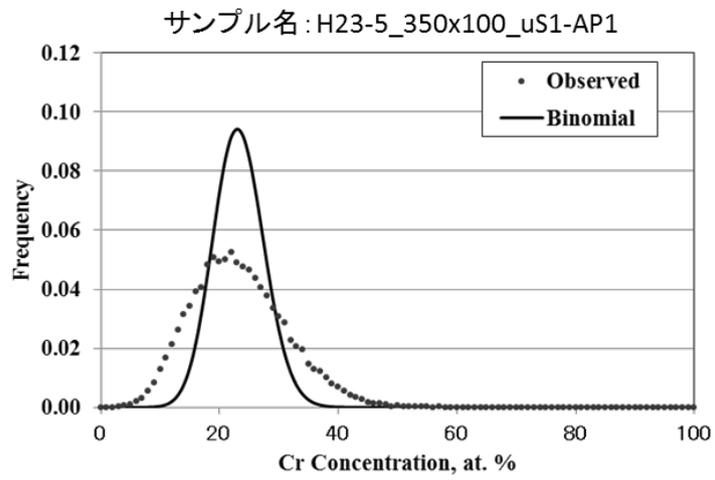
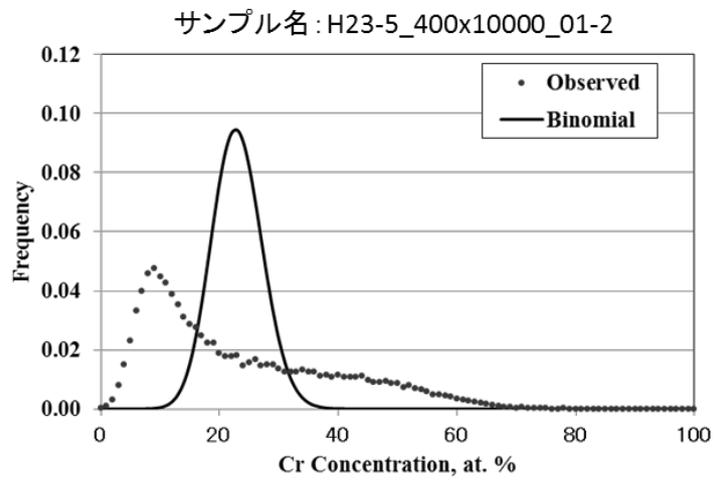


図 22 モデル合金熱時効材の Cr 濃度分布 (22/27)

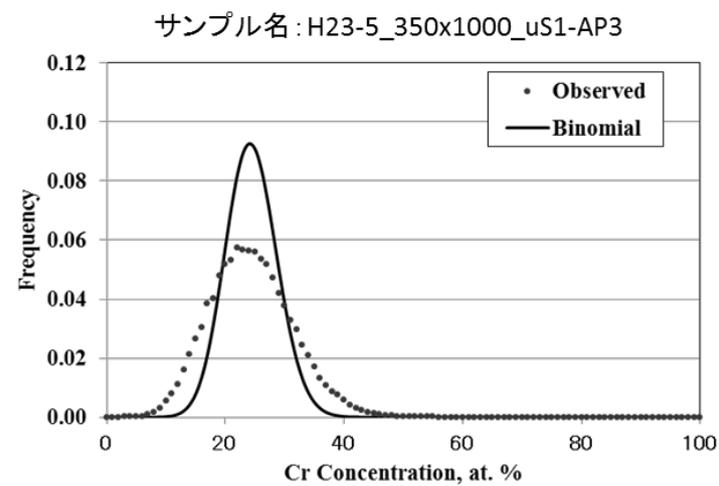
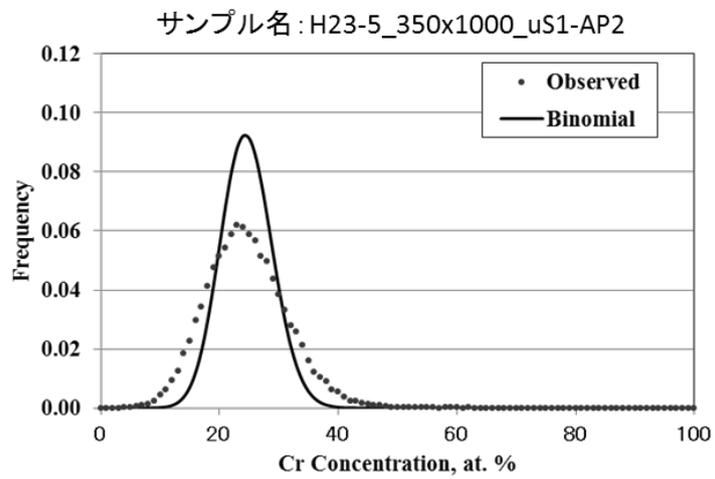
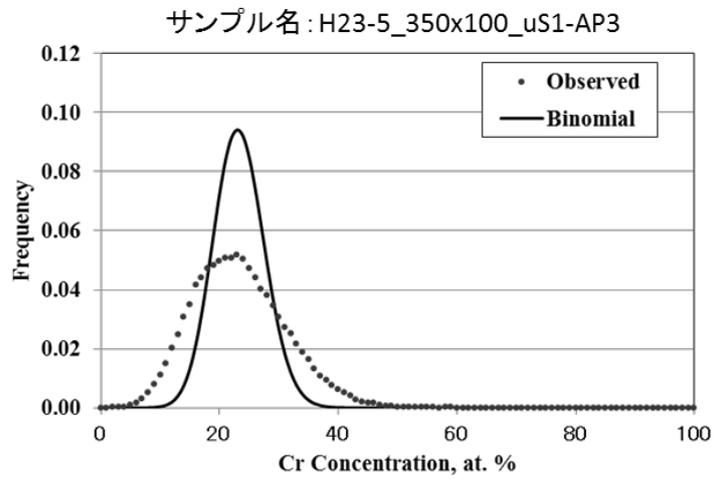


図 23 モデル合金熱時効材の Cr 濃度分布 (23/27)

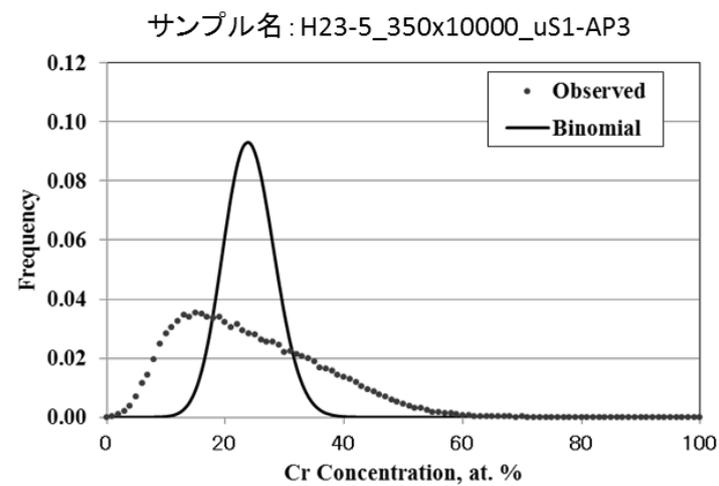
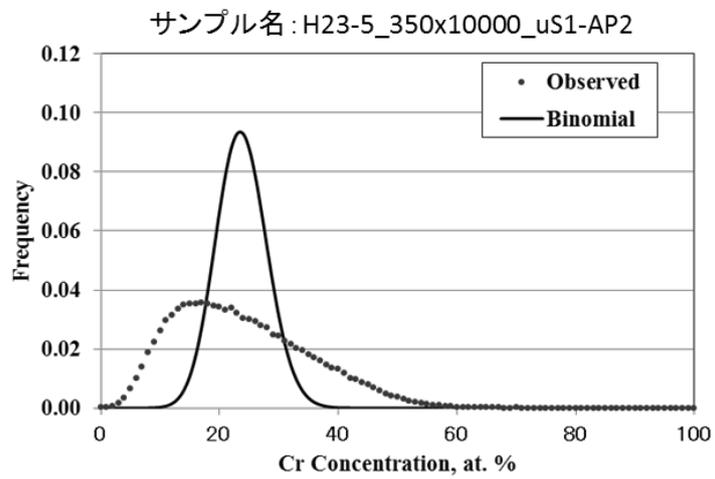
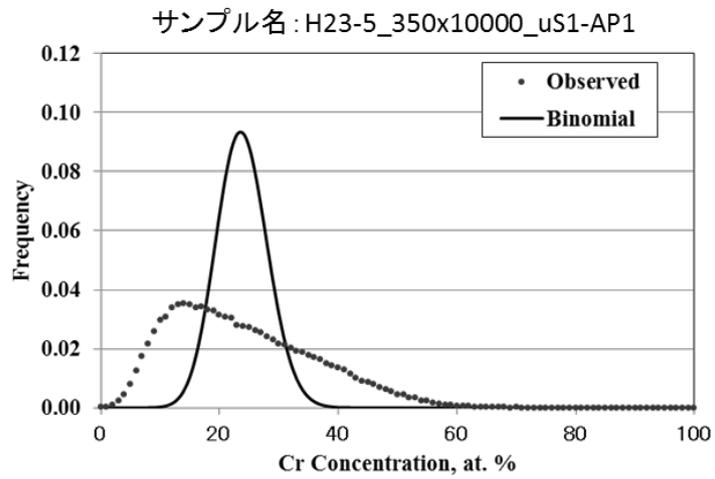


図 24 モデル合金熱時効材の Cr 濃度分布 (24/27)

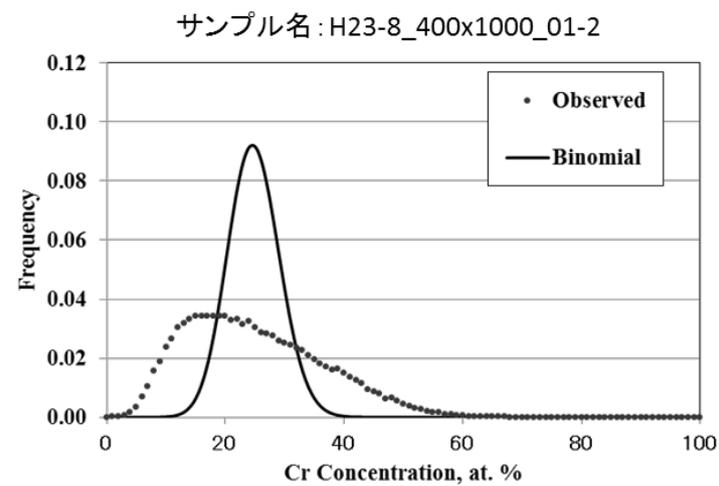
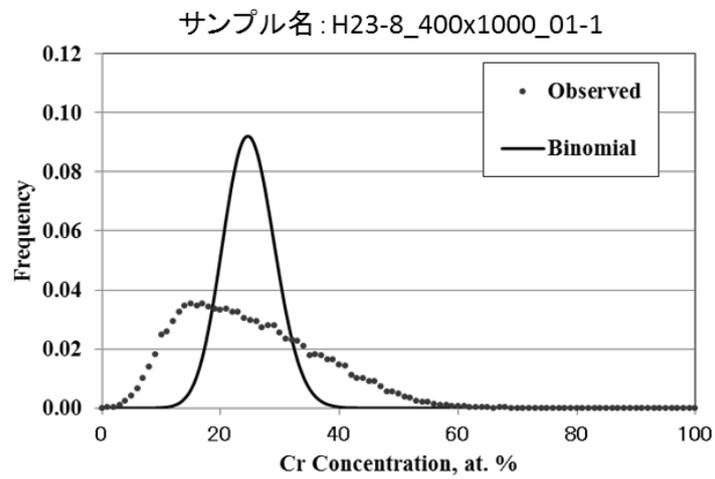
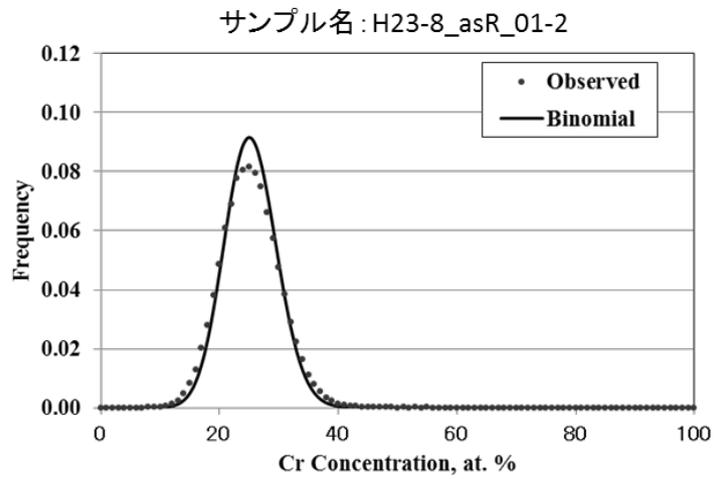


図 25 モデル合金熱時効材の Cr 濃度分布 (25/27)

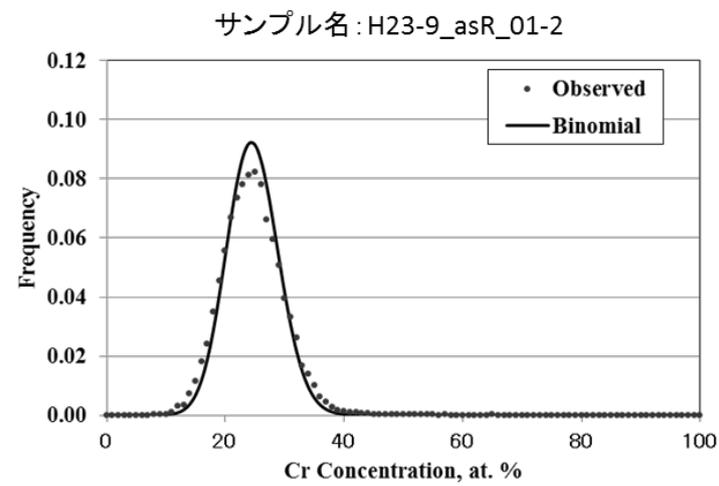
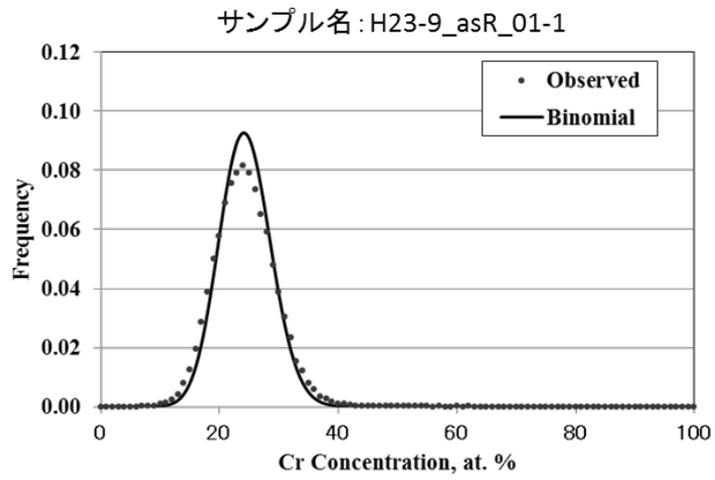
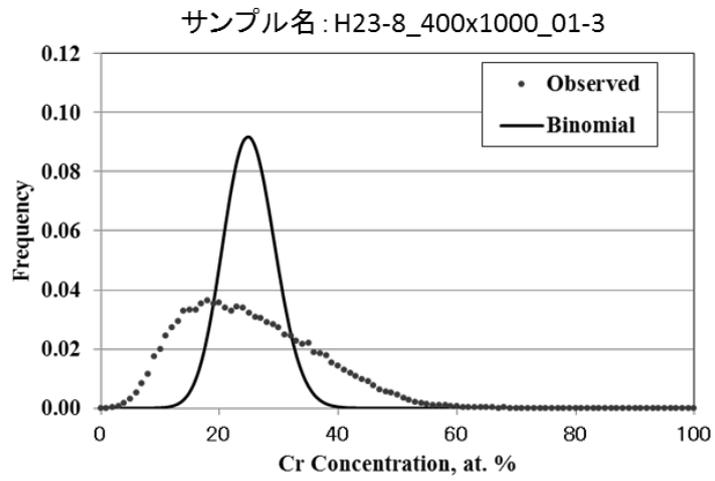


図 26 モデル合金熱時効材の Cr 濃度分布 (26/27)

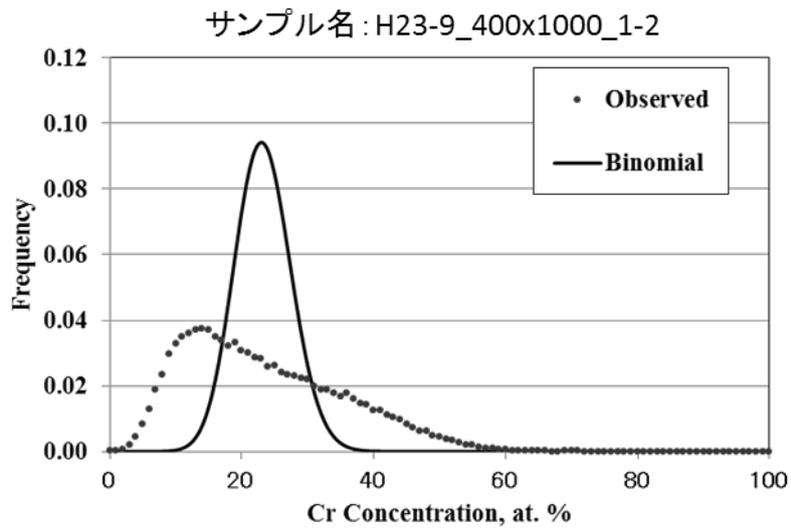
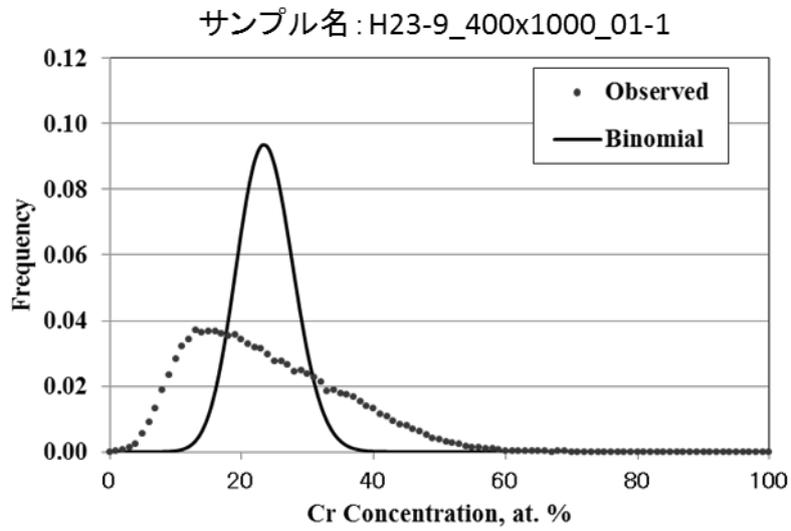


図 27 モデル合金熱時効材の Cr 濃度分布 (27/27)

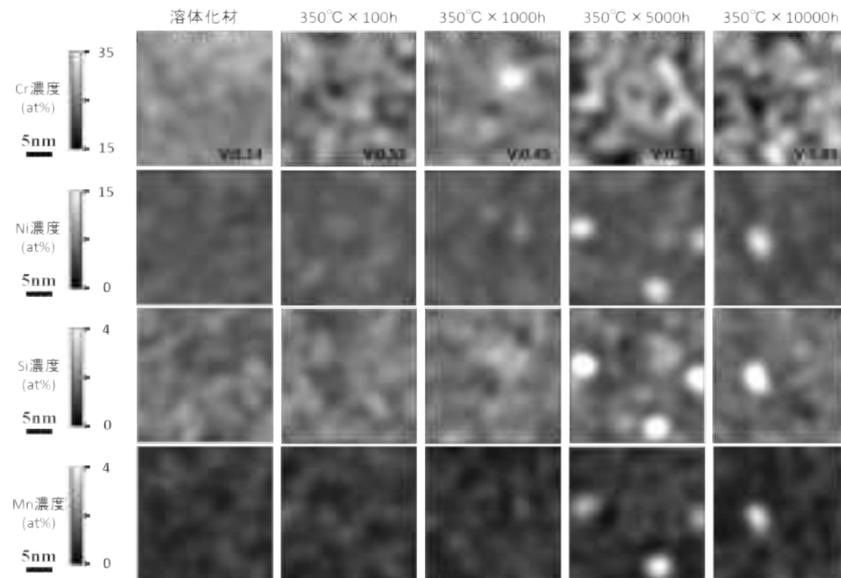


図 28 モデル合金 H22-1 350°C熱時効材の濃度分布図

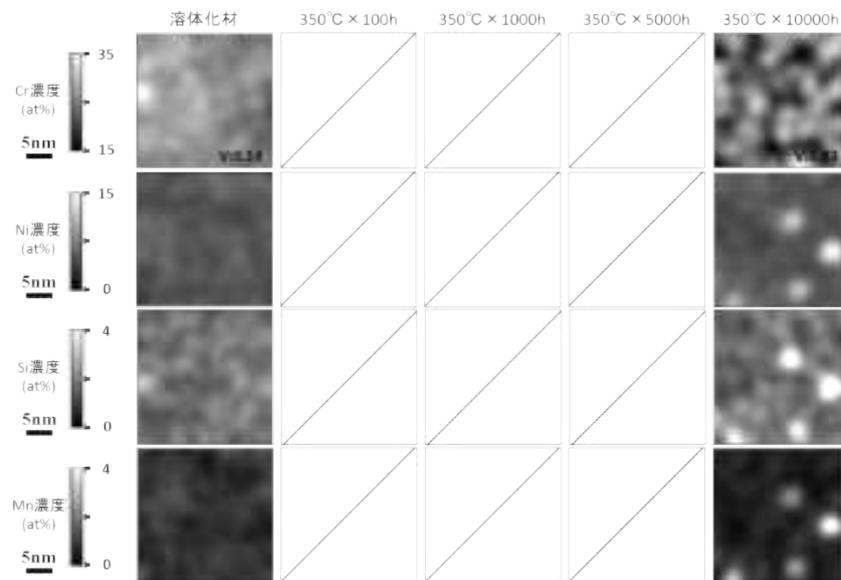


図 29 モデル合金 H22-3 350°C熱時効材の濃度分布図

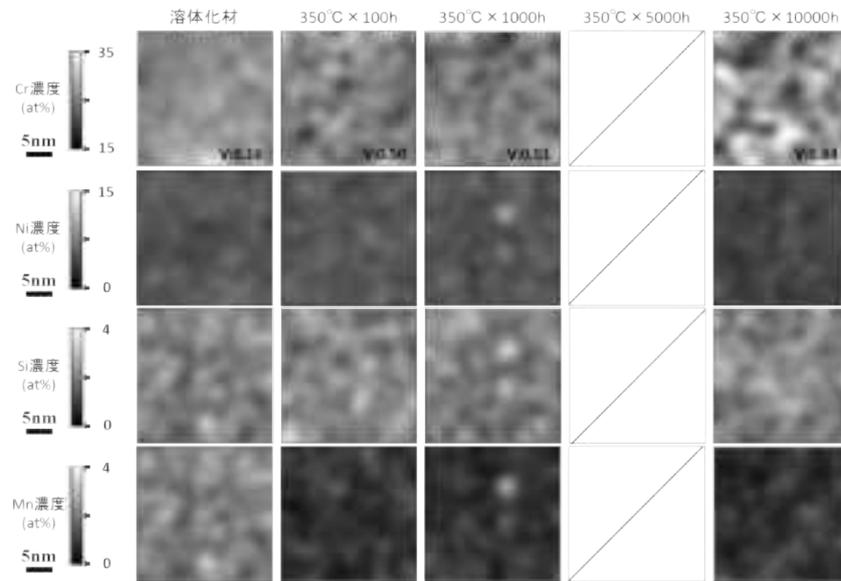


図 30 モデル合金 H22-5 350°C熱時効材の濃度分布図

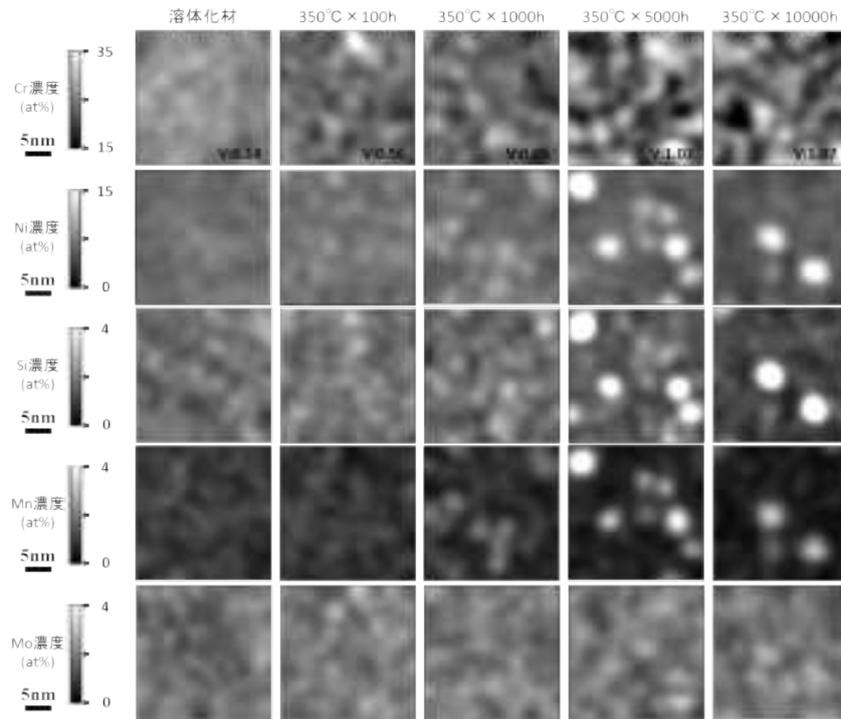


図 30 モデル合金 H23-1 350°C熱時効材の濃度分布図

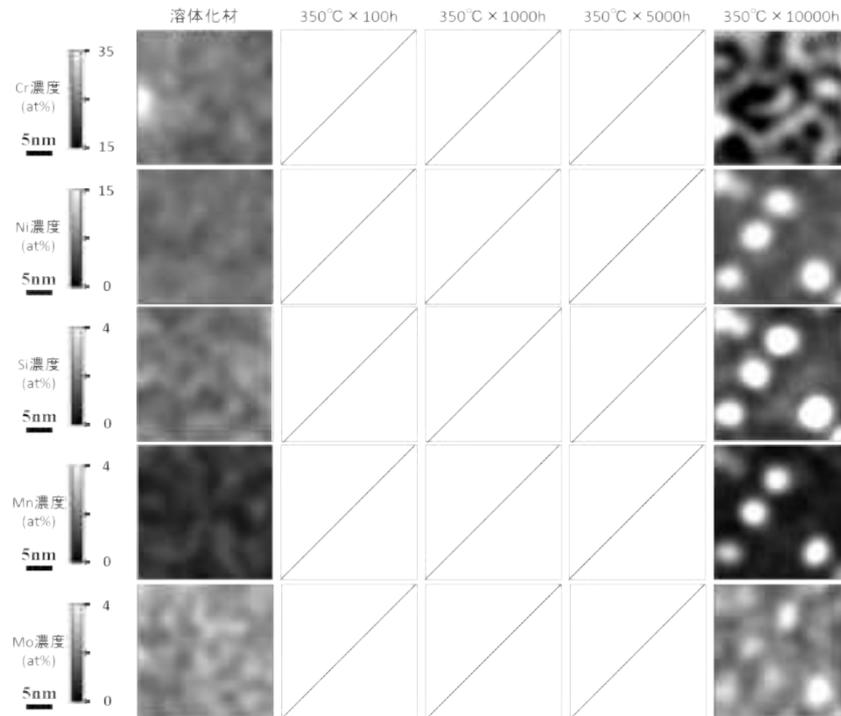


図 31 モデル合金 H23-3 350°C熱時効材の濃度分布図

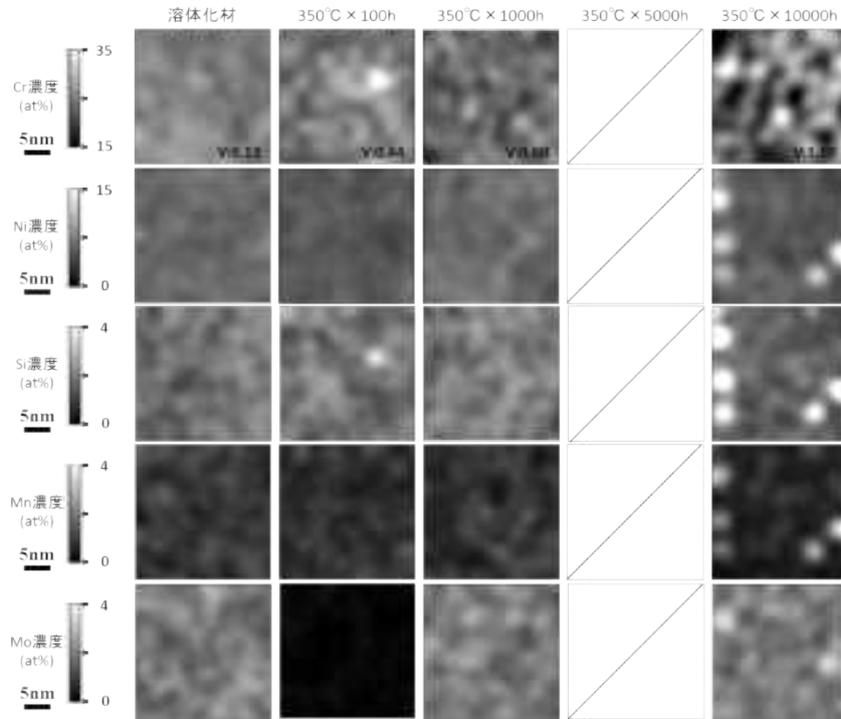


図 32 モデル合金 H23-5 350°C熱時効材の濃度分布図

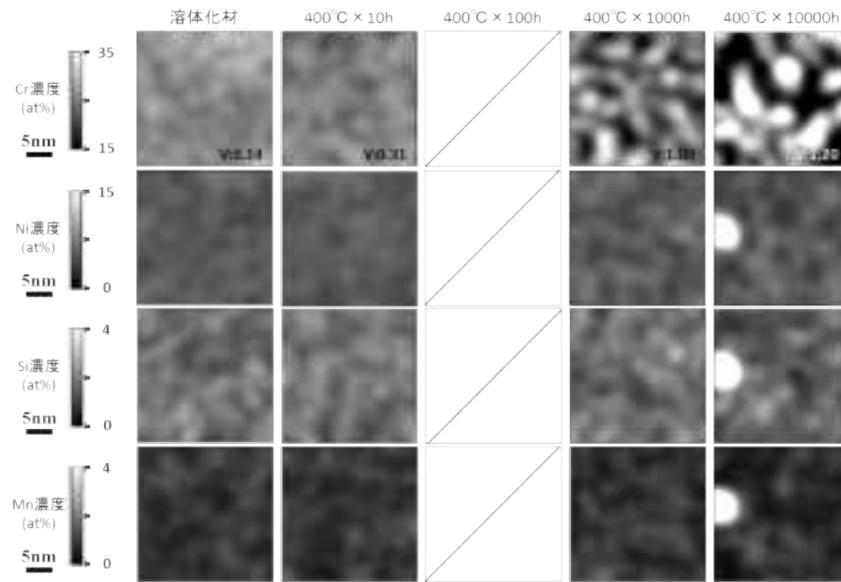


図 33 モデル合金 H22-1 400°C熱時効材の濃度分布図

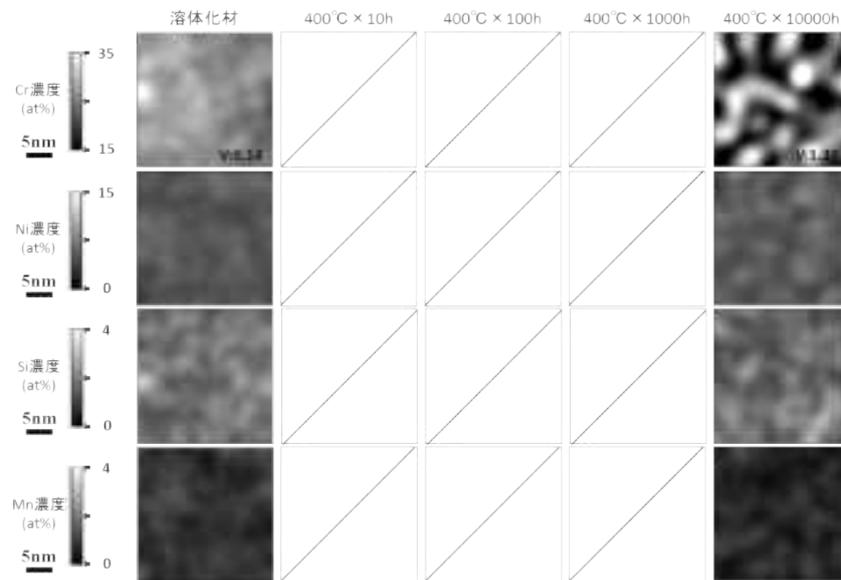


図 34 モデル合金 H22-3 400°C熱時効材の濃度分布図

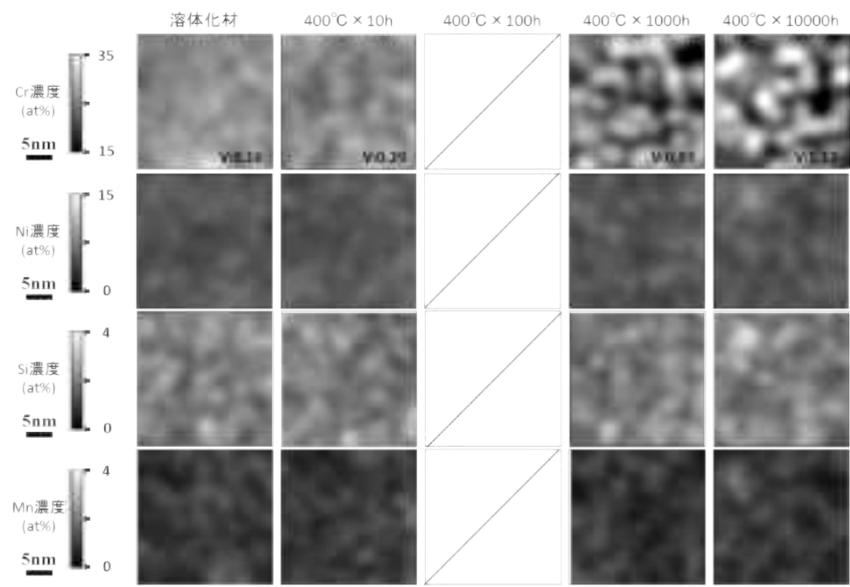


図 35 モデル合金 H22-5 400°C熱時効材の濃度分布図

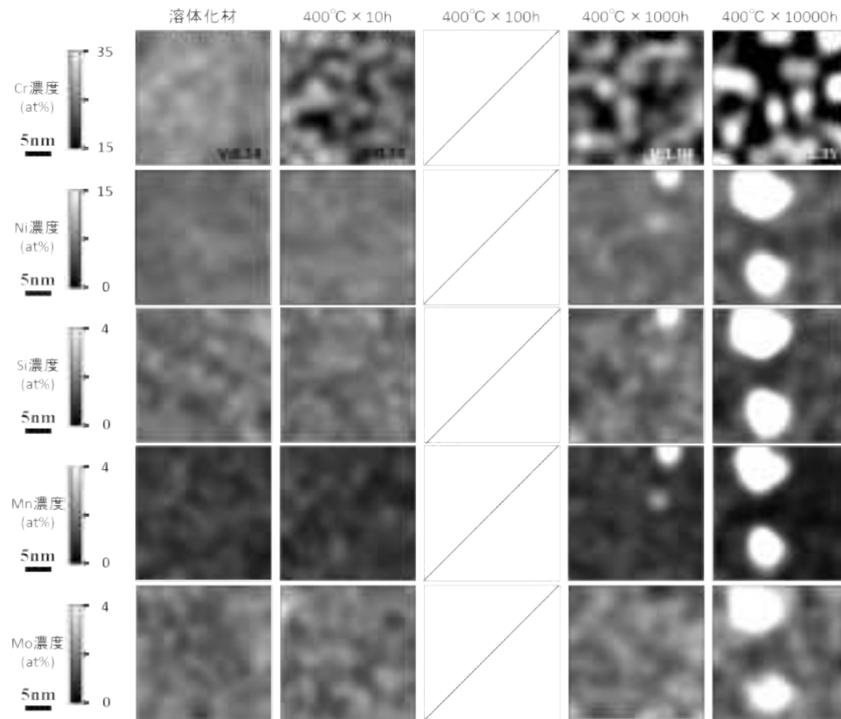


図 36 モデル合金 H23-1 400°C熱時効材の濃度分布図

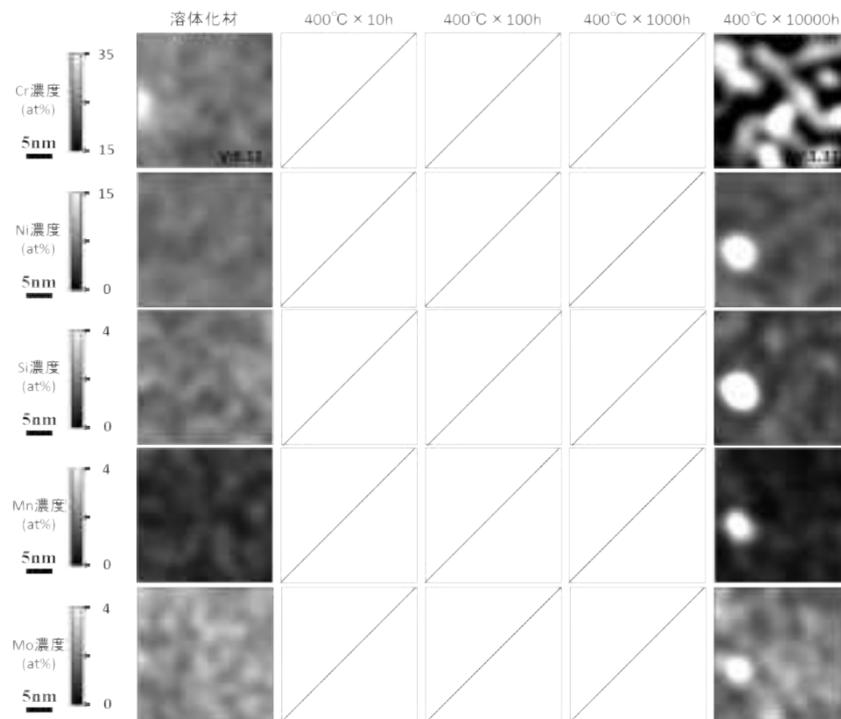


図 37 モデル合金 H23-3 400°C熱時効材の濃度分布図

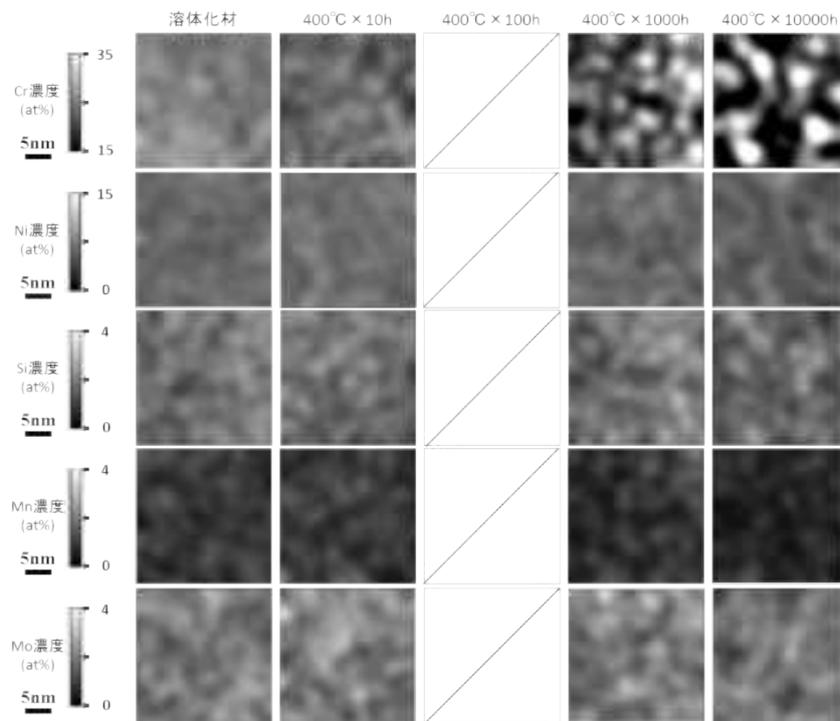


図 38 モデル合金 H23-5 400°C熱時効材の濃度分布図

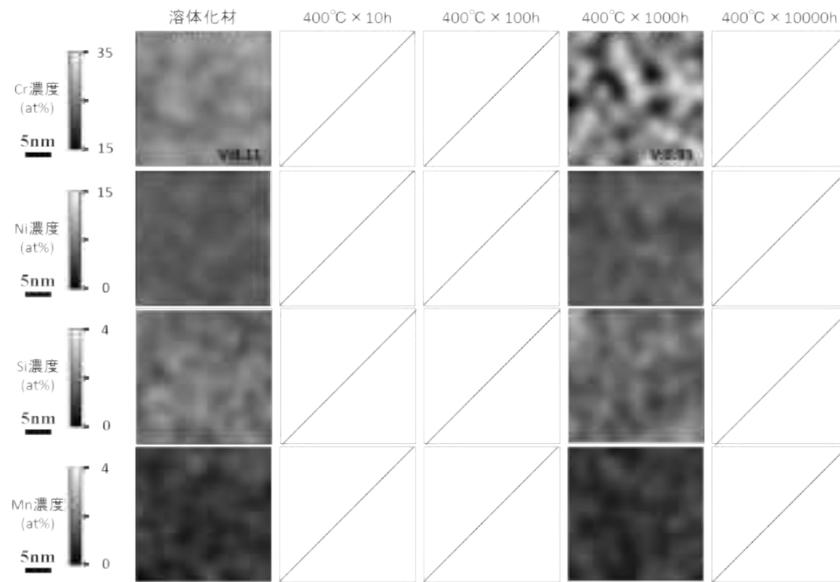


図 39 モデル合金 H23-8 400°C熱時効材の濃度分布図

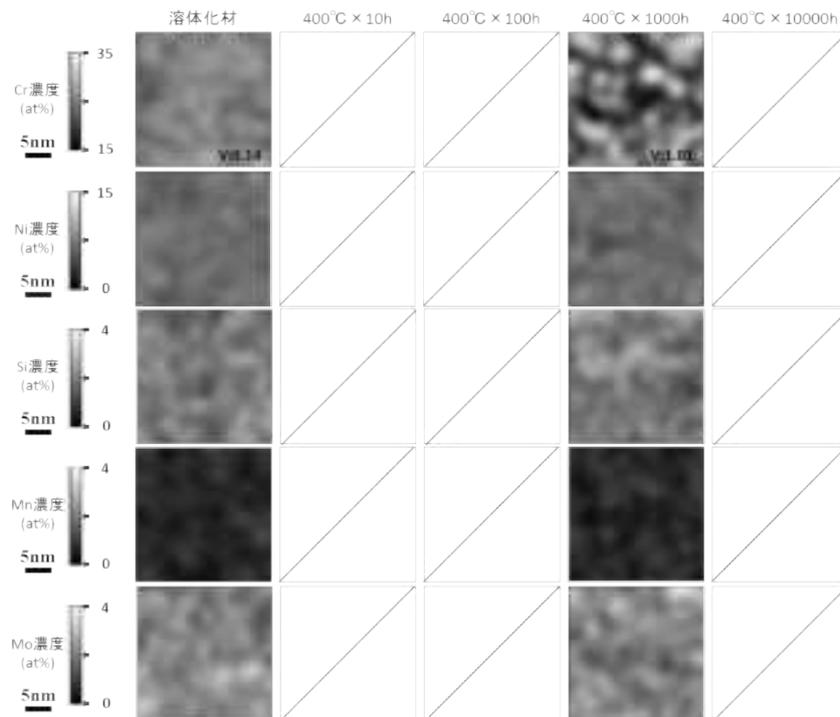


図 40 モデル合金 H23-9 400°C熱時効材の濃度分布図

## 別紙 5

### モデル合金 機械特性試験結果

① シャルピー衝撃試験

表 1～6 にモデル合金のシャルピー衝撃試験結果を示す。また図 1 及び 2 に今年度実施した試験の試験後破面の様子を示す。

② 引張試験

表 7～9 にモデル合金の引張試験結果を示す。また図 3～7 に試験後の試験片外観を示す。

③ 硬さ試験

表 6 にふげん実機材のマイクロビッカース硬さ試験の結果を示す。

④ 弾塑性  $J_{IC}$  破壊じん性試験

図 31～33 にふげん実機材の弾塑性  $J_{IC}$  破壊じん性試験後の試験片の破面の様子を示す。

表1 モデル合金 シャルピー衝撃試験結果 (1/6)

部材名	鋼種	熱時効条件		試験 温度	試験片 No.	吸収 エネルギー	実施 年度
-	-	温度 ℃	時間 h	℃	-	J	-
H22-1	SCS13	unaging		20	1P1	157	H23
H22-1	SCS13	unaging		20	1P2	185	H23
H22-1	SCS13	unaging		20	1G13	168	H23
H22-1	SCS13	400	100	20	1W1	120	H23
H22-1	SCS13	400	100	20	1W2	112	H23
H22-1	SCS13	400	100	20	1W3	117	H23
H22-1	SCS13	400	2400	20	342D-1	57	H24
H22-1	SCS13	400	2400	20	342D-2	70	H24
H22-1	SCS13	400	2400	20	342D-3	54	H24
H22-1	SCS13	350	1000	20	342A-1	120	H24
H22-1	SCS13	350	1000	20	342A-2	138	H24
H22-1	SCS13	350	1000	20	342A-3	128	H24
H22-2	SCS13	unaging		20	2P1	161	H23
H22-2	SCS13	unaging		20	2P2	183	H23
H22-2	SCS13	unaging		20	2G13	176	H23
H22-2	SCS13	400	100	20	2W1	160	H23
H22-2	SCS13	400	100	20	2W2	153	H23
H22-2	SCS13	400	100	20	2W3	162	H23
H22-2	SCS13	400	2400	20	343D-1	120	H24
H22-2	SCS13	400	2400	20	343D-2	124	H24
H22-2	SCS13	400	2400	20	343D-3	111	H24
H22-2	SCS13	350	1000	20	343A-1	133	H24
H22-2	SCS13	350	1000	20	343A-2	137	H24
H22-2	SCS13	350	1000	20	343A-3	155	H24
H22-3	SCS13	unaging		20	3P1	177	H23
H22-3	SCS13	unaging		20	3P2	210	H23
H22-3	SCS13	unaging		20	3G13	208	H23
H22-3	SCS13	400	100	20	3W1	175	H23
H22-3	SCS13	400	100	20	3W2	169	H23
H22-3	SCS13	400	100	20	3W3	182	H23
H22-3	SCS13	400	2400	20	344D-1	120	H24
H22-3	SCS13	400	2400	20	344D-2	130	H24
H22-3	SCS13	400	2400	20	344D-3	140	H24
H22-3	SCS13	350	1000	20	344A-1	143	H24
H22-3	SCS13	350	1000	20	344A-2	139	H24
H22-3	SCS13	350	1000	20	344A-3	148	H24

表2 モデル合金 シャルピー衝撃試験結果 (2/6)

部材名	鋼種	熱時効条件 温度 時間 ℃ h	試験 温度 ℃	試験片 No.	吸収 エネルギー J	実施 年度
-	-	-	-	-	-	-
H22-4	SCS13	unaging	20	4P1	208	H23
H22-4	SCS13	unaging	20	4P2	216	H23
H22-4	SCS13	unaging	20	4G13	211	H23
H22-4	SCS13	400 100	20	4W1	215	H23
H22-4	SCS13	400 100	20	4W2	200	H23
H22-4	SCS13	400 100	20	4W3	200	H23
H22-4	SCS13	400 2400	20	345D-1	168	H24
H22-4	SCS13	400 2400	20	345D-2	186	H24
H22-4	SCS13	400 2400	20	345D-3	176	H24
H22-4	SCS13	350 1000	20	345A-1	221	H24
H22-4	SCS13	350 1000	20	345A-2	191	H24
H22-4	SCS13	350 1000	20	345A-3	174	H24
H22-5	SCS13	unaging	20	5P1	167	H23
H22-5	SCS13	unaging	20	5P2	142	H23
H22-5	SCS13	unaging	20	5G13	160	H23
H22-5	SCS13	400 100	20	5W1	104	H23
H22-5	SCS13	400 100	20	5W2	104	H23
H22-5	SCS13	400 100	20	5W3	102	H23
H22-5	SCS13	400 2400	20	321D-1	53	H24
H22-5	SCS13	400 2400	20	321D-2	63	H24
H22-5	SCS13	400 2400	20	321D-3	62	H24
H22-5	SCS13	350 1000	20	321A-1	119	H24
H22-5	SCS13	350 1000	20	321A-2	123	H24
H22-5	SCS13	350 1000	20	321A-3	127	H24
H23-1	SCS16A	unaging	20	G11	164	H23
H23-1	SCS16A	unaging	20	G12	170	H23
H23-1	SCS16A	unaging	20	G13	162	H23
H23-1	SCS16A	400 100	20	G11	83	H23
H23-1	SCS16A	400 100	20	G12	100	H23
H23-1	SCS16A	400 100	20	G1	70	H23
H23-1	SCS16A	400 1000	20	1C-1	36	H24
H23-1	SCS16A	400 1000	20	1C-2	34	H24
H23-1	SCS16A	400 1000	20	1C-3	33	H24
H23-1	SCS16A	400 2400	20	1D-1	19	H24
H23-1	SCS16A	400 2400	20	1D-2	23	H24
H23-1	SCS16A	400 2400	20	1D-3	24	H24
H23-1	SCS16A	350 1000	20	1A-1	30	H24
H23-1	SCS16A	350 1000	20	1A-2	35	H24
H23-1	SCS16A	350 1000	20	1A-3	30	H24
H23-1	SCS16A	350 5000	20	1B-1	20	H25
H23-1	SCS16A	350 5000	20	1B-2	16	H25
H23-1	SCS16A	350 5000	20	1B-3	14	H25

表3 モデル合金 シャルピー衝撃試験結果 (3/6)

部材名	鋼種	熱時効条件		試験温度	試験片 No.	吸収エネルギー	実施年度
-	-	温度 ℃	時間 h	℃	-	J	-
H23-2	SCS16A	unaging		20	H21	170	H23
H23-2	SCS16A	unaging		20	H22	158	H23
H23-2	SCS16A	unaging		20	H2	169	H23
H23-2	SCS16A	400	100	20	H21	141	H23
H23-2	SCS16A	400	100	20	H22	140	H23
H23-2	SCS16A	400	100	20	G2	134	H23
H23-2	SCS16A	400	1000	20	2C-1	102	H24
H23-2	SCS16A	400	1000	20	2C-2	107	H24
H23-2	SCS16A	400	1000	20	2C-3	100	H24
H23-2	SCS16A	400	2400	20	2D-1	87	H24
H23-2	SCS16A	400	2400	20	2D-2	96	H24
H23-2	SCS16A	400	2400	20	2D-3	79	H24
H23-2	SCS16A	350	1000	20	2A-1	136	H24
H23-2	SCS16A	350	1000	20	2A-2	128	H24
H23-2	SCS16A	350	1000	20	2A-3	125	H24
H23-2	SCS16A	350	5000	20	2B-1	70	H25
H23-2	SCS16A	350	5000	20	2B-2	88	H25
H23-2	SCS16A	350	5000	20	2B-3	115	H25
H23-3	SCS16A	unaging		20	H21	170	H23
H23-3	SCS16A	unaging		20	H22	158	H23
H23-3	SCS16A	unaging		20	H2	169	H23
H23-3	SCS16A	400	100	20	H21	141	H23
H23-3	SCS16A	400	100	20	H22	140	H23
H23-3	SCS16A	400	100	20	G2	134	H23
H23-3	SCS16A	400	1000	20	2C-1	102	H24
H23-3	SCS16A	400	1000	20	2C-2	107	H24
H23-3	SCS16A	400	1000	20	2C-3	100	H24
H23-3	SCS16A	400	2400	20	2D-1	87	H24
H23-3	SCS16A	400	2400	20	2D-2	96	H24
H23-3	SCS16A	400	2400	20	2D-3	79	H24
H23-3	SCS16A	350	1000	20	2A-1	136	H24
H23-3	SCS16A	350	1000	20	2A-2	128	H24
H23-3	SCS16A	350	1000	20	2A-3	125	H24
H23-3	SCS16A	350	5000	20	3B-1	165	H25
H23-3	SCS16A	350	5000	20	3B-2	158	H25
H23-3	SCS16A	350	5000	20	3B-3	152	H25

表4 モデル合金 シャルピー衝撃試験結果 (4/6)

部材名	鋼種	熱時効条件		試験温度	試験片 No.	吸収エネルギー	実施年度
-	-	温度 °C	時間 h	°C	-	J	-
H23-4	SCS16A	unaging		20	G41	170	H23
H23-4	SCS16A	unaging		20	G42	181	H23
H23-4	SCS16A	unaging		20	G43	182	H23
H23-4	SCS16A	400	100	20	G41	136	H23
H23-4	SCS16A	400	100	20	G42	117	H23
H23-4	SCS16A	400	100	20	G4	132	H23
H23-4	SCS16A	400	1000	20	4C-1	58	H24
H23-4	SCS16A	400	1000	20	4C-2	40	H24
H23-4	SCS16A	400	1000	20	4C-3	42	H24
H23-4	SCS16A	400	2400	20	4D-1	31	H24
H23-4	SCS16A	400	2400	20	4D-2	36	H24
H23-4	SCS16A	400	2400	20	4D-3	45	H24
H23-4	SCS16A	350	1000	20	4A-1	111	H24
H23-4	SCS16A	350	1000	20	4A-2	92	H24
H23-4	SCS16A	350	1000	20	4A-3	75	H24
H23-4	SCS16A	350	5000	20	4B-1	30	H25
H23-4	SCS16A	350	5000	20	4B-2	25	H25
H23-4	SCS16A	350	5000	20	4B-3	50	H25
H23-5	SCS16A	unaging		20	F51	171	H23
H23-5	SCS16A	unaging		20	F52	163	H23
H23-5	SCS16A	unaging		20	F53	169	H23
H23-5	SCS16A	400	100	20	G51	123	H23
H23-5	SCS16A	400	100	20	G52	124	H23
H23-5	SCS16A	400	100	20	G5	132	H23
H23-5	SCS16A	400	1000	20	5C-1	36	H24
H23-5	SCS16A	400	1000	20	5C-2	34	H24
H23-5	SCS16A	400	1000	20	5C-3	29	H24
H23-5	SCS16A	400	2400	20	5D-1	33	H24
H23-5	SCS16A	400	2400	20	5D-2	36	H24
H23-5	SCS16A	400	2400	20	5D-3	28	H24
H23-5	SCS16A	350	1000	20	5A-1	92	H24
H23-5	SCS16A	350	1000	20	5A-2	116	H24
H23-5	SCS16A	350	1000	20	5A-3	113	H24
H23-5	SCS16A	350	5000	20	5B-1	33	H25
H23-5	SCS16A	350	5000	20	5B-2	32	H25
H23-5	SCS16A	350	5000	20	5B-3	28	H25

表5 モデル合金 シャルピー衝撃試験結果 (5/6)

部材名	鋼種	熱時効条件		試験 温度	試験片 No.	吸収 エネルギー	実施 年度
-	-	温度 ℃	時間 h	℃	-	J	-
H23-6	SCS16A	unaging		20	G61	183	H23
H23-6	SCS16A	unaging		20	G62	182	H23
H23-6	SCS16A	unaging		20	G63	164	H23
H23-6	SCS16A	400	100	20	G61	154	H23
H23-6	SCS16A	400	100	20	G62	154	H23
H23-6	SCS16A	400	100	20	G6	165	H23
H23-6	SCS16A	400	1000	20	6C-1	121	H24
H23-6	SCS16A	400	1000	20	6C-2	128	H24
H23-6	SCS16A	400	1000	20	6C-3	115	H24
H23-6	SCS16A	400	2400	20	6D-1	114	H24
H23-6	SCS16A	400	2400	20	6D-2	104	H24
H23-6	SCS16A	400	2400	20	6D-3	116	H24
H23-6	SCS16A	350	1000	20	6A-1	138	H24
H23-6	SCS16A	350	1000	20	6A-2	142	H24
H23-6	SCS16A	350	1000	20	6A-3	141	H24
H23-6	SCS16A	350	5000	20	6B-1	123	H25
H23-6	SCS16A	350	5000	20	6B-2	130	H25
H23-6	SCS16A	350	5000	20	6B-3	128	H25
H23-7	SCS13	unaging		20	G71	175	H23
H23-7	SCS13	unaging		20	G72	158	H23
H23-7	SCS13	unaging		20	G73	167	H23
H23-7	SCS13	400	100	20	G71	146	H23
H23-7	SCS13	400	100	20	G72	133	H23
H23-7	SCS13	400	100	20	G7	158	H23
H23-7	SCS13	400	1000	20	7C-1	106	H24
H23-7	SCS13	400	1000	20	7C-2	116	H24
H23-7	SCS13	400	1000	20	7C-3	88	H24
H23-7	SCS13	400	2400	20	7D-1	84	H24
H23-7	SCS13	400	2400	20	7D-2	81	H24
H23-7	SCS13	400	2400	20	7D-3	94	H24
H23-7	SCS13	350	1000	20	7A-1	119	H24
H23-7	SCS13	350	1000	20	7A-2	116	H24
H23-7	SCS13	350	1000	20	7A-3	116	H24
H23-7	SCS13	350	5000	20	7B-1	119	H25
H23-7	SCS13	350	5000	20	7B-2	114	H25
H23-7	SCS13	350	5000	20	7B-3	113	H25

表6 モデル合金 シャルピー衝撃試験結果 (6/6)

部材名	鋼種	熱時効条件		試験温度	試験片 No.	吸収エネルギー	実施年度
-	-	温度 ℃	時間 h	℃	-	J	-
H23-8	SCS13	unaging		20	G81	194	H23
H23-8	SCS13	unaging		20	G82	243	H23
H23-8	SCS13	unaging		20	G83	196	H23
H23-8	SCS13	400	100	20	G81	170	H23
H23-8	SCS13	400	100	20	G82	187	H23
H23-8	SCS13	400	100	20	G8	185	H23
H23-8	SCS13	400	1000	20	8C-1	162	H24
H23-8	SCS13	400	1000	20	8C-2	133	H24
H23-8	SCS13	400	1000	20	8C-3	147	H24
H23-8	SCS13	400	2400	20	8D-1	116	H24
H23-8	SCS13	400	2400	20	8D-2	106	H24
H23-8	SCS13	400	2400	20	8D-3	118	H24
H23-8	SCS13	350	1000	20	8A-1	152	H24
H23-8	SCS13	350	1000	20	8A-2	173	H24
H23-8	SCS13	350	1000	20	8A-3	182	H24
H23-8	SCS13	350	5000	20	8B-1	166	H25
H23-8	SCS13	350	5000	20	8B-2	179	H25
H23-8	SCS13	350	5000	20	8B-3	170	H25
H23-9	SCS16A	unaging		20	H91	198	H23
H23-9	SCS16A	unaging		20	H92	195	H23
H23-9	SCS16A	unaging		20	H93	217	H23
H23-9	SCS16A	400	100	20	H91	171	H23
H23-9	SCS16A	400	100	20	H92	166	H23
H23-9	SCS16A	400	100	20	G9	181	H23
H23-9	SCS16A	400	1000	20	9C-1	130	H24
H23-9	SCS16A	400	1000	20	9C-2	131	H24
H23-9	SCS16A	400	1000	20	9C-3	145	H24
H23-9	SCS16A	400	2400	20	9D-1	112	H24
H23-9	SCS16A	400	2400	20	9D-2	131	H24
H23-9	SCS16A	400	2400	20	9D-3	114	H24
H23-9	SCS16A	350	1000	20	9A-1	168	H24
H23-9	SCS16A	350	1000	20	9A-2	165	H24
H23-9	SCS16A	350	1000	20	9A-3	188	H24
H23-9	SCS16A	350	5000	20	9B-1	158	H25
H23-9	SCS16A	350	5000	20	9B-2	151	H25
H23-9	SCS16A	350	5000	20	9B-3	155	H25

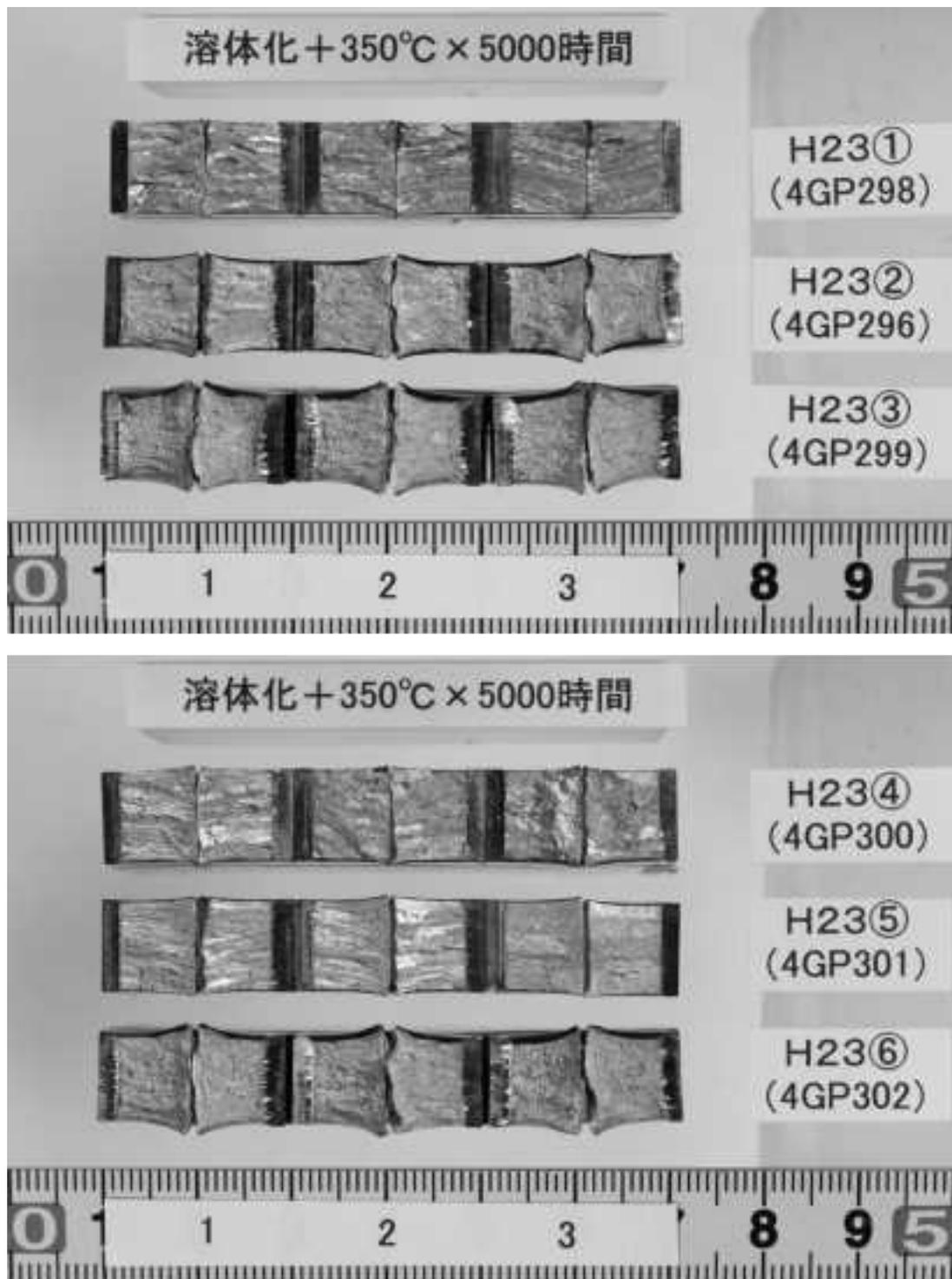


図1 モデル合金 シャルピー衝撃試験後の試験片破面 (1/2)

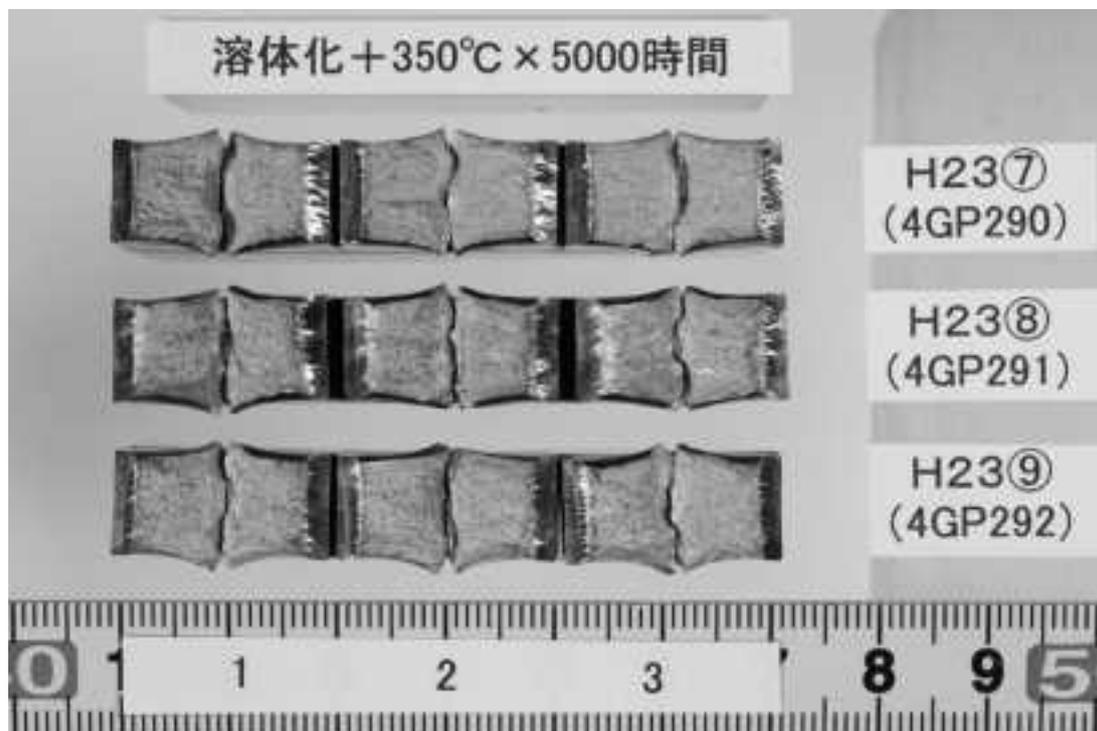


図2 モデル合金 シャルピー衝撃試験後の試験片破面 (2/2)

表7 モデル合金 引張試験結果 (1/3)

部材名	鋼種	熱時効条件 温度(°C)時間(h)	試験温度 (°C)	試験片 No.	0.2%耐力 (MPa)	引張応力 (MPa)	最大伸び (%)	実施年度
H22-1	SCS13	unaging	20	2L3	220	561	44	H22
H22-1	SCS13	unaging	20	2L2	226	571	45	H22
H22-1	SCS13	unaging	20	44	217	567	44	H22
H22-1	SCS13	350 1000	20	342a1	<b>285</b>	<b>656</b>	<b>47</b>	H24
H22-1	SCS13	350 1000	20	342a2	<b>290</b>	<b>655</b>	<b>50</b>	H24
H22-1	SCS13	400 100	20	42-1	<b>294</b>	<b>666</b>	<b>47</b>	H24
H22-1	SCS13	400 100	20	42-2	<b>264</b>	<b>667</b>	<b>50</b>	H24
H22-1	SCS13	400 2400	20	342d-1	<b>285</b>	<b>715</b>	<b>43</b>	H24
H22-1	SCS13	400 2400	20	342d-2	<b>287</b>	<b>731</b>	<b>44</b>	H24
H22-2	SCS13	unaging	20	1R1	<b>185</b>	<b>527</b>	<b>55</b>	H22
H22-2	SCS13	unaging	20	2L2	<b>196</b>	<b>526</b>	<b>53</b>	H22
H22-2	SCS13	unaging	20	2L3	<b>192</b>	<b>523</b>	<b>55</b>	H22
H22-2	SCS13	350 1000	20	343a1	234	567	53	H24
H22-2	SCS13	350 1000	20	343a2	206	567	54	H24
H22-2	SCS13	400 100	20	43-1	219	581	65	H24
H22-2	SCS13	400 100	20	43-2	222	568	56	H24
H22-2	SCS13	400 2400	20	1d-1	215	580	49	H24
H22-2	SCS13	400 2400	20	1d-2	231	609	56	H24
H22-3	SCS13	unaging	20	1R1	145	437	60	H22
H22-3	SCS13	unaging	20	2L2	149	423	60	H22
H22-3	SCS13	unaging	20	2L3	147	429	59	H22
H22-3	SCS13	350 1000	20	344a1	<b>174</b>	<b>461</b>	<b>61</b>	H24
H22-3	SCS13	350 1000	20	344a2	<b>164</b>	<b>462</b>	<b>72</b>	H24
H22-3	SCS13	400 100	20	44-1	<b>173</b>	<b>468</b>	<b>58</b>	H24
H22-3	SCS13	400 100	20	44-2	<b>168</b>	<b>466</b>	<b>68</b>	H24
H22-3	SCS13	400 2400	20	1d-1	<b>167</b>	<b>463</b>	<b>58</b>	H24
H22-3	SCS13	400 2400	20	1d-2	<b>158</b>	<b>458</b>	<b>65</b>	H24
H22-4	SCS13	350 1000	20	345a1	294	569	48	H24
H22-4	SCS13	350 1000	20	345a2	270	558	64	H24
H22-4	SCS13	400 100	20	45-1	296	560	66	H24
H22-4	SCS13	400 100	20	45-2	<b>262</b>	<b>555</b>	<b>74</b>	H24
H22-4	SCS13	400 2400	20	1d-1	<b>281</b>	<b>570</b>	<b>60</b>	H24
H22-4	SCS13	400 2400	20	1d-2	<b>272</b>	<b>565</b>	<b>56</b>	H24
H22-5	SCS13	350 1000	20	321A1	<b>262</b>	<b>569</b>	<b>63</b>	H24
H22-5	SCS13	350 1000	20	321A2	<b>275</b>	<b>581</b>	<b>46</b>	H24
H22-5	SCS13	400 100	20	21-1	<b>269</b>	<b>621</b>	<b>47</b>	H24
H22-5	SCS13	400 100	20	21-2	<b>250</b>	<b>637</b>	<b>52</b>	H24
H22-5	SCS13	400 2400	20	1d-1	<b>285</b>	<b>638</b>	<b>48</b>	H24
H22-5	SCS13	400 2400	20	1d-2	<b>250</b>	<b>623</b>	<b>55</b>	H24

表 8 モデル合金 引張試験結果 (2/3)

部材名	鋼種	熱時効条件 温度(°C)時間(h)	試験温度 (°C)	試験片 No.	0.2%耐力 (MPa)	引張応力 (MPa)	最大伸び (%)	実施年度
H23-1	SCS16A	unaging	20	1A-1	285	285	285	H23
H23-1	SCS16A	unaging	20	1A-2	281	281	281	H23
H23-1	SCS16A	350 1000	20	1A1	328	716	43	H24
H23-1	SCS16A	350 1000	20	1A2	336	711	38	H24
H23-1	SCS16A	350 5000	20	1B1	350	771	35	H25
H23-1	SCS16A	350 5000	20	1B2	392	774	34	H25
H23-1	SCS16A	400 100	20	1-1	380	702	36	H24
H23-1	SCS16A	400 100	20	1-2	349	710	47	H24
H23-1	SCS16A	400 1000	20	1C1	394	761	42	H24
H23-1	SCS16A	400 1000	20	1C2	393	752	34	H24
H23-1	SCS16A	400 2400	20	1d-1	406	768	30	H24
H23-1	SCS16A	400 2400	20	1d-2	395	776	36	H24
H23-2	SCS16A	unaging	20	2-1	269	579	56	H25
H23-2	SCS16A	unaging	20	2-2	291	578	59	H25
H23-3	SCS16A	unaging	20	3-1	240	548	58	H25
H23-3	SCS16A	unaging	20	3-2	250	541	60	H25
H23-3	SCS16A	350 1000	20	3A1	240	561	55	H24
H23-3	SCS16A	350 1000	20	3A2	235	538	50	H24
H23-3	SCS16A	350 5000	20	3B1	247	580	56	H25
H23-3	SCS16A	350 5000	20	3B2	246	580	56	H25
H23-3	SCS16A	400 100	20	3-1	248	575	69	H24
H23-3	SCS16A	400 100	20	3-2	251	575	56	H24
H23-3	SCS16A	400 1000	20	3C1	265	585	61	H24
H23-3	SCS16A	400 1000	20	3C2	242	584	59	H24
H23-3	SCS16A	400 2400	20	1d-1	237	567	52	H24
H23-3	SCS16A	400 2400	20	1d-2	239	592	60	H24
H23-4	SCS16A	unaging	20	4-1	351	610	48	H25
H23-4	SCS16A	unaging	20	4-2	341	611	46	H25
H23-5	SCS16A	unaging	20	5-1	324	617	48	H25
H23-5	SCS16A	unaging	20	5-2	325	618	54	H25
H23-7	SCS13	unaging	20	7A-1	211	211	211	H23
H23-7	SCS13	unaging	20	7A-2	205	205	205	H23
H23-7	SCS13	350 1000	20	7A1	226	662	52	H24
H23-7	SCS13	350 1000	20	7A2	260	675	42	H24
H23-7	SCS13	350 5000	20	7B1	273	683	44	H25
H23-7	SCS13	350 5000	20	7B2	251	674	47	H25
H23-7	SCS13	400 100	20	7-1	268	679	50	H24
H23-7	SCS13	400 100	20	7-2	243	663	46	H24
H23-7	SCS13	400 1000	20	7C1	238	705	53	H24
H23-7	SCS13	400 1000	20	7C2	275	688	45	H24
H23-7	SCS13	400 2400	20	1d-1	279	706	51	H24
H23-7	SCS13	400 2400	20	1d-2	246	695	48	H24

表9 モデル合金 引張試験結果 (3/3)

部材名	鋼種	熱時効条件 温度(°C)時間(h)	試験温度 (°C)	試験片 No.	0.2%耐力 (MPa)	引張応力 (MPa)	最大伸び (%)	実施年度
H23-8	SCS13	unaging	20	8A-1	237	237	237	H23
H23-8	SCS13	unaging	20	8A-2	236	236	236	H23
H23-8	SCS13	350 1000	20	8A1	252	560	56	H24
H23-8	SCS13	350 1000	20	b1	245	546	48	H24
H23-8	SCS13	350 5000	20	8B1	247	589	57	H25
H23-8	SCS13	350 5000	20	8B2	249	571	56	H25
H23-8	SCS13	400 100	20	8-1	258	575	61	H24
H23-8	SCS13	400 100	20	8-2	256	601	62	H24
H23-8	SCS13	400 1000	20	8C1	255	588	52	H24
H23-8	SCS13	400 1000	20	8C2	232	595	46	H24
H23-8	SCS13	400 2400	20	1d-1	265	610	63	H24
H23-8	SCS13	400 2400	20	1d-2	256	599	46	H24
H23-9	SCS16A	unaging	20	9A-1	303	303	303	H23
H23-9	SCS16A	unaging	20	9A-2	303	303	303	H23
H23-9	SCS16A	350 1000	20	9A1	312	612	56	H24
H23-9	SCS16A	350 1000	20	9A2	316	629	41	H24
H23-9	SCS16A	350 5000	20	9B1	313	628	47	H25
H23-9	SCS16A	350 5000	20	9B2	317	652	44	H25
H23-9	SCS16A	400 100	20	9-1	324	607	35	H24
H23-9	SCS16A	400 100	20	9-2	305	577	38	H24
H23-9	SCS16A	400 1000	20	9C1	337	638	47	H24
H23-9	SCS16A	400 1000	20	9C2	310	267	36	H24
H23-9	SCS16A	400 2400	20	1d-1	305	628	48	H24
H23-9	SCS16A	400 2400	20	1d-2	316	647	51	H24

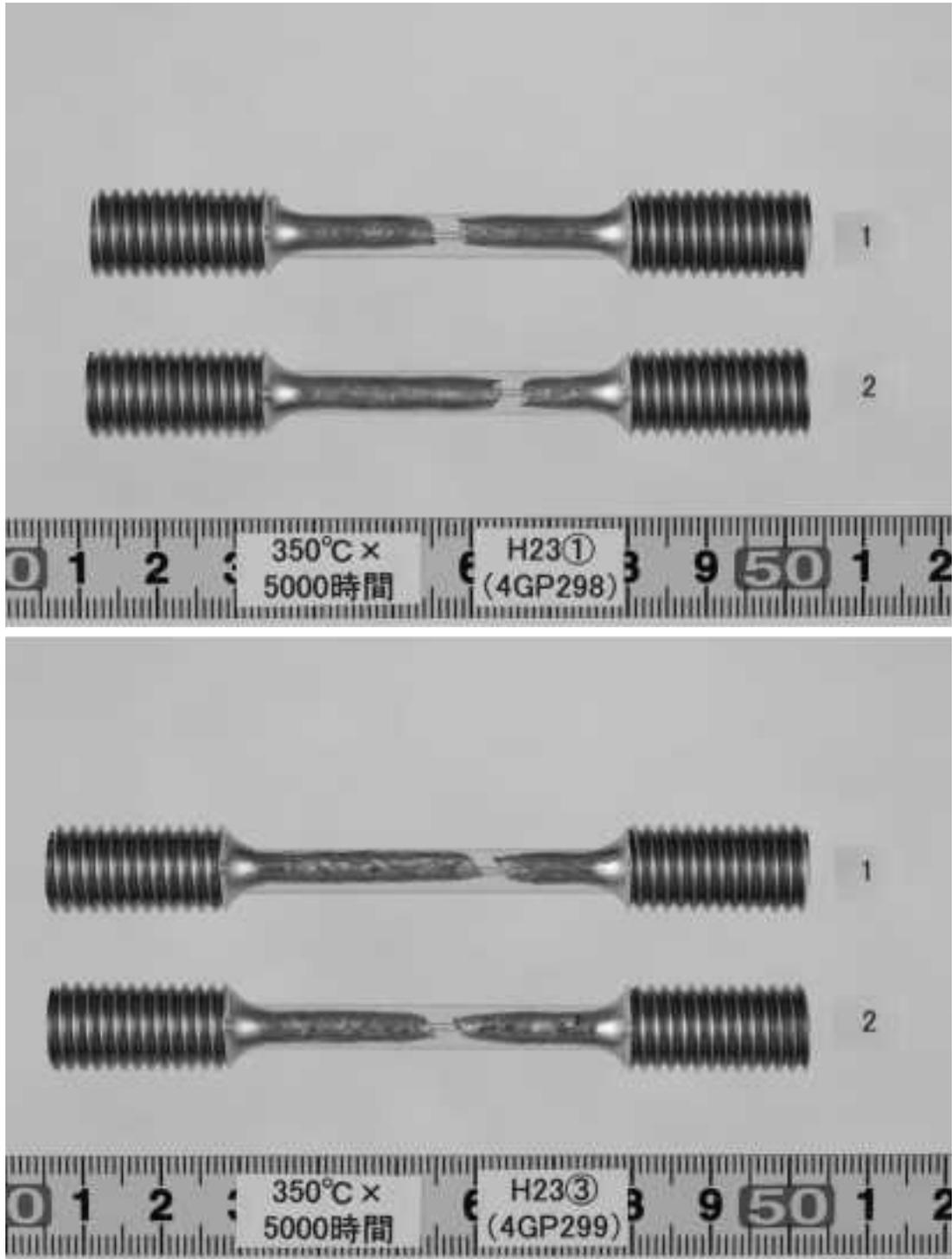


図3 モデル合金 引張試験後の試験片外観 (1/5)

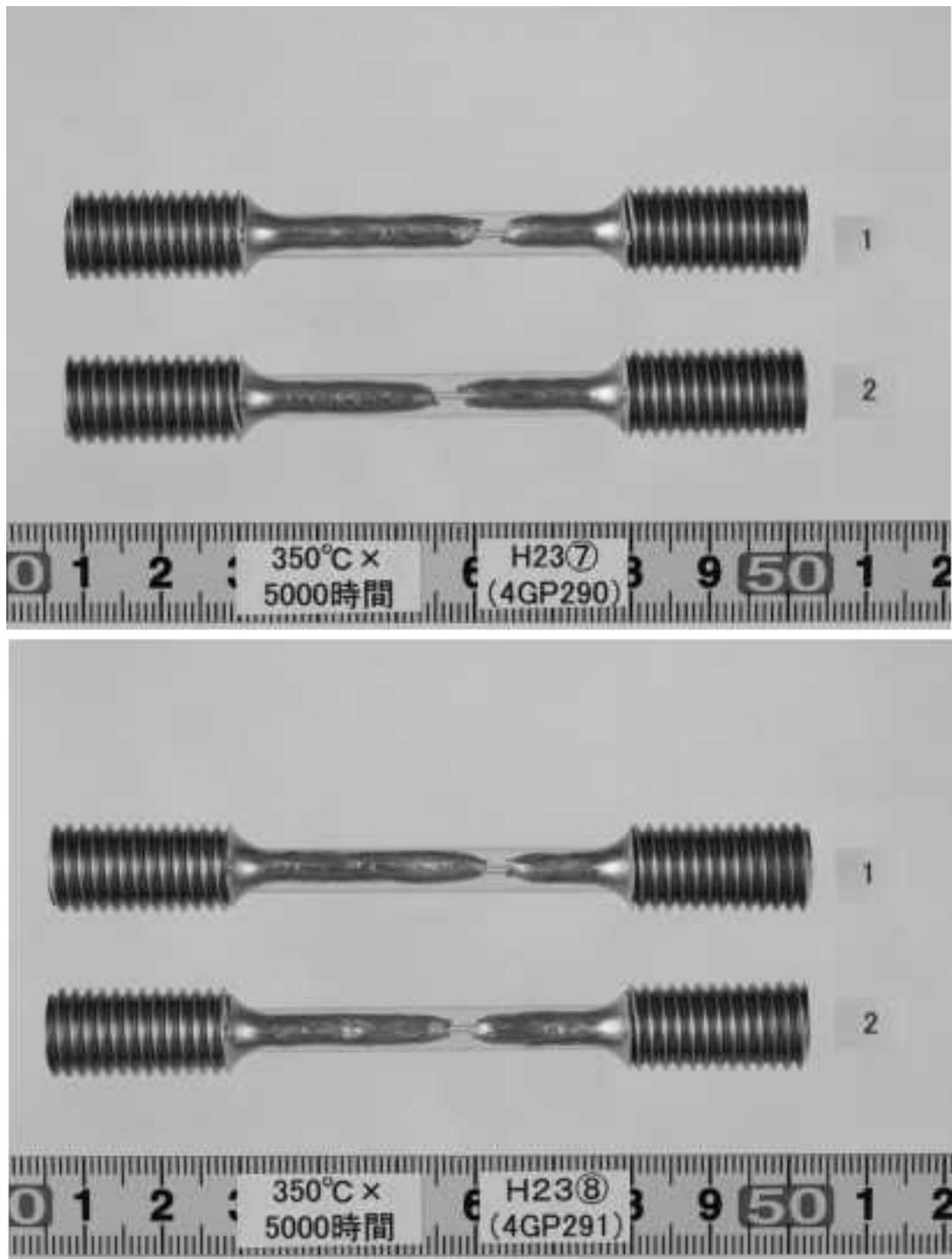


図4 モデル合金 引張試験後の試験片外観 (2/5)

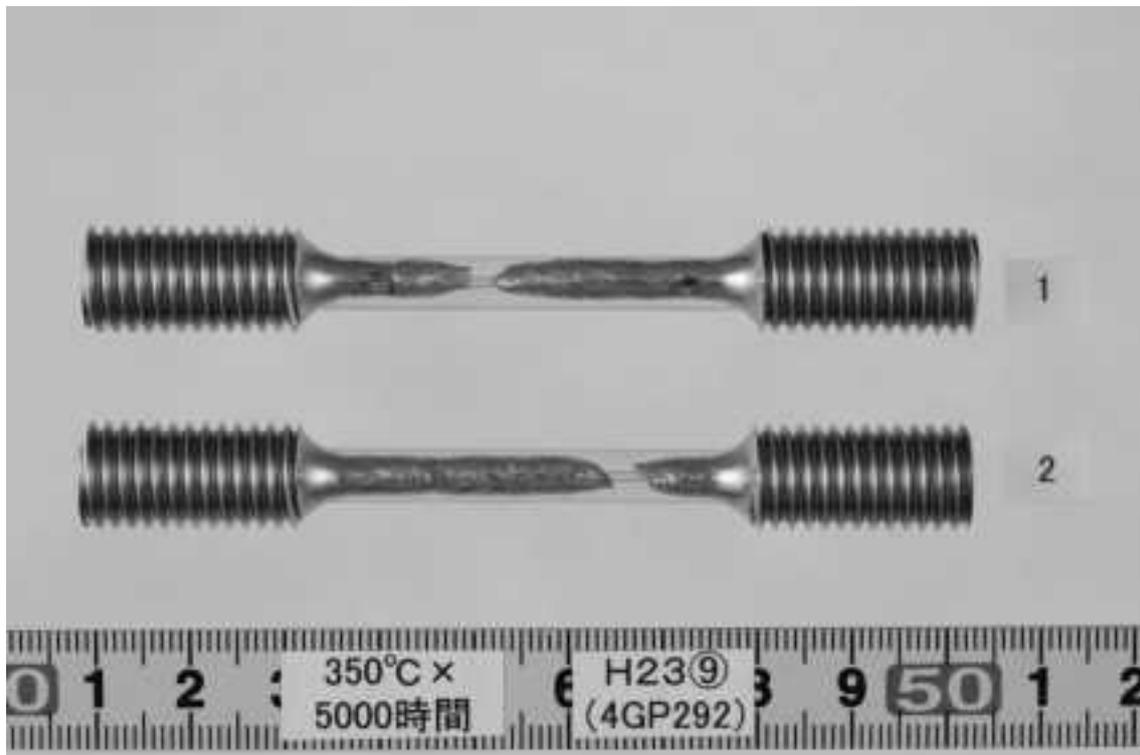


図5 モデル合金 引張試験後の試験片外観 (3/5)

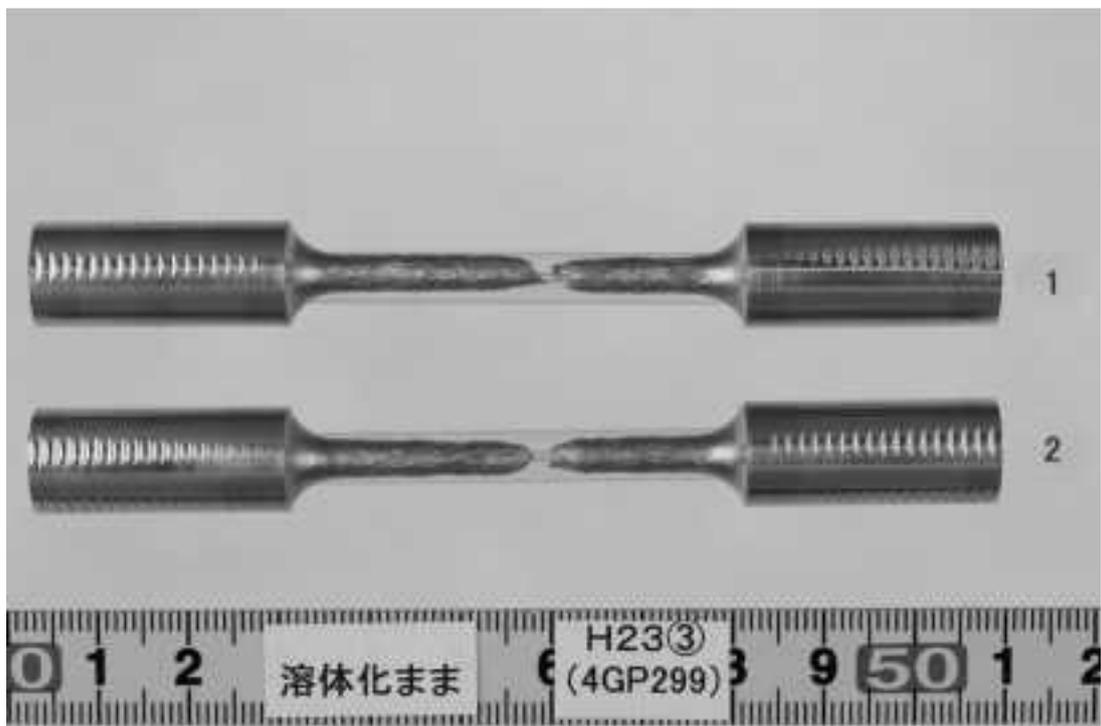
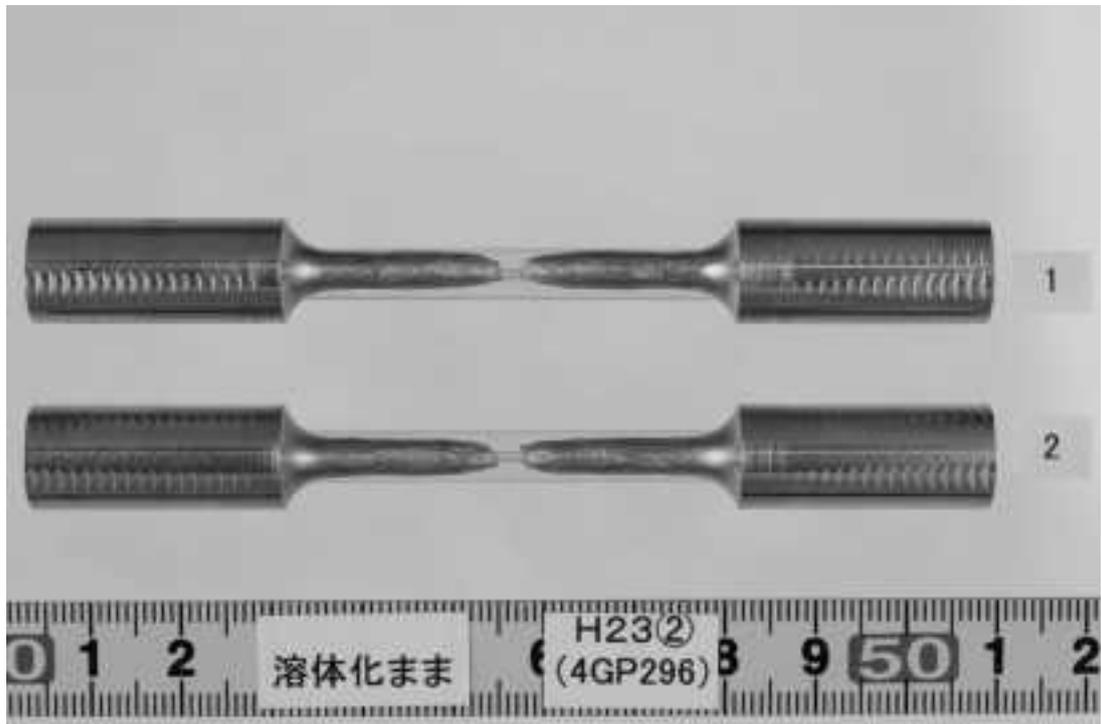


図6 モデル合金 引張試験後の試験片外観 (4/5)

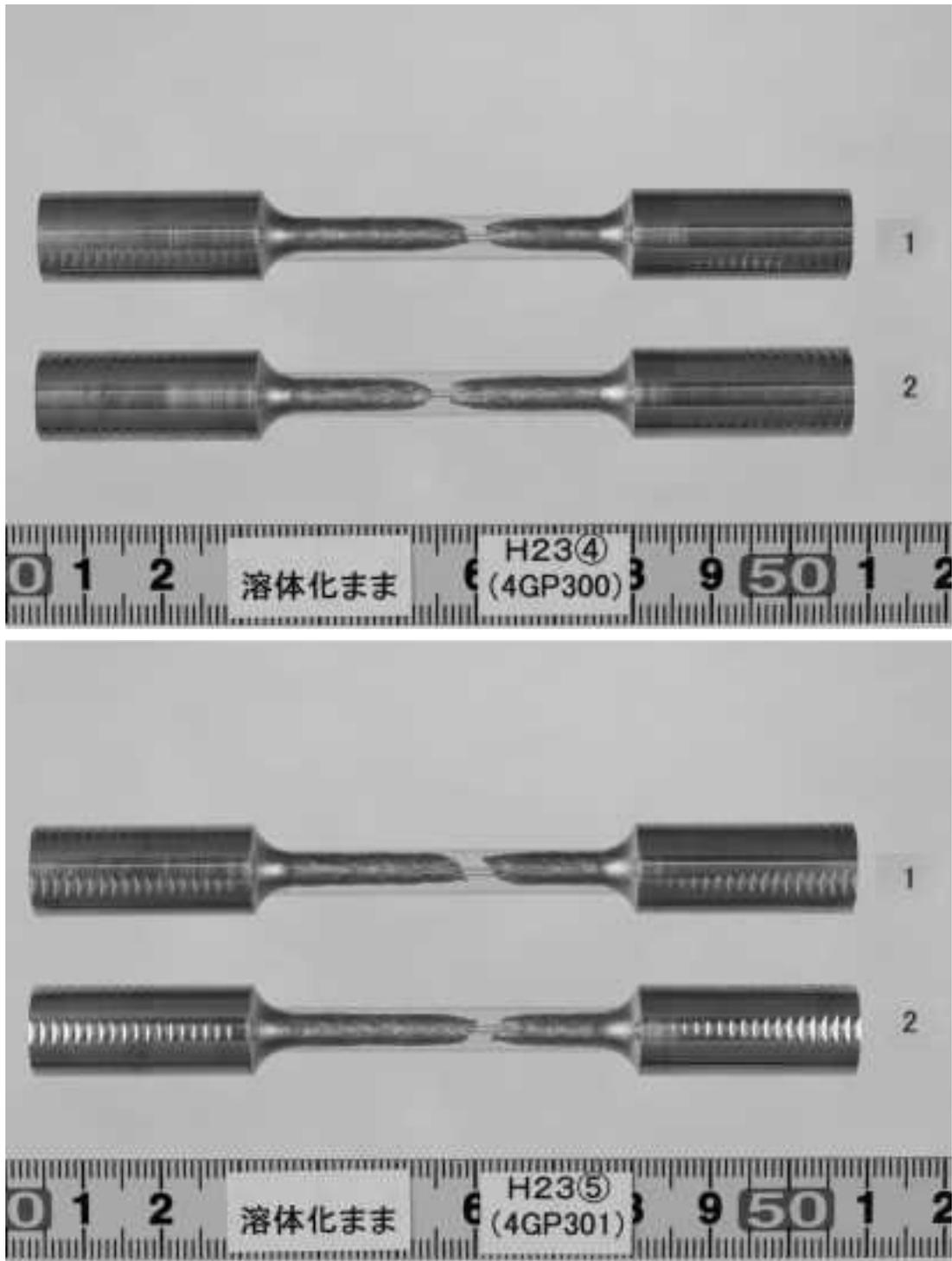


図7 モデル合金 引張試験後の試験片外観 (5/5)

表 10 モデル合金 マイクロビッカース硬さ試験結果

部材名	鋼種	熱時効条件		HV			
		温度 (°C)	時間 (h)	ave.	max	min	$\sigma$
H22-1	SCS13	unaging		254	227	281	17
H22-1	SCS13	400	10	351	308	406	32
H22-1	SCS13	400	100	420	375	454	26
H22-1	SCS13	400	1000	450	339	496	53
H22-1	SCS13	400	10000	492	429	579	51
H22-1	SCS13	350	100	365	301	406	40
H22-1	SCS13	350	1000	364	307	411	37
H22-1	SCS13	350	5000	418	350	502	42
H22-1	SCS13	350	10000	495	467	527	16
H22-5	SCS13	unaging		306	241	330	26
H22-5	SCS13	400	10	318	280	364	27
H22-5	SCS13	400	100	421	378	479	35
H22-5	SCS13	400	1000	478	411	526	36
H22-5	SCS13	400	10000	531	479	580	39
H22-5	SCS13	350	100	379	312	438	41
H22-5	SCS13	350	1000	433	402	458	17
H22-5	SCS13	350	5000	470	402	552	43
H22-5	SCS13	350	10000	498	429	580	43
H23-1	SCS16A	unaging		332	290	357	20
H23-1	SCS16A	400	10	439	307	490	60
H23-1	SCS16A	400	100	518	438	552	37
H23-1	SCS16A	400	1000	546	502	594	35
H23-1	SCS16A	400	2400	588	538	642	30
H23-1	SCS16A	400	10000	633	526	715	72
H23-1	SCS16A	350	100	469	411	490	28
H23-1	SCS16A	350	1000	488	420	538	38
H23-1	SCS16A	350	2400	561	468	610	47
H23-1	SCS16A	350	5000	620	502	659	44
H23-1	SCS16A	350	10000	636	526	736	62
H23-5	SCS16A	unaging		332	285	371	28
H23-5	SCS16A	400	10	387	312	490	53
H23-5	SCS16A	400	100	452	402	479	31
H23-5	SCS16A	400	1000	512	420	580	49
H23-5	SCS16A	400	2400	554	438	677	75
H23-5	SCS16A	400	10000	626	342	715	121
H23-5	SCS16A	350	100	430	280	502	78
H23-5	SCS16A	350	1000	480	378	538	57
H23-5	SCS16A	350	2400	568	479	626	49
H23-5	SCS16A	350	5000	657	594	696	36
H23-5	SCS16A	350	10000	640	357	757	114
H22-8	-	400	10000	275	245	301	18
H22-8	-	350	10000	283	271	296	7
H22-9	-	400	10000	338	296	364	24
H22-9	-	350	10000	317	307	330	7
H22-11	-	400	10000	524	458	552	28
H22-11	-	350	10000	503	479	538	19

## 別紙 6

### PhaseField 法による 鋳造凝固過程計算結果

Argonne National Laboratory (以下 ANL) が発表している論文(参 3.1-8)の掲載材料を Phase Field 法を用いた鑄造凝固過程のシミュレーションで計算した結果を図 1～図 10 に示す

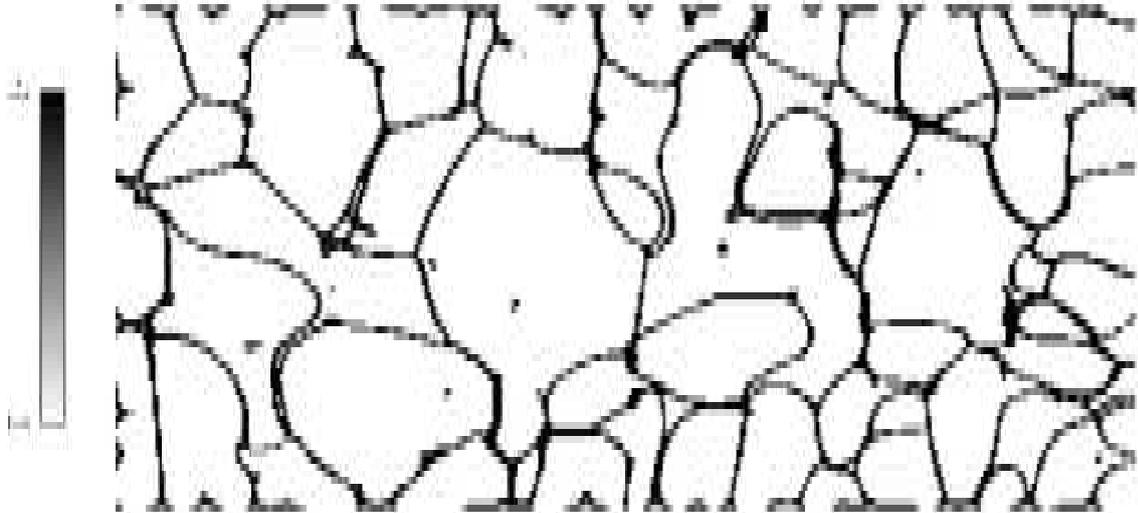


図1 ANL-P3の凝固完了組織

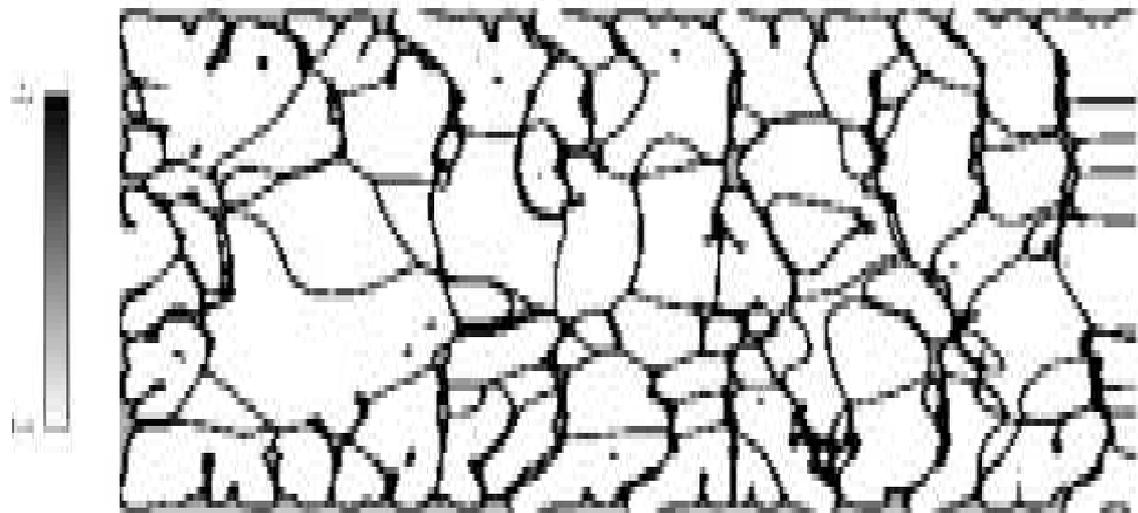


図2 ANL-49の凝固完了組織

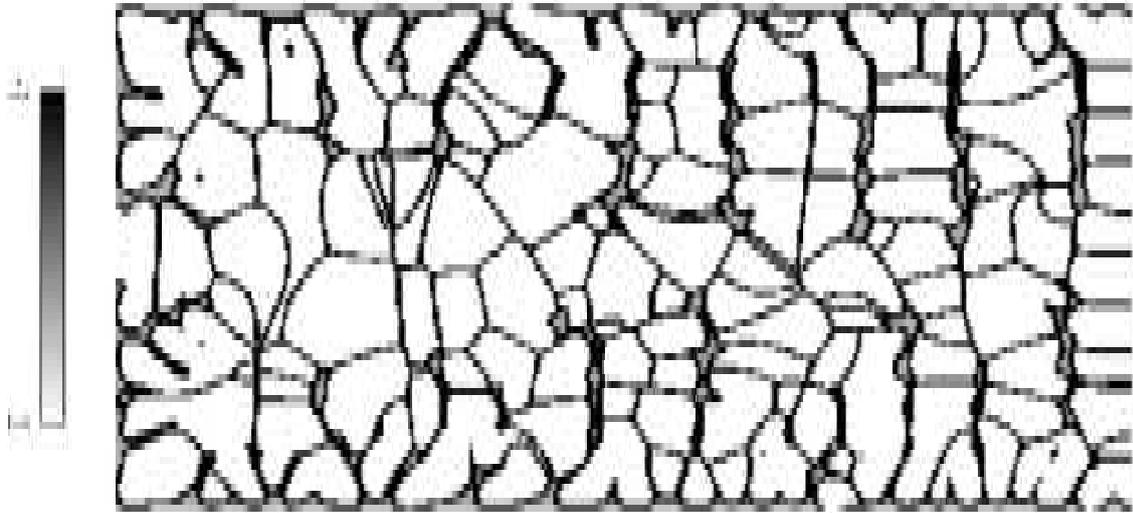


図3 ANL-48の凝固完了組織

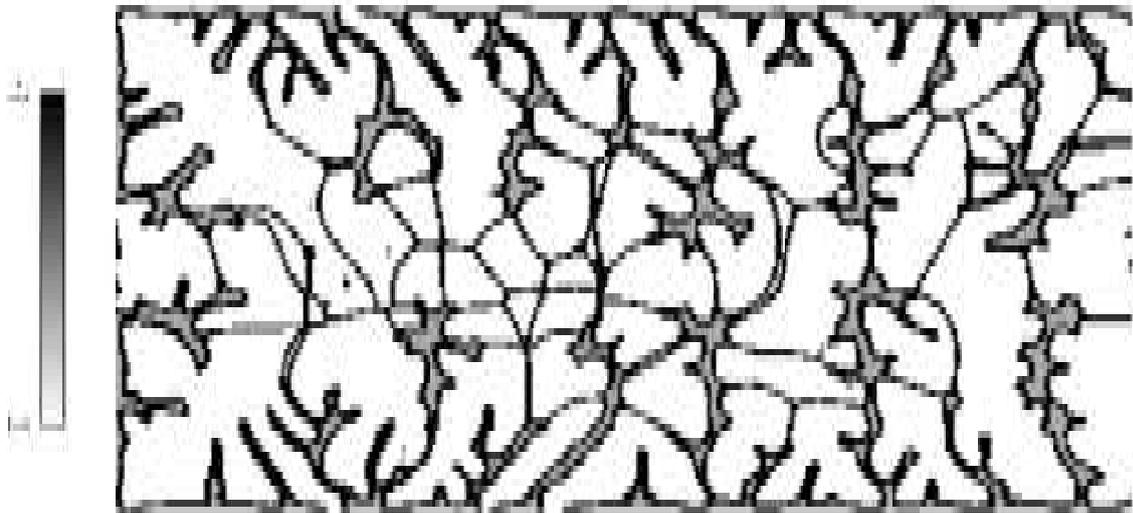


図4 ANL-P2の凝固完了組織

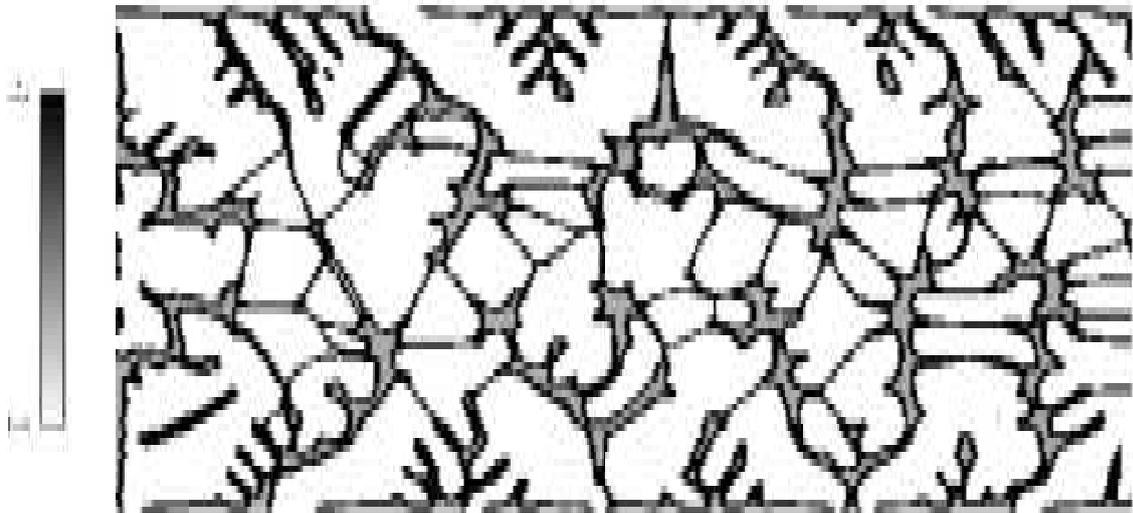


図 5 ANL-I の凝固完了組織



図 6 ANL-51 の凝固完了組織

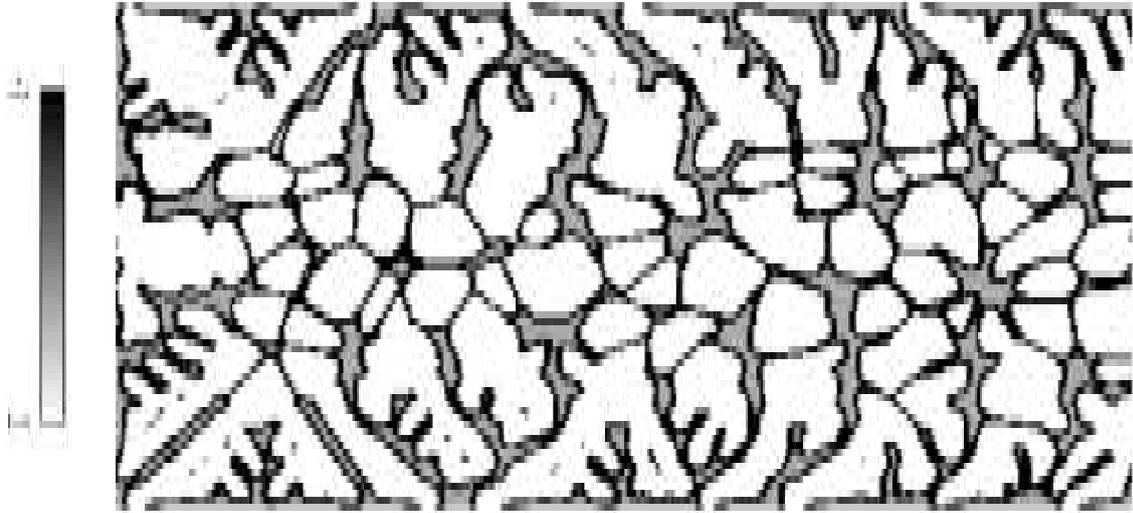


図7 ANL-60の凝固完了組織

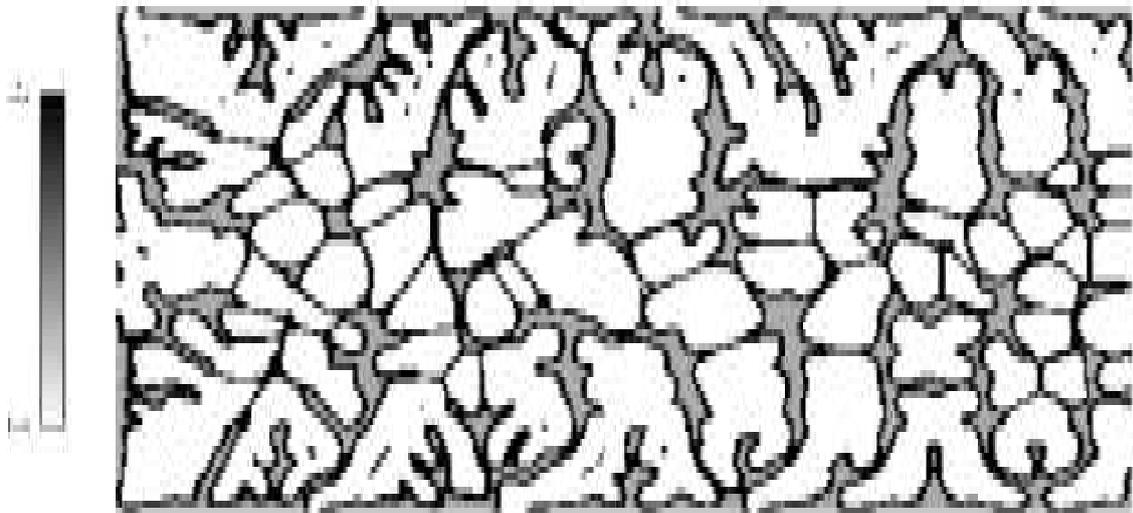


図8 ANL-68の凝固完了組織

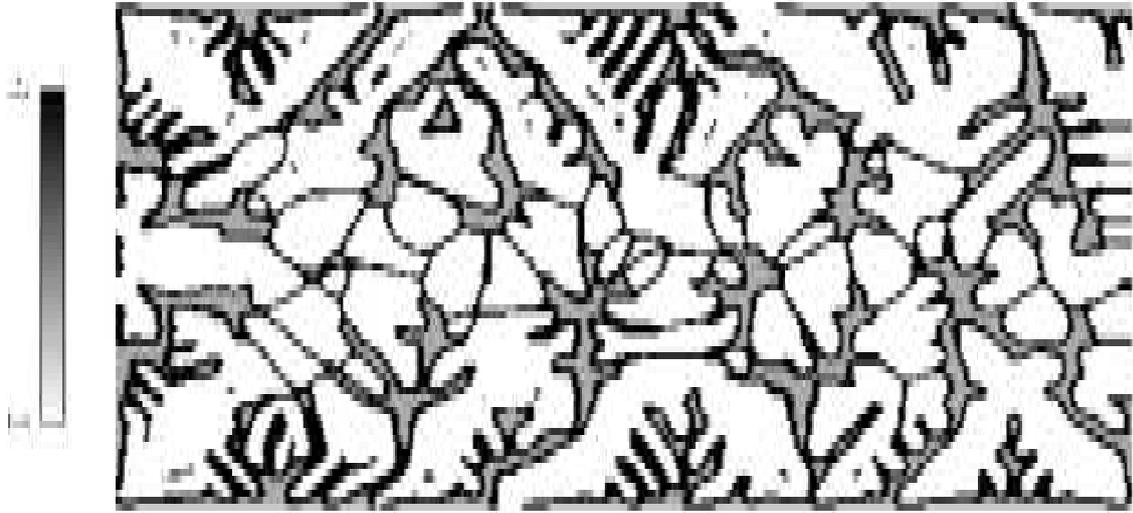


図 9 ANL-69 の凝固完了組織



図 11 ANL-P1 の凝固完了組織

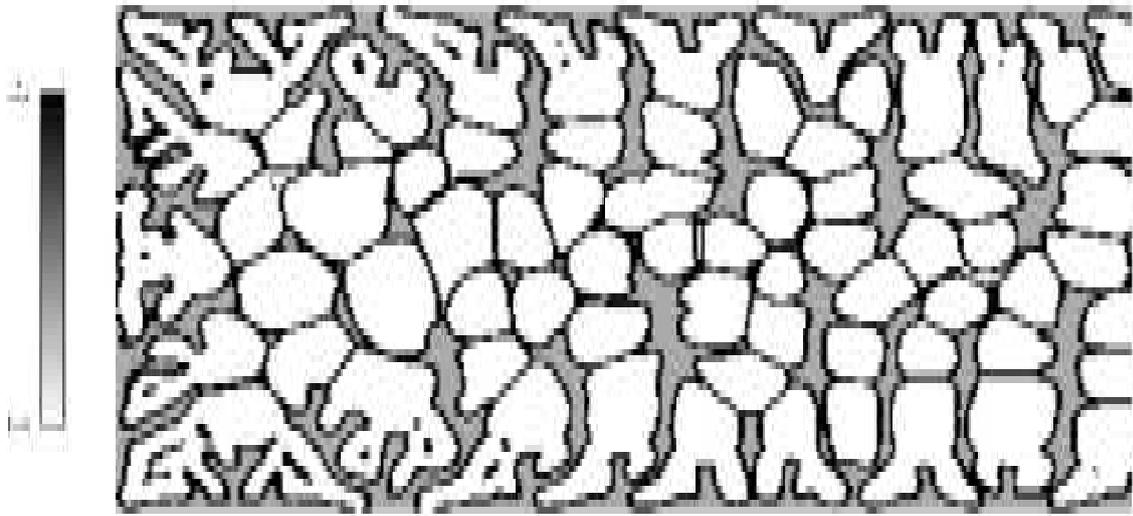


図 12 ANL-59 の凝固完了組織

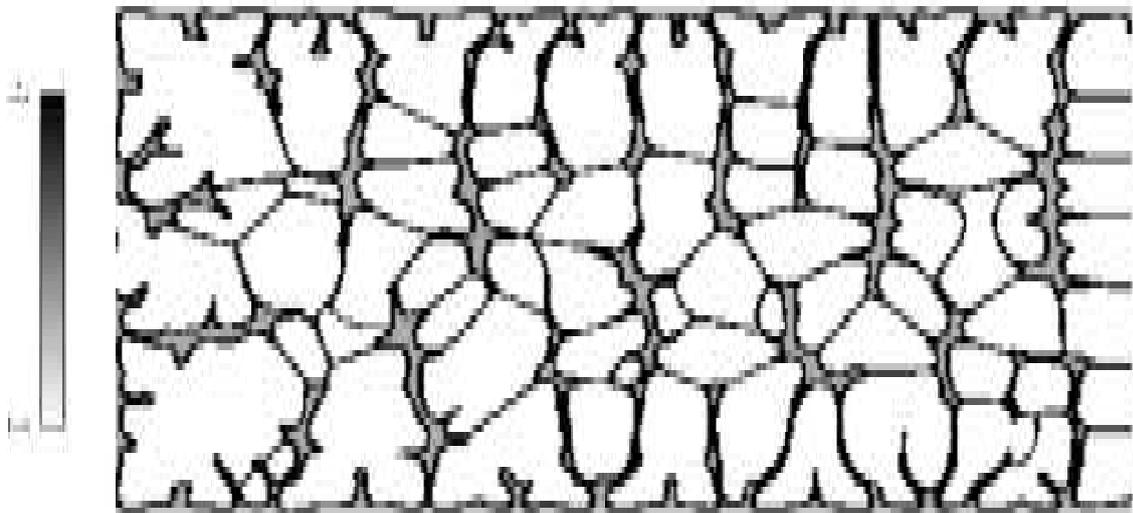


図 13 ANL-52 の凝固完了組織

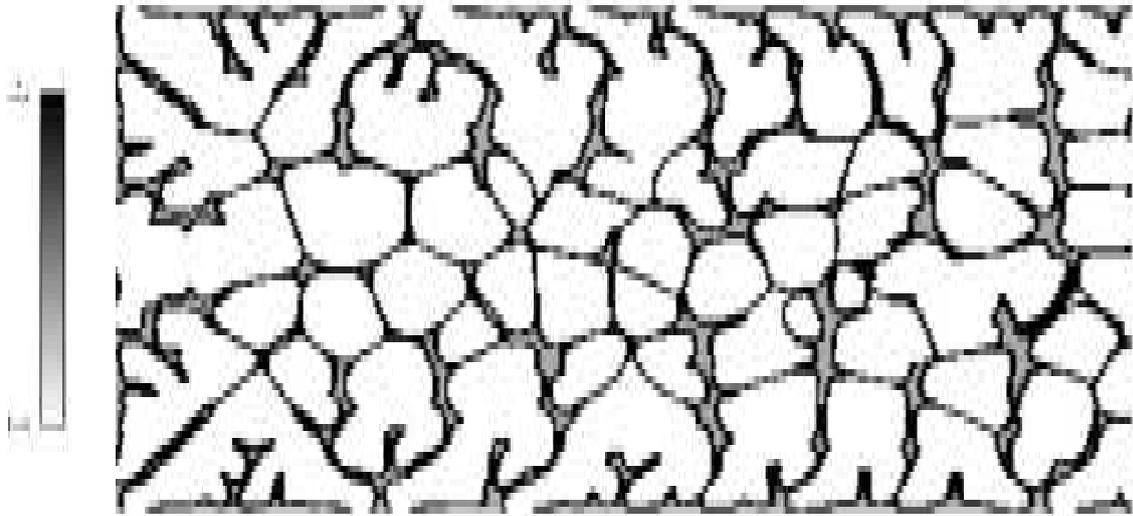


図 14 ANL-61 の凝固完了組織

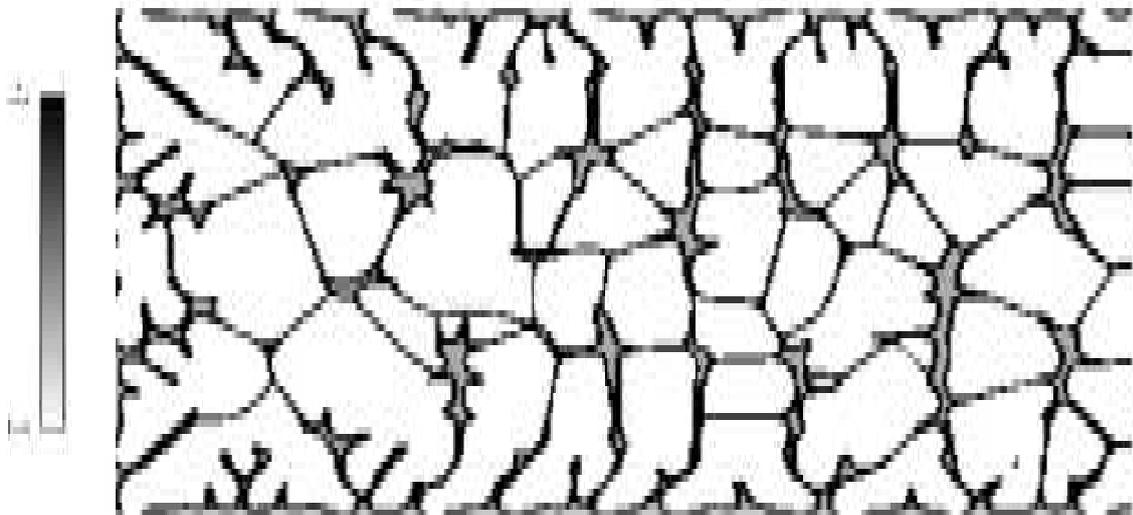


図 15 ANL-56 の凝固完了組織

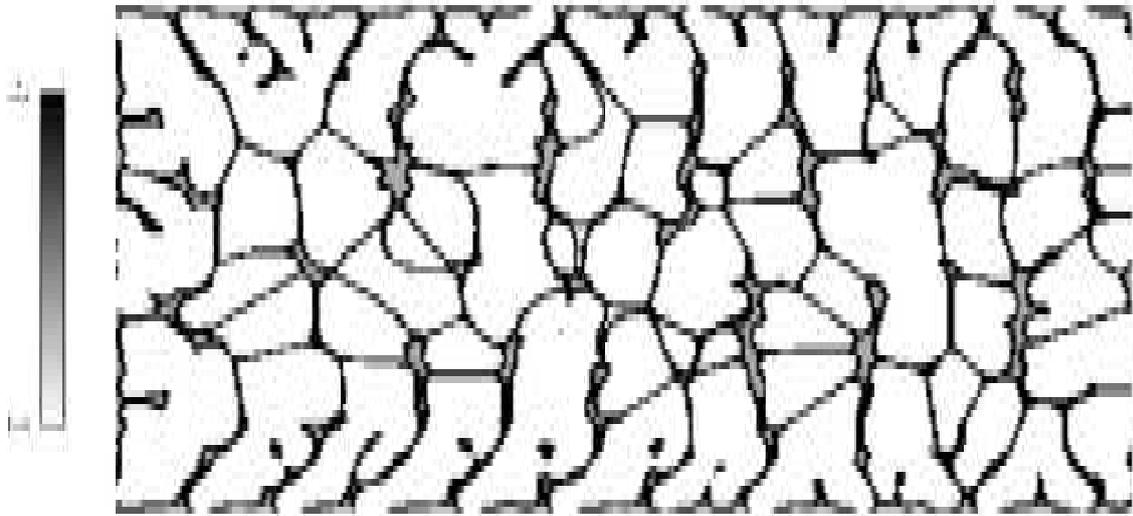


図 16 ANL-73 の凝固完了組織

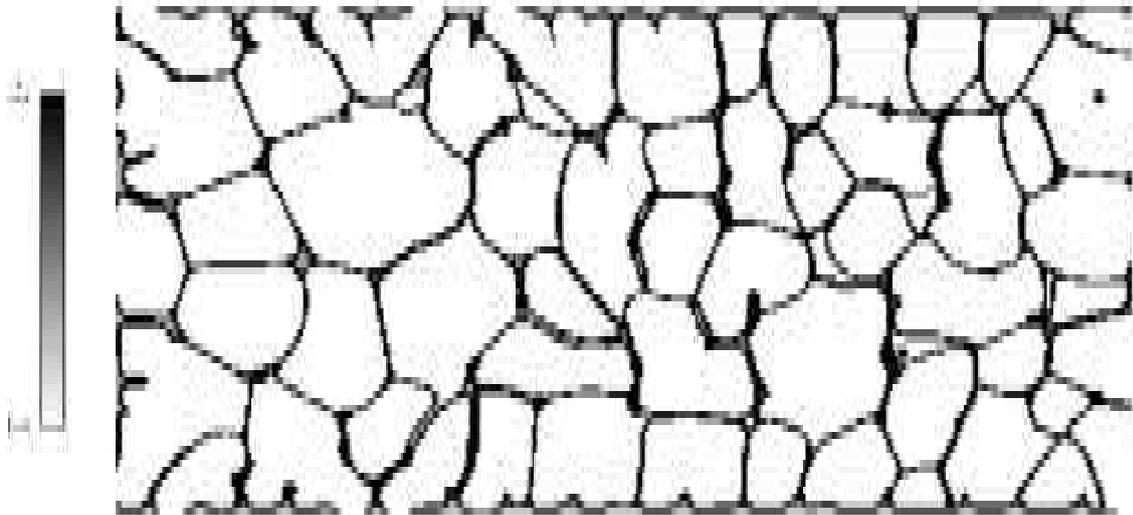


図 17 ANL-50 の凝固完了組織

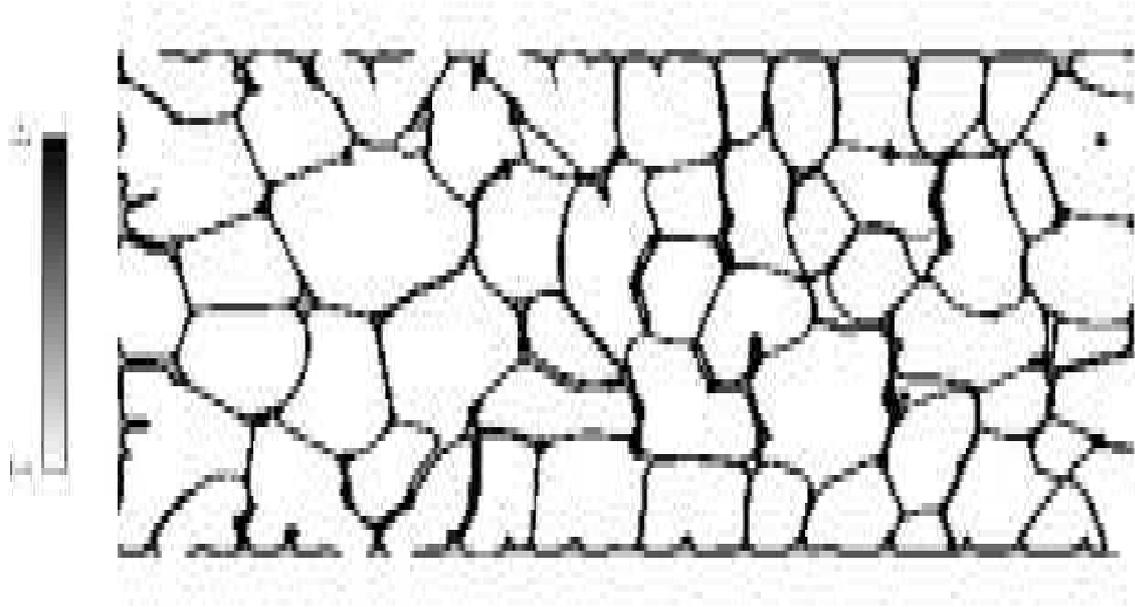


図 18 ANL-57 の凝固完了組織

## 別紙 7

PhaseField 法による応力場を考慮したスピノーダル分解解析

## 1. Fe-Cr-Ni-Mo 四成分系における外力を考慮した整合相分離に関する計算理論の構築

Fe-Cr-Ni-Mo 四成分系において、非等方弾性体を想定し、整合相分離における弾性拘束まで考慮でき、さらに熱応力を想定した任意の引張応力作用下での解析ができるフェーズフィールド計算理論[1-4]を構築する。全自由エネルギー汎関数の計算においては、化学的エネルギー(磁気項も含む)、濃度勾配エネルギー、弾性歪エネルギー(非等方弾性体を想定する。なお弾性不均質性は簡単のため考慮しない。)、および外力のポテンシャルエネルギーを考慮する。

### 1.1 全自由エネルギーの評価[1-4]

フェーズフィールド法にて組織形成を定量的に計算するためには、まず不均一組織が有する全自由エネルギー  $G_{sys}$  の正確な評価が必要である。Fe-Cr-Ni-Mo 合金における計算式は以下のように与えられる。

$$G_{sys} = G_c + E_{grad} + E_{str} \quad (2.1)$$

右辺第一項の  $G_c$  は均一場のギブスエネルギーで、 $E_{grad}$  と  $E_{str}$  は、それぞれ濃度勾配エネルギー、および弾性歪エネルギーである。なおここで扱う外力のポテンシャルエネルギーは、外部応力に起因する力学的エネルギーであるので、 $E_{str}$  に含まれる形式にて定式化を行う。以下、個々のエネルギーの評価法について説明する。

#### (1) 化学的自由エネルギー

平均場のギブスエネルギーは、

$$G_c = \int_{\mathbf{r}} G_c^\alpha \{c_p(\mathbf{r}, t), T\} d\mathbf{r} \quad (2.2)$$

と表現される。 $G_c^\alpha \{c_i(\mathbf{r}, t), T\}$  は、 $\alpha$ 相のギブスエネルギーで、 $T$  は絶対温度、 $c_i(\mathbf{r}, t)$  は時間  $t$  において、組織内の位置  $\mathbf{r}$  に存在する成分  $i$  の濃度である。添え字の  $i = 1, 2, 3, 4$  は、それぞれ Fe, Cr, Ni, および Mo に対応している。

ギブスエネルギー関数のデータは、Thermo-Calc等の平衡状態図の熱力学データベースより容易に入手可能である[5]。Fe-Cr-Ni-Mo系の場合、 $\alpha(\text{bcc})$  相のギブスエネルギーは、準正則溶体近似(磁性項  ${}^{mg}G_m^\alpha$  を含む)[5]に基づき、

$$G_c^\alpha(c_p, T) = {}^\circ G_1^\alpha c_1 + {}^\circ G_2^\alpha c_2 + {}^\circ G_3^\alpha c_3 + {}^\circ G_4^\alpha c_4 + {}^E G_m^\alpha + {}^{mg} G_m^\alpha + RT(c_1 \ln c_1 + c_2 \ln c_2 + c_3 \ln c_3 + c_4 \ln c_4) \quad (2.3)$$
$${}^E G_m^\alpha = L_{1,2}^\alpha(c_i, T)c_1 c_2 + L_{1,3}^\alpha(c_i, T)c_1 c_3 + L_{1,4}^\alpha(c_i, T)c_1 c_4 + L_{2,3}^\alpha(c_i, T)c_2 c_3 + L_{2,4}^\alpha(c_i, T)c_2 c_4 + L_{3,4}^\alpha(c_i, T)c_3 c_4$$
$$+ L_{1,2,3}^\alpha(c_i, T)c_1 c_2 c_3 + L_{1,3,4}^\alpha(c_i, T)c_1 c_3 c_4$$

$${}^{mg} G_m^\alpha = RT \ln(\beta^\alpha + 1) f(\tau) \quad (2.4)$$

にて表現され、この自由エネルギー表記における熱力学的パラメータは、Thermo.-Calc. (Ver.M)[6]において、以下のように与えられている(単位: J/mol)。

**Bcc**(1 sublattice, sites: 1, constituents: Fe, Cr, Ni, Mo)

$$\begin{aligned}
I_{1,2}^\alpha &= 20500 - 9.68T, \\
I_{1,3}^\alpha &= -956.63 - 1.28726T + (1789.03 - 1.92912T)(c_1 - c_3), \\
I_{1,4}^\alpha &= 36818 - 9.141T + (-362 - 5.724T)(c_1 - c_4), \\
I_{2,3}^\alpha &= 17170 - 11.8199T + (34418 - 11.8577T)(c_2 - c_3), \\
I_{2,4}^\alpha &= 28890 - 7.962T + (5974 - 2.428T)(c_2 - c_4), \\
I_{3,4}^\alpha &= 46422, \\
I_{1,2,3}^\alpha &= (-2673 + 2.0415T)c_2, \\
I_{1,3,4}^\alpha &= (-35743)c_1, \\
T_C^\alpha &= 1043c_1 - 311.5c_2 + 575c_3 \\
&\quad + \{1650 + (-550)(c_1 - c_2)\}c_1c_2 + \{335 + 526(c_1 - c_4)\}c_1c_4 + \{2373 + 617(c_2 - c_3)\}c_2c_3 \\
\beta^\alpha &= 2.22c_1 - 0.01c_2 + 0.85c_3 - 0.85c_1c_2 + 4c_2c_3
\end{aligned} \tag{2.5}$$

純成分の自由エネルギーは、SGTE のデータベース[5]から得られるが、本計算に関係する結晶構造は bcc のみであるので、自由エネルギーの基準を常磁性 bcc に取り、 ${}^\circ G_1^\alpha(T) = {}^\circ G_2^\alpha(T) = {}^\circ G_3^\alpha(T) = {}^\circ G_4^\alpha(T) = 0$  と置く。式(2.4)の磁気項  ${}^{mg}G_m^\alpha$  内の関数  $f(\tau)$  [5]は、

$$f(\tau) = 1 - \frac{1}{D} \left\{ \frac{79\tau^{-1}}{140p} + \frac{474}{497} \left( \frac{1}{p} - 1 \right) \left( \frac{\tau^3}{6} + \frac{\tau^9}{135} + \frac{\tau^{15}}{600} \right) \right\}, \quad (\tau \leq 1), \quad f(\tau) = -\frac{1}{D} \left( \frac{\tau^{-5}}{10} + \frac{\tau^{-15}}{315} + \frac{\tau^{-25}}{1500} \right), \quad (\tau > 1)$$

にて与えられ、ここで、

$$D = \frac{518}{1125} + \frac{11692}{15975} \left( \frac{1}{p} - 1 \right), \quad p = 0.40, \text{ (for bcc\_A2)}, \quad p = 0.28, \text{ (for other common phases)} \\
\tau = T / T_C$$

である。ギブスエネルギー式(2.3)を濃度場で偏微分することにより、式(2.2)の濃度場に関する汎関数微分は、

$$\begin{aligned}
\frac{\delta G_{\text{chem}}}{\delta c_2} &= \frac{\partial G_c^\alpha}{\partial c_2} = \mu_2 - \mu_1 = {}^\circ G_2^\alpha(T) - {}^\circ G_1^\alpha(T) + RT \{ \ln c_2 - \ln(1 - c_2 - c_3 - c_4) \} + \frac{\partial {}^E G_m^\alpha}{\partial c_2} + \frac{\partial {}^{mg} G_m^\alpha}{\partial c_2}, \\
\frac{\delta G_{\text{chem}}}{\delta c_3} &= \frac{\partial G_c^\alpha}{\partial c_3} = \mu_3 - \mu_1 = {}^\circ G_3^\alpha(T) - {}^\circ G_1^\alpha(T) + RT \{ \ln c_3 - \ln(1 - c_2 - c_3 - c_4) \} + \frac{\partial {}^E G_m^\alpha}{\partial c_3} + \frac{\partial {}^{mg} G_m^\alpha}{\partial c_3}, \\
\frac{\delta G_{\text{chem}}}{\delta c_4} &= \frac{\partial G_c^\alpha}{\partial c_4} = \mu_4 - \mu_1 = {}^\circ G_4^\alpha(T) - {}^\circ G_1^\alpha(T) + RT \{ \ln c_4 - \ln(1 - c_2 - c_3 - c_4) \} + \frac{\partial {}^E G_m^\alpha}{\partial c_4} + \frac{\partial {}^{mg} G_m^\alpha}{\partial c_4}
\end{aligned} \tag{2.6}$$

と計算される。ここで、

$$\begin{aligned}\frac{\partial^E G_m^\alpha}{\partial c_2} &= L_{1,2}^\alpha (c_1 - c_2) - L_{1,3}^\alpha c_3 - L_{1,4}^\alpha c_4 + L_{2,3}^\alpha c_3 + L_{2,4}^\alpha c_4 + L_{1,2,3}^\alpha (c_1 - c_2)c_3 - L_{1,3,4}^\alpha c_3 c_4 \\ &\quad + \frac{\partial L_{1,2}^\alpha}{\partial c_2} c_1 c_2 + \frac{\partial L_{1,3}^\alpha}{\partial c_2} c_1 c_3 + \frac{\partial L_{1,4}^\alpha}{\partial c_2} c_1 c_4 + \frac{\partial L_{2,3}^\alpha}{\partial c_2} c_2 c_3 + \frac{\partial L_{2,4}^\alpha}{\partial c_2} c_2 c_4 + \frac{\partial L_{1,2,3}^\alpha}{\partial c_2} c_1 c_2 c_3 + \frac{\partial L_{1,3,4}^\alpha}{\partial c_2} c_1 c_3 c_4,\end{aligned}$$

$$\begin{aligned}\frac{\partial^E G_m^\alpha}{\partial c_3} &= -L_{1,2}^\alpha c_2 + L_{1,3}^\alpha (c_1 - c_3) - L_{1,4}^\alpha c_4 + L_{2,3}^\alpha c_2 + L_{3,4}^\alpha c_4 + L_{1,2,3}^\alpha (c_1 - c_3)c_2 + L_{1,3,4}^\alpha (c_1 - c_3)c_4 \\ &\quad + \frac{\partial L_{1,2}^\alpha}{\partial c_3} c_1 c_2 + \frac{\partial L_{1,3}^\alpha}{\partial c_3} c_1 c_3 + \frac{\partial L_{1,4}^\alpha}{\partial c_3} c_1 c_4 + \frac{\partial L_{2,3}^\alpha}{\partial c_3} c_2 c_3 + \frac{\partial L_{3,4}^\alpha}{\partial c_3} c_3 c_4 + \frac{\partial L_{1,2,3}^\alpha}{\partial c_3} c_1 c_2 c_3 + \frac{\partial L_{1,3,4}^\alpha}{\partial c_3} c_1 c_3 c_4,\end{aligned}$$

$$\begin{aligned}\frac{\partial^E G_m^\alpha}{\partial c_4} &= -L_{1,2}^\alpha c_2 - L_{1,3}^\alpha c_3 + L_{1,4}^\alpha (c_1 - c_4) + L_{2,4}^\alpha c_2 + L_{3,4}^\alpha c_3 - L_{1,2,3}^\alpha c_2 c_3 + L_{1,3,4}^\alpha (c_1 - c_4)c_3 \\ &\quad + \frac{\partial L_{1,2}^\alpha}{\partial c_4} c_1 c_2 + \frac{\partial L_{1,3}^\alpha}{\partial c_4} c_1 c_3 + \frac{\partial L_{1,4}^\alpha}{\partial c_4} c_1 c_4 + \frac{\partial L_{2,4}^\alpha}{\partial c_4} c_2 c_4 + \frac{\partial L_{3,4}^\alpha}{\partial c_4} c_3 c_4 + \frac{\partial L_{1,2,3}^\alpha}{\partial c_4} c_1 c_2 c_3 + \frac{\partial L_{1,3,4}^\alpha}{\partial c_4} c_1 c_3 c_4,\end{aligned}$$

$$\frac{\partial^{ms} G_m^\alpha}{\partial c_2} = RT \frac{f(\tau)}{\beta^\alpha + 1} \left( \frac{\partial \beta^\alpha}{\partial c_2} \right) + RT \ln(\beta^\alpha + 1) \left( \frac{\partial f}{\partial \tau} \right) \left( -\frac{T}{(T_c^\alpha)^2} \right) \left( \frac{\partial T_c^\alpha}{\partial c_2} \right),$$

$$\frac{\partial^{ms} G_m^\alpha}{\partial c_3} = RT \frac{f(\tau)}{\beta^\alpha + 1} \left( \frac{\partial \beta^\alpha}{\partial c_3} \right) + RT \ln(\beta^\alpha + 1) \left( \frac{\partial f}{\partial \tau} \right) \left( -\frac{T}{(T_c^\alpha)^2} \right) \left( \frac{\partial T_c^\alpha}{\partial c_3} \right),$$

$$\frac{\partial^{ms} G_m^\alpha}{\partial c_4} = RT \frac{f(\tau)}{\beta^\alpha + 1} \left( \frac{\partial \beta^\alpha}{\partial c_4} \right) + RT \ln(\beta^\alpha + 1) \left( \frac{\partial f}{\partial \tau} \right) \left( -\frac{T}{(T_c^\alpha)^2} \right) \left( \frac{\partial T_c^\alpha}{\partial c_4} \right),$$

$$\frac{\partial f}{\partial \tau} = -\frac{1}{D} \left\{ -\frac{79\tau^{-2}}{140p} + \frac{474}{497} \left( \frac{1}{p} - 1 \right) \left( \frac{\tau^2}{2} + \frac{\tau^8}{15} + \frac{\tau^{14}}{40} \right) \right\}, (\tau \leq 1),$$

$$\frac{\partial f}{\partial \tau} = -\frac{1}{D} \left( -\frac{\tau^{-6}}{2} - \frac{\tau^{-16}}{21} - \frac{\tau^{-26}}{60} \right), (\tau > 1)$$

である。

## (2) 濃度勾配エネルギー

濃度勾配エネルギー[1]は、

$$E_{\text{grad}} = \int_{\mathbf{r}} \frac{1}{2} \kappa_c \sum_{i=1}^3 \{ \nabla c_i(\mathbf{r}, t) \}^2 d\mathbf{r} \quad (2.7)$$

にて与えられる（物理的に濃度勾配エネルギーは、濃度場の空間不均一性に起因するギブスエネルギーの過剰量である）。 $\kappa_c$ は濃度勾配エネルギー係数とよばれ、本計算では定数と仮定している。

式(2.7)の積分内を書き下すと、 $c_1 = 1 - c_2 - c_3 - c_4$ を考慮して、

$$\begin{aligned}\frac{1}{2} \kappa_c \sum_{i=1}^4 \{ \nabla c_i(\mathbf{r}, t) \}^2 &= \frac{1}{2} \kappa_c \{ (\nabla c_1)^2 + (\nabla c_2)^2 + (\nabla c_3)^2 + (\nabla c_4)^2 \} \\ &= \kappa_c \{ (\nabla c_2)^2 + (\nabla c_3)^2 + (\nabla c_4)^2 + (\nabla c_2)(\nabla c_3) + (\nabla c_2)(\nabla c_4) + (\nabla c_3)(\nabla c_4) \}\end{aligned}$$

となり、式(2.7)の濃度場による汎関数微分は、

$$\begin{aligned}
\frac{\delta E_{\text{grad}}}{\delta c_2} &= -\kappa_c (2\nabla^2 c_2 + \nabla^2 c_3 + \nabla^2 c_4), \\
\frac{\delta E_{\text{grad}}}{\delta c_3} &= -\kappa_c (2\nabla^2 c_3 + \nabla^2 c_2 + \nabla^2 c_4), \\
\frac{\delta E_{\text{grad}}}{\delta c_4} &= -\kappa_c (2\nabla^2 c_4 + \nabla^2 c_2 + \nabla^2 c_3)
\end{aligned} \tag{2.8}$$

となる。三元系以上の濃度勾配エネルギーの特徴は、交差項 $(\nabla c_2)(\nabla c_3)$ 等が現れる点である。もちろんこの項は省略できず、もしこの項を省略すると誤った計算結果が得られる（異方性のない界面エネルギーで、異方性のあるような組織が計算される）。なお A-B 二元合金の場合、濃度勾配エネルギーは $\kappa_c (\nabla c_B)^2$ と表記される場合が多いが、これは、 $(1/2)\kappa_c (\nabla c_A)^2 + (1/2)\kappa_c (\nabla c_B)^2 = \kappa_c (\nabla c_B)^2$ であることを記しておく。 $\kappa_c$ の値の決定については、原子間相互作用パラメータと格子定数を用いる方法、界面エネルギー密度と界面幅を用いる方法、およびスピノーダル分解の優先波長の実験値を用いる方法などがある[1]。

### (3) 弾性歪エネルギー[3,4]

以下においてフーリエ変換が多用されるので、実空間の関数とフーリエ空間の関数を、引数にて区別する表記を採用する。たとえば実空間の濃度場は $c(\mathbf{r})$ と表し、 $c(\mathbf{r})$ のフーリエ変換を $c(\mathbf{k})$ と表す。 $\mathbf{r}$ と $\mathbf{k}$ はそれぞれ実空間の位置ベクトルおよびフーリエ空間の波数ベクトルである。

さて、弾性歪エネルギーはフェーズフィールド微視的弾性論[3]に基づき以下のように定式化される。まず Fe-Cr-Ni-Mo 三元系における eigen 歪 $\varepsilon_{ij}^0(\mathbf{r})$ は、

$$\begin{aligned}
\varepsilon_{ij}^0(\mathbf{r}) &= \varepsilon_2 \delta_{ij} c_2(\mathbf{r}) + \varepsilon_3 \delta_{ij} c_3(\mathbf{r}) + \varepsilon_4 \delta_{ij} c_4(\mathbf{r}), \\
\varepsilon_2 &\equiv (a_2 - a_1) / a_1, \quad \varepsilon_3 \equiv (a_3 - a_1) / a_1, \quad \varepsilon_4 \equiv (a_4 - a_1) / a_1
\end{aligned} \tag{2.9}$$

と定義され、 $a_i$ は純*i*成分の格子定数(bcc)、および $\delta_{ij}$ はクロネッカーデルタである。弾性歪 $\varepsilon_{ij}^{el}(\mathbf{r})$ は、拘束歪を $\varepsilon_{ij}^c(\mathbf{r})$ として、

$$\begin{aligned}
\varepsilon_{ij}^{el}(\mathbf{r}) &= \varepsilon_{ij}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{ij}^0(\mathbf{r}) = \bar{\varepsilon}_{ij}^c + e_{ij}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{ij}^0(\mathbf{r}), \\
\varepsilon_{ij}^c(\mathbf{r}) &\equiv \bar{\varepsilon}_{ij}^c + e_{ij}^c(\mathbf{r})
\end{aligned} \tag{2.10}$$

にて与えられる。 $\bar{\varepsilon}_{ij}^c$ は拘束歪 $\varepsilon_{ij}^c(\mathbf{r})$ の空間平均で、 $\bar{\varepsilon}_{ij}^c$ からのずれ $e_{ij}^c(\mathbf{r})$ は、変位場 $u_i(\mathbf{r})$ を用いて

$$e_{kl}^c(\mathbf{r}) \equiv \frac{1}{2} \left\{ \frac{\partial u_k(\mathbf{r})}{\partial r_l} + \frac{\partial u_l(\mathbf{r})}{\partial r_k} \right\} \tag{2.11}$$

にて定義される。また弾性応力はフックの法則に基づき、

$$\sigma_{ij}^{el}(\mathbf{r}) = C_{ijkl} e_{kl}^{el}(\mathbf{r}) = C_{ijkl} \{ \varepsilon_{kl}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{kl}^0(\mathbf{r}) \} \tag{2.12}$$

にて与えられる。 $C_{ijkl}$ は弾性定数で、ここでは非等方弾性体を想定する（なお簡単のために弾性率の組成依存性は考慮しない）。体積力（重力等）は考慮しないので、力学的平衡方程式（力の釣合

この方程式) は、 $\sigma_{ij,j}^{el}(\mathbf{r}) = \partial \sigma_{ij}^{el}(\mathbf{r}) / \partial r_j = 0$  と表現され、これに式(2.9)～式(2.12)を代入することにより、

$$C_{ijkl} \frac{\partial^2 u_k}{\partial r_j \partial r_i} = C_{ijkl} \left( \varepsilon_2 \delta_{kl} \frac{\partial c_2}{\partial r_j} + \varepsilon_3 \delta_{kl} \frac{\partial c_3}{\partial r_j} \right) \quad (2.13)$$

を得る。次に濃度場、変位場、および拘束歪（変動量）場を、それぞれ

$$c_j(\mathbf{r}) = \int_{\mathbf{k}} c_j(\mathbf{k}) \exp(i\mathbf{k} \cdot \mathbf{r}) \frac{d\mathbf{k}}{(2\pi)^3}, \quad (j=2,3,4) \quad (2.14)$$

$$u_i(\mathbf{r}) = \int_{\mathbf{k}} u_i(\mathbf{k}) \exp(i\mathbf{k} \cdot \mathbf{r}) \frac{d\mathbf{k}}{(2\pi)^3}, \quad e_{ij}^c(\mathbf{r}) = \int_{\mathbf{k}} e_{ij}^c(\mathbf{k}) \exp(i\mathbf{k} \cdot \mathbf{r}) \frac{d\mathbf{k}}{(2\pi)^3}$$

のようにフーリエ表現し、これらを式(2.13)に代入して、振幅部分を取り出すと、

$$C_{ijkl} k_j k_i u_k(\mathbf{k}) = -i C_{ijkl} \{ \varepsilon_2 \delta_{kl} k_j c_2(\mathbf{k}) + \varepsilon_3 \delta_{kl} k_j c_3(\mathbf{k}) + \varepsilon_4 \delta_{kl} k_j c_4(\mathbf{k}) \} \quad (2.15)$$

となる。これが平衡方程式のフーリエ表現である。ここで  $G_{ik}(\mathbf{k})$  の逆行列を  $G_{ik}^{-1}(\mathbf{k}) \equiv C_{ijkl} k_j k_l$  と定義することにより、変位場のフーリエ変換は、

$$u_k(\mathbf{k}) = -i G_{ik}(\mathbf{k}) C_{ijpq} \delta_{pq} k_j \{ \varepsilon_2 c_2(\mathbf{k}) + \varepsilon_3 c_3(\mathbf{k}) + \varepsilon_4 c_4(\mathbf{k}) \} \quad (2.16)$$

と表現される。式(11)のフーリエ変換は、

$$e_{ij}^c(\mathbf{k}) = i \frac{1}{2} \{ u_i(\mathbf{k}) k_j + u_j(\mathbf{k}) k_i \} \quad (2.17)$$

であるので(右辺の係数の  $i$  は虚数単位であるので注意)、これに式(2.16)を代入して

$$e_{kl}^c(\mathbf{k}) = \Omega_{ik}(\mathbf{n}) n_j n_l C_{ijpq} \delta_{pq} \{ \varepsilon_2 c_2(\mathbf{k}) + \varepsilon_3 c_3(\mathbf{k}) + \varepsilon_4 c_4(\mathbf{k}) \} \quad (2.18)$$

を得る（この  $\delta \varepsilon_{kl}^c(\mathbf{k})$  は簡略表記であり、 $k \neq l$  の場合、 $e_{kl}^c(\mathbf{k}) = (e_{kl}^c(\mathbf{k}) + e_{lk}^c(\mathbf{k})) / 2$  と置きなおすものとする）。なおここで  $\Omega_{ik}^{-1}(\mathbf{n}) \equiv C_{ijkl} n_j n_l$  および  $\mathbf{n} \equiv \mathbf{k} / |\mathbf{k}|$  であり、 $G_{ik}(\mathbf{k}) k_j k_l = \Omega_{ik}(\mathbf{n}) n_j n_l$  を用いた。拘束歪の変動量  $\delta \varepsilon_{kl}^c(\mathbf{r})$  は式(2.18)を逆フーリエ変換することによって

$$e_{kl}^c(\mathbf{r}) = \int_{\mathbf{k}} \left[ \Omega_{ik}(\mathbf{n}) n_j n_l C_{ijpq} \delta_{pq} \{ \varepsilon_2 c_2(\mathbf{k}) + \varepsilon_3 c_3(\mathbf{k}) + \varepsilon_4 c_4(\mathbf{k}) \} \right] \exp(i\mathbf{k} \cdot \mathbf{r}) \frac{d\mathbf{k}}{(2\pi)^3} \quad (2.19)$$

にて計算される。

次に弾性歪エネルギーを、外力  $\sigma_{ij}^a$  によるポテンシャルエネルギーを含む形式で表現すると、

$$E_{\text{str}} = \int_{\mathbf{r}} \frac{1}{2} C_{ijkl} \{ \varepsilon_{ij}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{ij}^0(\mathbf{r}) \} \{ \varepsilon_{kl}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{kl}^0(\mathbf{r}) \} d\mathbf{r} - \sigma_{ij}^a \varepsilon_{ij}^c \quad (2.20)$$

にて与えられる。これを組成で汎関数微分することによって、弾性場に起因するポテンシャルは以

下のように計算される。

$$\begin{aligned}
\frac{\delta E_{\text{str}}}{\delta c_2} &= \varepsilon_2 C_{ijkl} \delta_{ij} \{ \varepsilon_{kl}^0(\mathbf{r}) - \varepsilon_{kl}^c(\mathbf{r}) \} = -\varepsilon_2 \delta_{ij} \sigma_{ij}^{el}(\mathbf{r}), \\
\frac{\delta E_{\text{str}}}{\delta c_3} &= \varepsilon_3 C_{ijkl} \delta_{ij} \{ \varepsilon_{kl}^0(\mathbf{r}) - \varepsilon_{kl}^c(\mathbf{r}) \} = -\varepsilon_3 \delta_{ij} \sigma_{ij}^{el}(\mathbf{r}), \\
\frac{\delta E_{\text{str}}}{\delta c_4} &= \varepsilon_4 C_{ijkl} \delta_{ij} \{ \varepsilon_{kl}^0(\mathbf{r}) - \varepsilon_{kl}^c(\mathbf{r}) \} = -\varepsilon_4 \delta_{ij} \sigma_{ij}^{el}(\mathbf{r}),
\end{aligned} \tag{2.21}$$

これより弾性場のポテンシャルは応力に比例することがわかる。ところで、まだ  $\bar{\varepsilon}_{ij}^c$  は決まっていない。  $\bar{\varepsilon}_{ij}^c$  は条件：  $\partial E_{\text{str}} / \partial \bar{\varepsilon}_{ij}^c = 0$  から決定される。これより、

$$\frac{\partial E_{\text{str}}}{\partial \bar{\varepsilon}_{ij}^c} = C_{ijkl} \bar{\varepsilon}_{kl}^c - C_{ijkl} \bar{\varepsilon}_{kl}^0 - \sigma_{ij}^a = 0, \quad \therefore \bar{\varepsilon}_{ij}^c = \bar{\varepsilon}_{ij}^0 + S_{ijkl} \sigma_{kl}^a = (\varepsilon_2 c_2^0 + \varepsilon_3 c_3^0 + \varepsilon_4 c_4^0) \delta_{ij} + \varepsilon_{ij}^a \tag{2.22}$$

を得る。  $S_{ijkl}$  は  $C_{ijkl}$  の弾性コンプライアンス、  $\bar{\varepsilon}_{kl}^0$  は eigen 歪の空間平均である。また外力のみに起因する歪を  $\varepsilon_{ij}^a \equiv S_{ijkl} \sigma_{kl}^a$  とおいた。  $c_i^0$  は成分  $i$  の合金組成である。さて式(2.21)右辺の  $\varepsilon_i$  を除いた部分：  
 $-\delta_{ij} \sigma_{ij}^{el}(\mathbf{r}) = C_{ijkl} \delta_{ij} \{ \varepsilon_{kl}^0(\mathbf{r}) - \varepsilon_{kl}^c(\mathbf{r}) \}$  を書き下すと、

$$\begin{aligned}
-\delta_{ij} \sigma_{ij}^{el}(\mathbf{r}) &= C_{ijkl} \delta_{ij} \{ \varepsilon_{kl}^0(\mathbf{r}) - \varepsilon_{kl}^c(\mathbf{r}) \} = C_{ijkl} \delta_{ij} \{ \varepsilon_{kl}^0(\mathbf{r}) - [\bar{\varepsilon}_{kl}^0 + \varepsilon_{kl}^a + e_{kl}^c(\mathbf{r})] \} \\
&= (C_{11} + 2C_{12}) \begin{bmatrix} \{ \varepsilon_{11}^0(\mathbf{r}) + \varepsilon_{22}^0(\mathbf{r}) + \varepsilon_{33}^0(\mathbf{r}) \} \\ -\{ \bar{\varepsilon}_{11}^0 + \bar{\varepsilon}_{22}^0 + \bar{\varepsilon}_{33}^0 \} - \{ \varepsilon_{11}^a + \varepsilon_{22}^a + \varepsilon_{33}^a \} \\ -\{ e_{11}^c(\mathbf{r}) + e_{22}^c(\mathbf{r}) + e_{33}^c(\mathbf{r}) \} \end{bmatrix} \\
&= (C_{11} + 2C_{12}) \begin{bmatrix} \{ \varepsilon_{11}^0(\mathbf{r}) - \bar{\varepsilon}_{11}^0 + \varepsilon_{22}^0(\mathbf{r}) - \bar{\varepsilon}_{22}^0 + \varepsilon_{33}^0(\mathbf{r}) - \bar{\varepsilon}_{33}^0 \} \\ -\{ e_{11}^c(\mathbf{r}) + e_{22}^c(\mathbf{r}) + e_{33}^c(\mathbf{r}) \} \end{bmatrix} - (C_{11} + 2C_{12})(\varepsilon_{11}^a + \varepsilon_{22}^a + \varepsilon_{33}^a) \tag{2.23} \\
&= 3(C_{11} + 2C_{12}) \left[ \varepsilon_2 \{ c_2(\mathbf{r}) - c_2^0 \} + \varepsilon_3 \{ c_3(\mathbf{r}) - c_3^0 \} + \varepsilon_4 \{ c_4(\mathbf{r}) - c_4^0 \} \right] \\
&\quad - (C_{11} + 2C_{12}) \{ e_{11}^c(\mathbf{r}) + e_{22}^c(\mathbf{r}) + e_{33}^c(\mathbf{r}) \} - (C_{11} + 2C_{12})(\varepsilon_{11}^a + \varepsilon_{22}^a + \varepsilon_{33}^a)
\end{aligned}$$

である。  $c_i(\mathbf{r}) - c_i^0$  のフーリエ変換を  $\delta c_i(\mathbf{k})$  とすると、  $\varepsilon_2 \{ c_2(\mathbf{r}) - c_2^0 \} + \varepsilon_3 \{ c_3(\mathbf{r}) - c_3^0 \} + \varepsilon_4 \{ c_4(\mathbf{r}) - c_4^0 \}$  のフーリエ変換は、

$$\{ \varepsilon_2 \{ c_2(\mathbf{r}) - c_2^0 \} + \varepsilon_3 \{ c_3(\mathbf{r}) - c_3^0 \} + \varepsilon_4 \{ c_4(\mathbf{r}) - c_4^0 \} \}_{\mathbf{k}} = \varepsilon_2 \delta c_2(\mathbf{k}) + \varepsilon_3 \delta c_3(\mathbf{k}) + \varepsilon_4 \delta c_4(\mathbf{k})$$

と表現でき（記号  $\{ \}_{\mathbf{k}}$  は括弧内の関数のフーリエ変換を意味するものとする）、また式(2.18)より、

$$\begin{aligned}
&e_{11}^c(\mathbf{k}) + e_{22}^c(\mathbf{k}) + e_{33}^c(\mathbf{k}) \\
&= \frac{(C_{11} + 2C_{12}) \left[ 1 + 2\xi(n_1^2 n_2^2 + n_2^2 n_3^2 + n_3^2 n_1^2) + 3\xi^2 n_1^2 n_2^2 n_3^2 \right]}{\left[ C_{11} + \xi(C_{11} + C_{12})(n_1^2 n_2^2 + n_2^2 n_3^2 + n_3^2 n_1^2) + \xi^2(C_{11} + 2C_{12} + C_{44})n_1^2 n_2^2 n_3^2 \right]} \{ \varepsilon_2 \delta c_2(\mathbf{k}) + \varepsilon_3 \delta c_3(\mathbf{k}) + \varepsilon_4 \delta c_4(\mathbf{k}) \}
\end{aligned}$$

が得られるので（ $\xi \equiv (C_{11} - C_{12} - 2C_{44})/C_{44}$  と定義した）、式(2.23)の右辺第1項と第2項のフーリエ

変換は、

$$\begin{aligned}
& 3(C_{11} + 2C_{12}) \left\{ \varepsilon_2 \{c_2(\mathbf{r}) - c_2^0\} + \varepsilon_3 \{c_3(\mathbf{r}) - c_3^0\} + \varepsilon_4 \{c_4(\mathbf{r}) - c_4^0\} \right\}_{\mathbf{k}} - (C_{11} + 2C_{12}) \{e_{11}^c(\mathbf{k}) + e_{22}^c(\mathbf{k}) + e_{33}^c(\mathbf{k})\} \\
& = (C_{11} + 2C_{12}) \left\{ 3 - \frac{(C_{11} + 2C_{12}) [1 + 2\xi(n_1^2 n_2^2 + n_2^2 n_3^2 + n_3^2 n_1^2) + 3\xi^2 n_1^2 n_2^2 n_3^2]}{[C_{11} + \xi(C_{11} + C_{12})(n_1^2 n_2^2 + n_2^2 n_3^2 + n_3^2 n_1^2) + \xi^2(C_{11} + 2C_{12} + C_{44})n_1^2 n_2^2 n_3^2]} \right\} \{ \varepsilon_2 \delta c_2(\mathbf{k}) + \varepsilon_3 \delta c_3(\mathbf{k}) + \varepsilon_4 \delta c_4(\mathbf{k}) \}
\end{aligned} \tag{2.24}$$

と表現できることがわかる。式(2.21)のポテンシャル場の数値計算は、まず上式をフーリエ空間にて計算し、それを逆フーリエ変換して式(2.23)を求めた後、式(2.21)に代入することによって実行される。

## 1.2 フェーズフィールド法（非線形拡散方程式）

形式的にフェーズフィールド法は、保存場および非保存場の非線形発展方程式を同時に数値解析し、組織形成の時間発展を計算するシミュレーション手法である[1-4]。本計算は、Fe-Cr-Ni-Mo三元系における $\alpha$ 相の相分離を対象としているので、秩序変数は濃度場のみであり、したがって、本計算のフェーズフィールド法は、従来のCahn-Hilliardの非線形拡散方程式[1]に基づく相分離の計算手法に等しい。ここでは独立な秩序変数として、Cr, Ni および Mo のモル分率 $c_2(\mathbf{r}, t)$ ,  $c_3(\mathbf{r}, t)$  および  $c_4(\mathbf{r}, t)$  を採用する。これらの成分に対する非線形拡散方程式は、

$$\begin{aligned}
\frac{\partial c_2}{\partial t} &= \nabla \cdot \left( M_{22} \nabla \frac{\delta G_{\text{sys}}}{\delta c_2} + M_{23} \nabla \frac{\delta G_{\text{sys}}}{\delta c_3} + M_{24} \nabla \frac{\delta G_{\text{sys}}}{\delta c_4} \right), \\
\frac{\partial c_3}{\partial t} &= \nabla \cdot \left( M_{32} \nabla \frac{\delta G_{\text{sys}}}{\delta c_2} + M_{33} \nabla \frac{\delta G_{\text{sys}}}{\delta c_3} + M_{34} \nabla \frac{\delta G_{\text{sys}}}{\delta c_4} \right), \\
\frac{\partial c_4}{\partial t} &= \nabla \cdot \left( M_{42} \nabla \frac{\delta G_{\text{sys}}}{\delta c_2} + M_{43} \nabla \frac{\delta G_{\text{sys}}}{\delta c_3} + M_{44} \nabla \frac{\delta G_{\text{sys}}}{\delta c_4} \right)
\end{aligned} \tag{2.25}$$

にて与えられ、 $M_{ij}$  は原子拡散の易動度である。本解析では簡単のため、 $M_{ij} = M_0 : \text{const.}$  ( $i = j$  の場合) および  $M_{ij} = -M_0 / 3$  ( $i \neq j$  の場合) と仮定した[7] (後述)。 $G_{\text{sys}}$  の濃度に関する汎関数微分は、式(2.6), 式(2.8), および式(2.21)より計算される。

式(2.25)について補足しておく。式(2.25)は $c_1$  を従属変数とみなした定式である。 $c_1$  から  $c_4$  を全て独立変数と見なすと、

$$\begin{aligned}
\frac{\partial c_1}{\partial t} &= \nabla \cdot \left( M_{11} \nabla \left[ \frac{\delta G_{\text{sys}}}{\delta c_1} \right] + M_{12} \nabla \left[ \frac{\delta G_{\text{sys}}}{\delta c_2} \right] + M_{13} \nabla \left[ \frac{\delta G_{\text{sys}}}{\delta c_3} \right] + M_{14} \nabla \left[ \frac{\delta G_{\text{sys}}}{\delta c_4} \right] \right), \\
\frac{\partial c_2}{\partial t} &= \nabla \cdot \left( M_{21} \nabla \left[ \frac{\delta G_{\text{sys}}}{\delta c_1} \right] + M_{22} \nabla \left[ \frac{\delta G_{\text{sys}}}{\delta c_2} \right] + M_{23} \nabla \left[ \frac{\delta G_{\text{sys}}}{\delta c_3} \right] + M_{24} \nabla \left[ \frac{\delta G_{\text{sys}}}{\delta c_4} \right] \right), \\
\frac{\partial c_3}{\partial t} &= \nabla \cdot \left( M_{31} \nabla \left[ \frac{\delta G_{\text{sys}}}{\delta c_1} \right] + M_{32} \nabla \left[ \frac{\delta G_{\text{sys}}}{\delta c_2} \right] + M_{33} \nabla \left[ \frac{\delta G_{\text{sys}}}{\delta c_3} \right] + M_{34} \nabla \left[ \frac{\delta G_{\text{sys}}}{\delta c_4} \right] \right), \\
\frac{\partial c_4}{\partial t} &= \nabla \cdot \left( M_{41} \nabla \left[ \frac{\delta G_{\text{sys}}}{\delta c_1} \right] + M_{42} \nabla \left[ \frac{\delta G_{\text{sys}}}{\delta c_2} \right] + M_{43} \nabla \left[ \frac{\delta G_{\text{sys}}}{\delta c_3} \right] + M_{44} \nabla \left[ \frac{\delta G_{\text{sys}}}{\delta c_4} \right] \right)
\end{aligned} \tag{2.26}$$

となる。上式の[]書きの汎関数微分は、 $c_1$ から $c_4$ を全て独立変数とした場合の汎関数微分である点に注意されたい。この式に $c_1 + c_2 + c_3 + c_4 = 1$ の条件を考慮する。 $c_1 + c_2 + c_3 + c_4 = 1$ より、 $\frac{\partial c_1}{\partial t} + \frac{\partial c_2}{\partial t} + \frac{\partial c_3}{\partial t} + \frac{\partial c_4}{\partial t} = 0$ であるので、この式に式(2.27)を代入すると、 $\sum_{i=1}^4 M_{ij} = 0$ でなくてはならない。またオンサーガーの相反定理[7]から $M_{ij} = M_{ji}$ である。これらの条件を、例えば式(2.27)の二段目の式に代入すると、

$$\begin{aligned}
\frac{\partial c_2}{\partial t} &= \nabla \cdot \left( M_{21} \nabla \left[ \frac{\delta G_{\text{sys}}}{\delta c_1} \right] + M_{22} \nabla \left[ \frac{\delta G_{\text{sys}}}{\delta c_2} \right] + M_{23} \nabla \left[ \frac{\delta G_{\text{sys}}}{\delta c_3} \right] + M_{24} \nabla \left[ \frac{\delta G_{\text{sys}}}{\delta c_4} \right] \right) \\
&= \nabla \cdot \left( -(M_{22} + M_{32} + M_{42}) \nabla \left[ \frac{\delta G_{\text{sys}}}{\delta c_1} \right] + M_{22} \nabla \left[ \frac{\delta G_{\text{sys}}}{\delta c_2} \right] + M_{23} \nabla \left[ \frac{\delta G_{\text{sys}}}{\delta c_3} \right] + M_{24} \nabla \left[ \frac{\delta G_{\text{sys}}}{\delta c_4} \right] \right) \quad (2.27) \\
&= \nabla \cdot \left( M_{22} \nabla \left( \left[ \frac{\delta G_{\text{sys}}}{\delta c_2} \right] - \left[ \frac{\delta G_{\text{sys}}}{\delta c_1} \right] \right) + M_{23} \nabla \left( \left[ \frac{\delta G_{\text{sys}}}{\delta c_3} \right] - \left[ \frac{\delta G_{\text{sys}}}{\delta c_1} \right] \right) + M_{24} \nabla \left( \left[ \frac{\delta G_{\text{sys}}}{\delta c_4} \right] - \left[ \frac{\delta G_{\text{sys}}}{\delta c_1} \right] \right) \right), \\
&= \nabla \cdot \left( M_{22} \nabla \frac{\delta G_{\text{sys}}}{\delta c_2} + M_{23} \nabla \frac{\delta G_{\text{sys}}}{\delta c_3} + M_{24} \nabla \frac{\delta G_{\text{sys}}}{\delta c_4} \right)
\end{aligned}$$

となつて、式(2.25)が導かれる。ここで、

$$\frac{\delta G_{\text{sys}}}{\delta c_i} = \left[ \frac{\delta G_{\text{sys}}}{\delta c_i} \right] - \left[ \frac{\delta G_{\text{sys}}}{\delta c_1} \right]$$

であり、 $\frac{\delta G_{\text{sys}}}{\delta c_i}$ は $c_1$ を従属変数とみなした場合の汎関数微分に他ならない。また $M_{ij} = M_0 : \text{const.}$

( $i = j$ の場合) および $M_{ij} = M_1 : \text{const.}$  ( $i \neq j$ の場合) とおくと、先に設定した $M_1 = -M_0 / 3$ の関係も、

$$\sum_{i=1}^4 M_{ij} = M_{1j} + M_{2j} + M_{3j} + M_{4j} = 0 \rightarrow M_0 + 3M_1 = 0 \rightarrow \therefore M_1 = -\frac{1}{3}M_0 \quad (2.28)$$

のように導出される[7]。また表1に計算に用いた各パラメータ値を示す。

最後に時間の換算について説明する。本計算では、時間 $t$ を $b_1^2 / D = b_1^2 / (M_0 RT)$ にて無次元化して $t'$ としている。 $b_1$ は差分ブロックの1辺の長さである。したがって、無次元時間 $t'$ を実時間に変換するには、 $D = D_{\text{Cr}}$ を仮定すると、 $t = [b_1^2 / D_{\text{Cr}}] t'$ を計算すればよい。550KにおけるCrのフェライト相中の拡散係数は $D_{\text{Cr}} = 1.6 \times 10^{-28} [\text{m}^2/\text{s}]$ であり[8]、本計算では $b_1 = 0.47 [\text{nm}] = 4.7 \times 10^{-10} [\text{m}]$ であるので、 $t' = 1$ の時 $t = 1.35 \times 10^9 [\text{s}] \cong 43 [\text{y}]$ となる。

表1 計算に用いた各パラメータ値

Temperature, $T / \text{K}$	550
Composition gradient energy coefficient, $\kappa_s / \text{J} \cdot \text{m}^2 \cdot \text{mol}^{-1}$	$2.5 \times 10^{-15}$
Lattice parameter, $a_x / \text{nm}$ [7,8]	$a_{\text{Fe}} = 0.28664,$ $a_{\text{Cr}} = 0.2884,$ $a_{\text{Ni}} = 0.280(0.2827),$ $a_{\text{Mo}} = 0.31468$
Lattice mismatch, $\varepsilon_i$	$\varepsilon_2 = 6.14 \times 10^{-3},$ $\varepsilon_3 = -2.32 \times 10^{-2},$ $\varepsilon_4 = 9.78 \times 10^{-2}$
Elastic coefficients, $C_{ij} / \text{GPa}$ [8]	$C_{11} = 233.1$ $C_{12} = 135.44$ $C_{44} = 117.83$
Applied stress $[\sigma_{ij}^a / \text{MPa}]$	$\sigma_{22}^a = 1.0 \times 10^3$
Diffusion coefficient of Cr in $\alpha$ Fe [8] $D_{\text{Cr}} = D_{\text{Cr}}^0 \exp(-Q_{\text{Cr}} / RT), [D^0 / \text{m}^2 \cdot \text{s}^{-1}, Q / \text{kJ} \cdot \text{mol}^{-1}]$	$D_{\text{Cr}}^0 = 3.7 \times 10^{-3}$ $Q_{\text{Cr}} = 267$
Calculation area, $L \times L / \text{nm}^2$	$60 \times 60$
Total mesh number for deference method, $N \times N$	$128 \times 128, 256 \times 256$

### 1.3 計算条件

#### (1) 状態図

以下に、フェライト相(bcc相)のみ考慮した場合の、550Kにおける計算状態図を図1に示す。(a)がFe-Cr-Ni三元系の場合で、(b)がFe-Cr-Mo三元系の場合であり、緑の線がtie lineである。計算には状態図計算ソフトPandata[5]を用いた。

Fe-Cr-Ni三元系では、Fe-CrとCr-Niの二元系の相分離領域がそのまま三成分系内に拡張し連結している。一方Fe-Cr-Mo三元系では、三元系を構成する全ての二元系が相分離型であるので、三元系内に大きな三相分離領域が存在する。したがって、本合金系の相分離では、準安定の三相分離の存在を考えて解析する必要がある。

また本相分離シミュレーションでは、相分離初期過程には濃度揺らぎを導入し、組織の成長過程では揺らぎを取り去った計算を行っている。

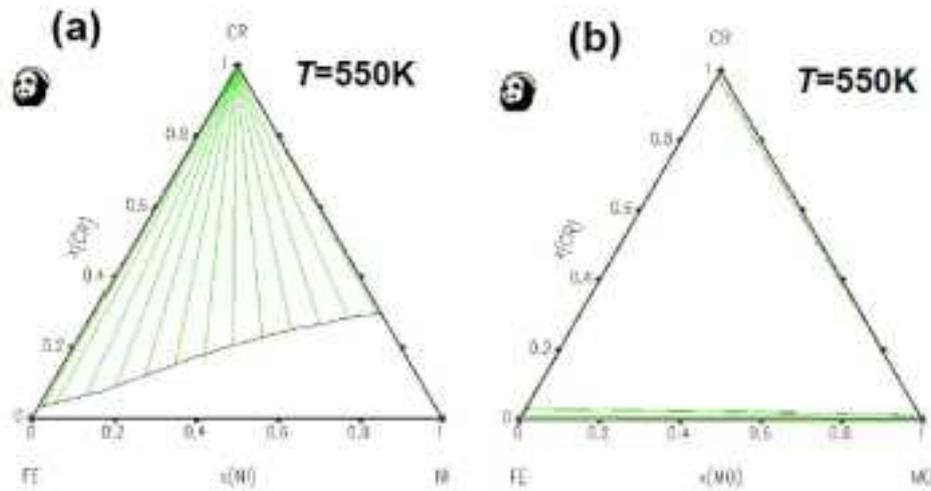


図1 フェライト相(bcc相)のみ考慮した場合の、550Kにおける計算状態図  
 (a) Fe-Cr-Ni 三元系の場合、 (b) Fe-Cr-Mo 三元系の場合

## (2) 熱応力の最大値の設定について

次に外部応力場に関しては、フェライト相とオーステナイト相の熱膨張係数の相違に起因する熱応力を想定する。フェライト系ステンレス鋼とオーステナイト系ステンレス鋼の熱膨張係数は、通常それぞれ、 $(10 \sim 12) \times 10^{-6} [\text{K}^{-1}]$  および  $(17 \sim 20) \times 10^{-6} [\text{K}^{-1}]$  程度であるので[8]、ここでは、相変態に対する応力の影響の有無を調査する関係で、両者の差をやや大きく見積もり、フェライト系ステンレス鋼： $10 \times 10^{-6} [\text{K}^{-1}]$  およびオーステナイト系ステンレス鋼： $20 \times 10^{-6} [\text{K}^{-1}]$  と設定する。したがって、両者の差は  $10 \times 10^{-6} [\text{K}^{-1}]$  となる。また熱応力であるので、高温から下げる場合、逆に低温から上げる場合で相対的な熱応力の方向が異なる。さらにフェライト相とオーステナイト相でいずれが母相であるかによっても、熱応力の方向が異なる。したがって、本解析では、熱膨張係数の差として、 $\pm 10 \times 10^{-6} [\text{K}^{-1}]$  の正負の場合を考慮する。同時に、温度差  $\Delta T$  はかなり大きな場合を想定し、 $\Delta T = 500 [\text{K}]$  とする。したがって、熱膨張に起因する eigen 歪  $\varepsilon_0$  は  $\varepsilon_0 = \pm 0.005$  となる。

さて等方弾性体における球状介在物（半径  $R$ ）の内部および外部応力は、

$$\sigma_{ij}(\mathbf{r}) = -\frac{2E}{3(1-\nu)} \varepsilon_0 \delta_{ij}, \quad (|\mathbf{r}| \leq R)$$

$$\sigma_{ij}(\mathbf{r}) = \frac{E}{3(1-\nu)} \varepsilon_0 R^3 \left( \frac{\delta_{ij}}{r^3} - 3 \frac{r_i r_j}{r^5} \right), \quad (|\mathbf{r}| > R)$$

にて与えられる[9-11]。  $E$  はヤング率で、  $\nu$  はポアソン比である。内部応力は静水圧で一定値であるが、外部応力は純せん断の応力場（ $\sigma_{ii}(\mathbf{r}) = 0$  である）で位置の関数となる。球状介在物の表面位置  $R$  における上記の応力は、

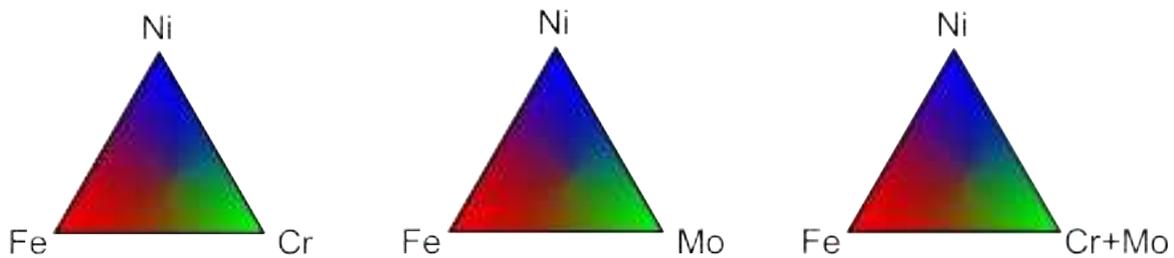
$$\sigma_{11}(R) = \sigma_{22}(R) = \sigma_{33}(R) = -\frac{2E}{3(1-\nu)} \varepsilon_0, \quad \sigma_{12}(R) = \sigma_{13}(R) = \sigma_{23}(R) = 0$$

となるので、基本的に内部および外部応力の最大値（絶対値として）は、 $\frac{2E}{3(1-\nu)} \varepsilon_0$  にて見積もる

ことができる。鉄のヤング率は、200[GPa]程度であり[8]、ポアソン比を 1/3 と仮定すると、 $\varepsilon_0 = \pm 0.005$  であるので、この場合の応力は  $\frac{2E}{3(1-\nu)}\varepsilon_0 = \pm 1[\text{GPa}]$  となる。球状介在物の内部応力は静水圧状態にあるが、実際の材料は不均一な組織形態を有しているので、熱応力において、静水圧状態が維持されるとは考え難い。したがって、上記の 1GPa を上限とした多軸応力が作用していると考えることが妥当と思われる。そこで、以下の計算では外部応力の大きさの基準値として、1[GPa]を採用した。

## 2. 計算結果

本章では、Fe-Cr-Ni-Mo 四元系、ならびに Fe-Cr-Ni と Fe-Cr-Mo の三元系の相分離の二次元シミュレーション結果について説明する（なお Fe-Mo-Ni 合金は、対象が基本的に Fe-Cr ベースの合金であることに鑑み、今回は計算対象から外すこととした）。時効温度については、「ふげん」実機材における低温時効を想定し、全て 550K の等温時効とした。本章の計算における時効時間  $t'$  は無次元化した時間である点に注意されたい。また組織内の局所的な濃度場を以下のように設定した。



純 Fe を赤、純 Ni を青とし、他の元素を緑としている。三元系では純 Cr もしくは純 Mo が緑であるが、四元系では(Cr+Mo)を緑にて表現している。

### 2.1 モデル計算

実機の組成の計算を系統的に理解するために、当該合金系に関係する三元系および四元系において、合金組成を変えた時の相分離挙動についてモデル計算を行った。以下、個々の場合のシミュレーション結果について述べる。

#### (1) Fe-Cr-Ni 三元系の相分離シミュレーション

Fe-Cr-Ni 三元系合金の相分離挙動の合金組成依存性について説明する。図 2 は Fe-40at%Cr-10at%Ni 合金の 550K 等温時効における相分離シミュレーションの結果である。初期にスピノーダル分解によって高 Cr 相(緑)が現れ、また周囲の赤い部分は Fe-rich の母相である。さらに高 Ni 領域(青)が、部分的に Cr 析出に隣接するように形成される。興味深い点は、高 Ni 領域が現れるとその高 Ni 領域を取り囲むように、高 Cr 相が成長する点である（このような相分解挙動は極めて特異であり、学術的研究対象として非常に重要であるが、当該研究に直接関係するものとは考えにくいいため、特に詳細な解析は行っていない）。

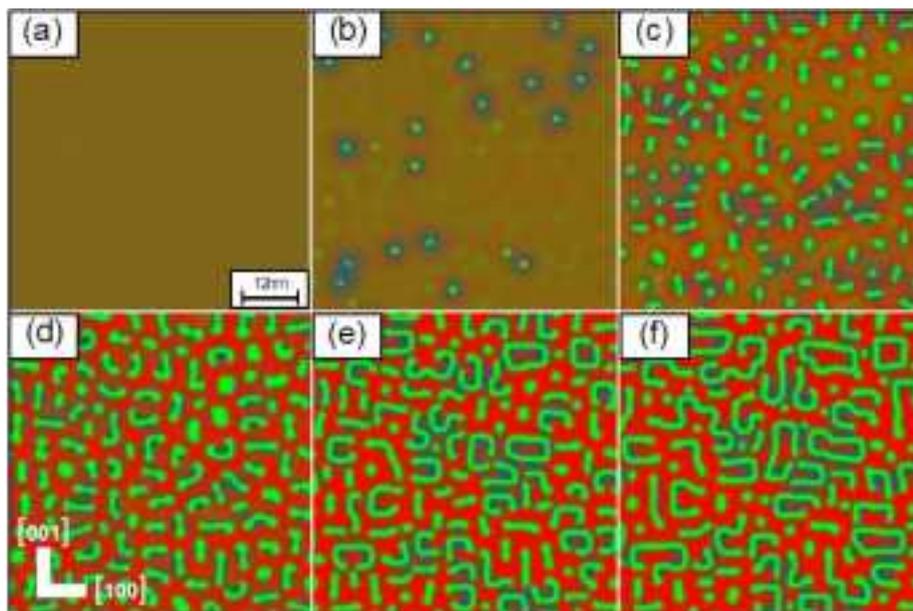


図2 Fe-40at%Cr-10at%Ni合金の550K等温時効における相分離シミュレーション  
 a)  $t' = 0$ , b)  $t' = 5$ , c)  $t' = 15$ , d)  $t' = 40$ , e)  $t' = 100$ , f)  $t' = 150$

## (2) Fe-Cr-Mo 三元系の相分離シミュレーション

Fe-Cr-Mo 三元系合金の相分離挙動の合金組成依存性について説明する。図3はFe-40at%Cr-10at%Mo合金の550K等温時効における相分離シミュレーションの結果である。Moが10at%含まれているが、基本的に相分離は、Fe-rich相とCr-rich相のスピノーダル分解である。MoとFeの格子ミスマッチの値は非常に大きいので、Fe-Moの相分離組織は異方性を有するが(後述)、組織形態に特に異方性は無く、Mo 10%程度の添加では組織に異方性は現れないことがわかる。

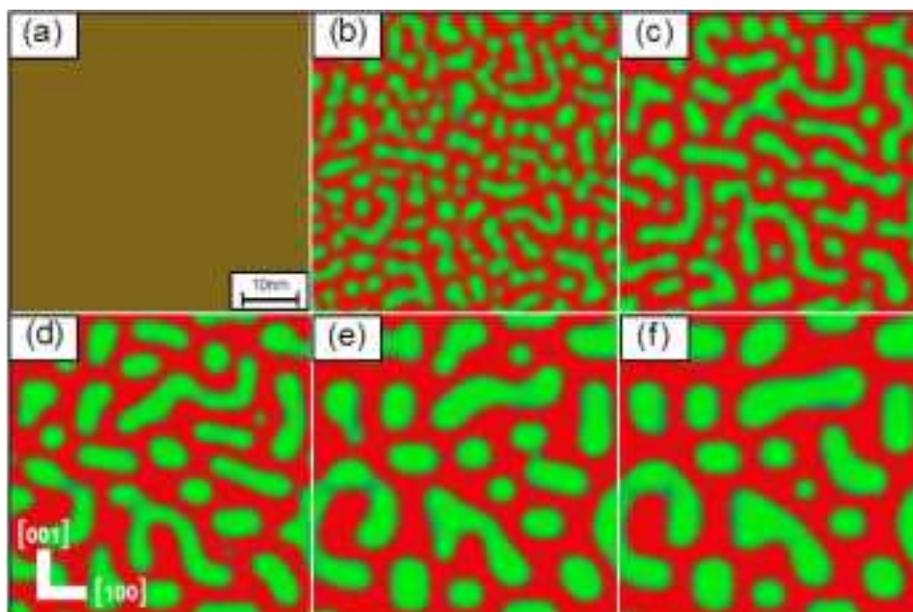


図3 Fe-40at%Cr-10at%Mo合金の550K等温時効における相分離シミュレーション  
 a)  $t' = 0$ , b)  $t' = 5$ , c)  $t' = 15$ , d)  $t' = 40$ , e)  $t' = 100$ , f)  $t' = 150$

### (3) Fe-Cr-Ni-Mo 四元系の相分離シミュレーション

Fe-Cr-Ni-Mo 四元系合金の相分離挙動について、特に Mo 濃度の影響について説明する。図 4 は、図 2 の Fe-Cr-Ni 合金に、Mo を 10at% 添加した場合の計算結果である。全体的な相分離挙動の傾向は図 2 の場合に対応しているが、Mo 添加によって Cr-rich 析出相の安定性が增大している。すなわち、Cr-rich 相の体積分率が Mo 添加に伴い増加するとともに、Cr-rich 析出相の粗大化速度も速い。したがって、Mo 添加は明らかに Cr-rich 相の相分離（スピノーダル分解）を促進する働きがあることがわかる。

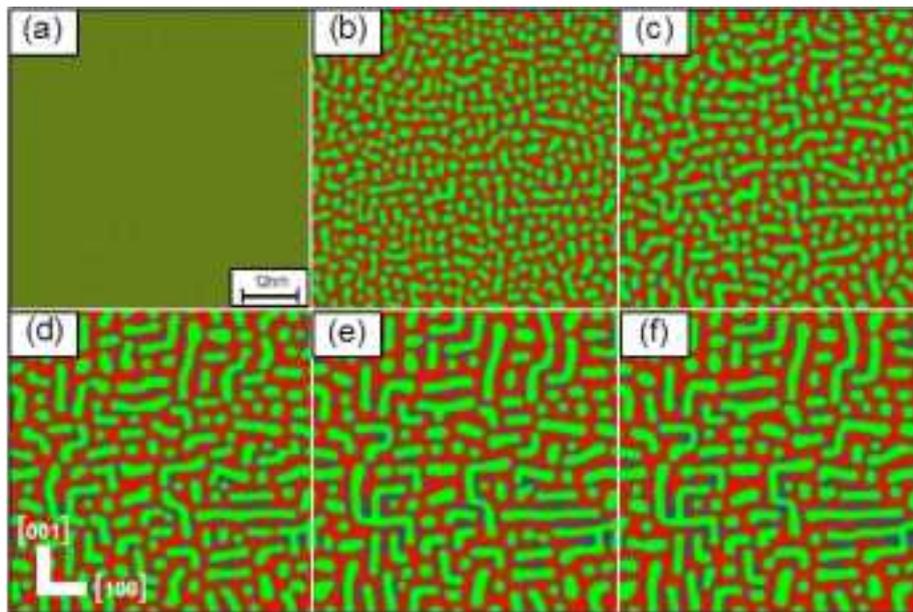


図 4 Fe-40at%Cr-10at%Ni-10at%Mo 合金の 550K 等温時効における相分離シミュレーション  
a)  $t' = 0$ , b)  $t' = 5$ , c)  $t' = 10$ , d)  $t' = 25$ , e)  $t' = 40$ , f)  $t' = 50$

### 2.2 「ふげん」実機材を想定した計算結果

図 5 と図 6 は、それぞれ、「ふげん」で使用されている「再循環ポンプケーシング」および「下部ヘッダ逆止弁」の組成に近い合金の 550K 等温時効における相分離シミュレーションの結果である。図 5 が Fe-20.1wt%Cr-8.48wt%Ni 合金、および図 6 が Fe-19.97wt%-10.08wt%Ni-2.25wt%Mo 合金に対応する（なお本計算は、キュリー温度の組成依存性の部分に Chang らの熱力学的パラメータ[12]を用いた解析である）。いずれにおいてもスピノーダル分解によって相分離が進行していることがわかる。

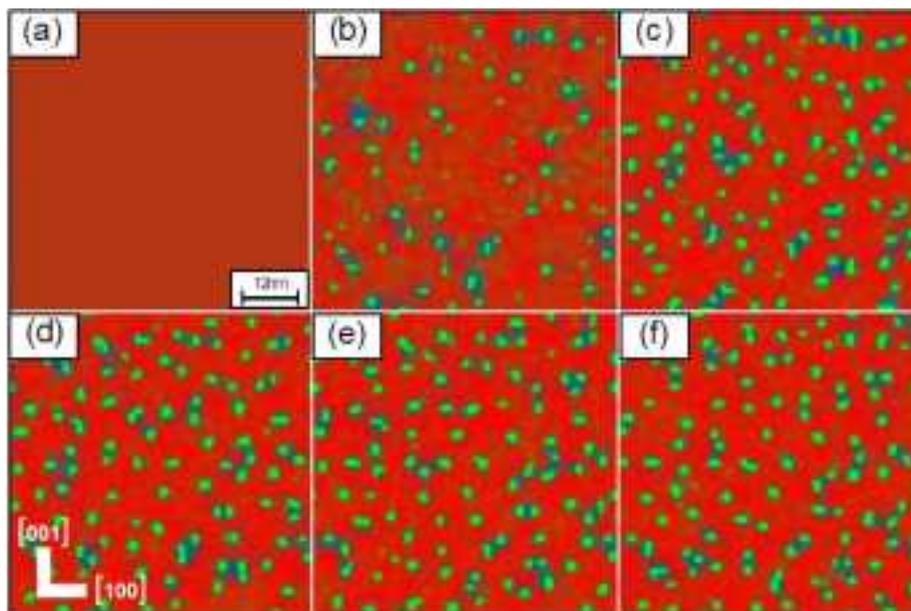


図5 Fe-20.1wt%Cr-8.48wt%Ni 合金(実用再循環ポンプケーシング組成)の 550K 等温時効における相分離シミュレーション a)  $t'=0$ , b)  $t'=5$ , c)  $t'=15$ , d)  $t'=40$ , e)  $t'=100$ , f)  $t'=150$

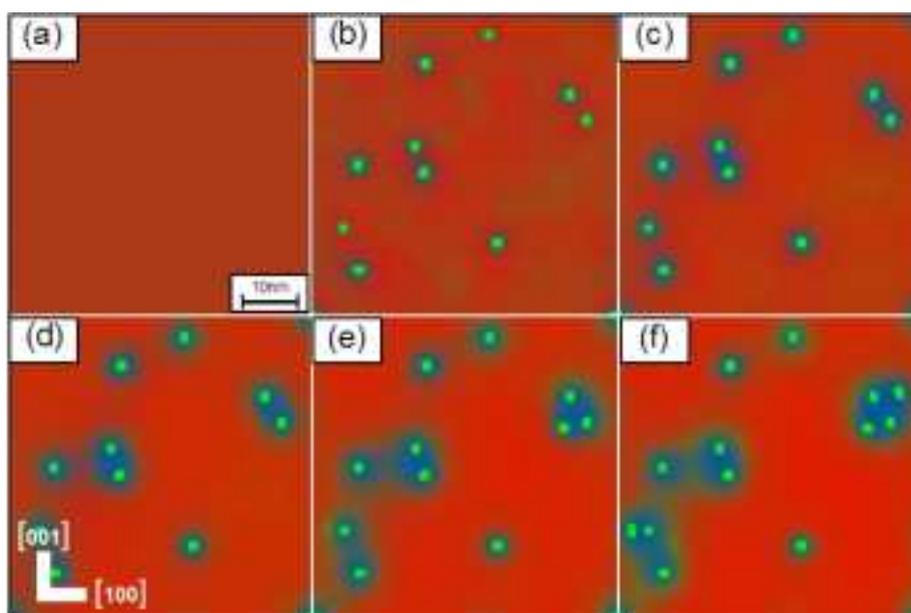


図6 Fe-19.97wt%-10.08wt%Ni-2.25wt%Mo 合金(実用下部ヘッド逆止弁組成)の 550K 等温時効における相分離シミュレーション a)  $t'=0$ , b)  $t'=5$ , c)  $t'=15$ , d)  $t'=40$ , e)  $t'=100$ , f)  $t'=150$

### 3. 相分離に対する外力の影響

さて以上の計算において、外力の影響に関して全く議論しなかった。今回は外力を考慮した計算と考慮しない計算の双方を行ったが、結果は全く同じであった。これは外力の過小評価や計算誤差等の問題ではなく、以下に説明するように計算理論から明確に導かれる帰結であることが明らかになった。

まず理論式における外力に関係する項は、式(2.23)右辺の最後の項である。ここでは外力  $\sigma_{ij}^a$  を定数と設定しているため、式(2.23)右辺の最後の項は定数項となる（ここでは弾性率も定数である）。し

たがって、弾性ポテンシャルにおいても、外力に関係する項は定数となる。具体的に式(2.21)の弾性ポテンシャルを書き下すと、以下のようになる。

$$\frac{\delta E_{\text{str}}}{\delta c_2} = -\varepsilon_2 \delta_{ij} \sigma_{ij}^{\text{el}}(\mathbf{r}) = [\text{外力に関係しない項}] - \varepsilon_2 (C_{11} + 2C_{12})(\varepsilon_{11}^a + \varepsilon_{22}^a + \varepsilon_{33}^a),$$

$$\frac{\delta E_{\text{str}}}{\delta c_3} = -\varepsilon_3 \delta_{ij} \sigma_{ij}^{\text{el}}(\mathbf{r}) = [\text{外力に関係しない項}] - \varepsilon_3 (C_{11} + 2C_{12})(\varepsilon_{11}^a + \varepsilon_{22}^a + \varepsilon_{33}^a),$$

$$\frac{\delta E_{\text{str}}}{\delta c_4} = -\varepsilon_4 \delta_{ij} \sigma_{ij}^{\text{el}}(\mathbf{r}) = [\text{外力に関係しない項}] - \varepsilon_4 (C_{11} + 2C_{12})(\varepsilon_{11}^a + \varepsilon_{22}^a + \varepsilon_{33}^a)$$

この項はそのまま拡散ポテンシャル内に、

$$\frac{\delta G_{\text{sys}}}{\delta c_i} = \frac{\delta G_{\text{c}}}{\delta c_i} + \frac{\delta E_{\text{grad}}}{\delta c_i} + \frac{\delta E_{\text{str}}}{\delta c_i}$$

のように引き継がれるので、外力に関係する項は拡散ポテンシャル内でも定数ということになる。拡散方程式を計算する際、拡散ポテンシャル場に対し空間微分の計算を行うが（広義のフックの第一法則である）、この計算の際に拡散ポテンシャル内の定数項は消えてしまう。すなわち、本計算において、外力は元素の拡散に全く影響を及ぼさないことが理論的に証明されたことになる。

従来、内部応力場と外部応力場が相互作用を持たないことは、コロネッティの定理としてよく知られている[9-11]。本解析では、濃度場は **eigen** 歪を介して内部応力場に含まれている。したがって、本解析にて、濃度場（**eigen** 歪場）と外部応力場が相互作用しない理論式が得られた事実は、コロネッティの定理をフェーズフィールド法の理論式から証明したことに他ならない。

さて、コロネッティの定理も含めて、外部応力が相分離に影響を及ぼさない理由を、理論式をさかのぼって考察すると、「弾性率が定数であること」に起因していることがわかる[9-11]。本解析は、非等方弾性論に基づく精密な解析ではあるが、弾性率は定数（方位のみの関数）を用いていることに根本的な問題がある訳である。弾性率は濃度の関数であることは周知の事実であるが、この影響を考慮するフェーズフィールド微視的弾性論の分野は、弾性不均質問題に属し、現時点における最も精密なフェーズフィールド微視的弾性論の解析法に相当する。

そこで、弾性不均質問題まで考慮することの出来る新しいシミュレーション理論構築に進むこととした。なお本内容は、当初の受託研究範囲を著しく高度に逸脱した内容となるため、当該研究期間内に全てを纏め上げることは不可能であることから、Fe-Cr および Fe-Mo 二成分系に対するプロトタイプの解析のみを本報告書にまとめることとする。

#### 4. 弾性不均質系におけるフェーズフィールド解析理論[3]

組織内の位置によって弾性率が異なる状態は、フェーズフィールド微視的弾論において、「弾性不均質」と呼ばれる。弾性不均質系における弾性場解析法には、これまでに反復計算に基づく解析法と、発展方程式を用いる解析法が提案されているが、ここでは前者の計算法について説明する[3]。

##### 4.1 弾性場に関する関係式の導出[13]

条件としては、二相組織を考え、体積力は作用していない状態を想定する。またeigen歪と弾性率を局所的な組成の関数と仮定する。まず位置 $\mathbf{r}$ における弾性応力場は、フックの法則に基づき次式にて定義される。

$$\sigma_{ij}^{el}(\mathbf{r}) = C_{ijkl}(\mathbf{r})\{\bar{\varepsilon}_{kl}^c + e_{kl}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{kl}^0(\mathbf{r})\} \quad (5.1)$$

弾性率 $C_{ijkl}$ が位置 $\mathbf{r}$ の関数であるので、 $C_{ijkl}(\mathbf{r})$ としている点に注意されたい。さてeigen歪と弾性率が、フェーズフィールド $\phi(\mathbf{r})$ に対し

$$\begin{aligned} C_{ijkl}(\mathbf{r}) &= C_{ijkl}^{(0)} + \Delta C_{ijkl}(\mathbf{r}), \\ \varepsilon_{ij}^0(\mathbf{r}) &= \eta_{ij}\phi(\mathbf{r}) \end{aligned} \quad (5.2)$$

のように直線的に変化する場合を想定しよう。 $\Delta C_{ijkl}(\mathbf{r})$ の空間平均はゼロとする（つまり $C_{ijkl}^{(0)}$ は $C_{ijkl}(\mathbf{r})$ の空間平均）。この条件下において、全歪変動量 $e_{kl}^c$ を平衡方程式から導く手法を以下に示す。平衡方程式は $\sigma_{ij,j}(\mathbf{r}) = 0$ であり、これに式(5.1)と(5.2)を代入すると、

$$\begin{aligned} \sigma_{ij,j} &= C_{ijkl}(\mathbf{r}) \left\{ \frac{\partial e_{kl}^c(\mathbf{r})}{\partial x_j} - \frac{\partial \varepsilon_{kl}^0(\mathbf{r})}{\partial x_j} \right\} + \left\{ \frac{\partial C_{ijkl}(\mathbf{r})}{\partial x_j} \right\} \{\bar{\varepsilon}_{kl}^c + e_{kl}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{kl}^0(\mathbf{r})\} = 0, \\ \{C_{ijkl}^{(0)} + \Delta C_{ijkl}(\mathbf{r})\} &\left\{ \frac{\partial e_{kl}^c(\mathbf{r})}{\partial x_j} - \frac{\partial \varepsilon_{kl}^0(\mathbf{r})}{\partial x_j} \right\} + \left\{ \frac{\partial \Delta C_{ijkl}(\mathbf{r})}{\partial x_j} \right\} \{\bar{\varepsilon}_{kl}^c + e_{kl}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{kl}^0(\mathbf{r})\} = 0, \\ C_{ijkl}^{(0)} \frac{\partial e_{kl}^c(\mathbf{r})}{\partial x_j} - C_{ijkl}^{(0)} \frac{\partial \varepsilon_{kl}^0(\mathbf{r})}{\partial x_j} + \Delta C_{ijkl}(\mathbf{r}) \frac{\partial e_{kl}^c(\mathbf{r})}{\partial x_j} - \Delta C_{ijkl}(\mathbf{r}) \frac{\partial \varepsilon_{kl}^0(\mathbf{r})}{\partial x_j} \\ &+ \frac{\partial \Delta C_{ijkl}(\mathbf{r})}{\partial x_j} \bar{\varepsilon}_{kl}^c + \frac{\partial \Delta C_{ijkl}(\mathbf{r})}{\partial x_j} e_{kl}^c(\mathbf{r}) - \frac{\partial \Delta C_{ijkl}(\mathbf{r})}{\partial x_j} \varepsilon_{kl}^0(\mathbf{r}) = 0, \\ C_{ijkl}^{(0)} \frac{\partial e_{kl}^c(\mathbf{r})}{\partial x_j} &= \left\{ C_{ijkl}^{(0)} \frac{\partial \varepsilon_{kl}^0(\mathbf{r})}{\partial x_j} - \frac{\partial \Delta C_{ijkl}(\mathbf{r})}{\partial x_j} \bar{\varepsilon}_{kl}^c \right\} + \left\{ \Delta C_{ijkl}(\mathbf{r}) \frac{\partial \varepsilon_{kl}^0(\mathbf{r})}{\partial x_j} + \frac{\partial \Delta C_{ijkl}(\mathbf{r})}{\partial x_j} \varepsilon_{kl}^0(\mathbf{r}) \right\} - \left\{ \Delta C_{ijkl}(\mathbf{r}) \frac{\partial e_{kl}^c(\mathbf{r})}{\partial x_j} + \frac{\partial \Delta C_{ijkl}(\mathbf{r})}{\partial x_j} e_{kl}^c(\mathbf{r}) \right\}, \\ \therefore C_{ijkl}^{(0)} \frac{\partial e_{kl}^c(\mathbf{r})}{\partial x_j} &= \left\{ C_{ijkl}^{(0)} \frac{\partial \varepsilon_{kl}^0(\mathbf{r})}{\partial x_j} - \frac{\partial \Delta C_{ijkl}(\mathbf{r})}{\partial x_j} \bar{\varepsilon}_{kl}^c \right\} + \frac{\partial}{\partial x_j} \left\{ \Delta C_{ijkl}(\mathbf{r}) \varepsilon_{kl}^0(\mathbf{r}) \right\} - \frac{\partial}{\partial x_j} \left\{ \Delta C_{ijkl}(\mathbf{r}) e_{kl}^c(\mathbf{r}) \right\} \end{aligned} \quad (5.3)$$

を得る。ここで変位 $\mathbf{u}(\mathbf{r})$ 、eigen歪 $\varepsilon_{ij}^0(\mathbf{r})$ 、およびフェーズフィールド $\phi(\mathbf{r})$ を次式のようにフーリエ変換にて定義しよう。

$$u_j(\mathbf{r}) = \int_{\mathbf{k}} u_j(\mathbf{k}) \exp(i\mathbf{k} \cdot \mathbf{r}) \frac{d\mathbf{k}}{(2\pi)^3} \quad (5.4)$$

$$\varepsilon_{kl}^0(\mathbf{r}) = \eta_{kl}\phi(\mathbf{r}) = \int_{\mathbf{k}} \eta_{kl}\phi(\mathbf{k}) \exp(i\mathbf{k} \cdot \mathbf{r}) \frac{d\mathbf{k}}{(2\pi)^3} \quad (5.5)$$

$$\phi(\mathbf{r}) = \int_{\mathbf{k}} \phi(\mathbf{k}) \exp(i\mathbf{k} \cdot \mathbf{r}) \frac{d\mathbf{k}}{(2\pi)^3} \quad (5.6)$$

$\eta_{kl}$  は格子ミスマッチである。全歪変動量  $e_{kl}^c(\mathbf{r})$  は、変位  $u_i(\mathbf{r})$  を位置  $\mathbf{r} = (x, y, z) = (x_1, x_2, x_3)$  で微分することにより次式にて定義される。

$$e_{kl}^c(\mathbf{r}) = \frac{1}{2} \left( \frac{\partial u_k}{\partial x_l} + \frac{\partial u_l}{\partial x_k} \right) = \frac{1}{2} \int_{\mathbf{k}} i \{ k_k u_l(\mathbf{k}) + k_l u_k(\mathbf{k}) \} \exp(i\mathbf{k} \cdot \mathbf{r}) \frac{d\mathbf{k}}{(2\pi)^3} \quad (5.7)$$

さて式(5.3)をフーリエ変換しよう。式(5.3)の各項を見ると、全てある関数を  $x_j$  で偏微分した形となっている。任意の関数を  $f(\mathbf{r})$  とし、そのフーリエ変換を  $f(\mathbf{k})$  とすると、

$$f(\mathbf{r}) = \int_{\mathbf{k}} f(\mathbf{k}) \exp(i\mathbf{k} \cdot \mathbf{r}) \frac{d\mathbf{k}}{(2\pi)^3}, \quad \rightarrow \quad \frac{\partial f(\mathbf{r})}{\partial x_j} = \int_{\mathbf{k}} ik_j f(\mathbf{k}) \exp(i\mathbf{k} \cdot \mathbf{r}) \frac{d\mathbf{k}}{(2\pi)^3} \quad (5.8)$$

となるので、 $x_j$  による偏微分操作は、フーリエ空間では  $f(\mathbf{k}) \rightarrow ik_j f(\mathbf{k})$  の変換を意味する。これより式(5.3)のフーリエ変換は、

$$\begin{aligned} C_{ijkl}^{(0)} \frac{\partial e_{kl}^c(\mathbf{r})}{\partial x_j} &= \left\{ C_{ijkl}^{(0)} \frac{\partial \varepsilon_{kl}^0(\mathbf{r})}{\partial x_j} - \frac{\partial \Delta C_{ijkl}(\mathbf{r})}{\partial x_j} \bar{\varepsilon}_{kl}^c \right\} + \frac{\partial}{\partial x_j} \{ \Delta C_{ijkl}(\mathbf{r}) \varepsilon_{kl}^0(\mathbf{r}) \} - \frac{\partial}{\partial x_j} \{ \Delta C_{ijkl}(\mathbf{r}) e_{kl}^c(\mathbf{r}) \}, \\ C_{ijkl}^{(0)} (ik_j) \frac{1}{2} i \{ k_k u_l(\mathbf{k}) + k_l u_k(\mathbf{k}) \} &= (ik_j) \{ C_{ijkl}^{(0)} \varepsilon_{kl}^0(\mathbf{k}) - \Delta C_{ijkl}(\mathbf{k}) \bar{\varepsilon}_{kl}^c \} + (ik_j) \{ \Delta C_{ijkl}(\mathbf{r}) \varepsilon_{kl}^0(\mathbf{r}) \}_{\mathbf{k}} - (ik_j) \{ \Delta C_{ijkl}(\mathbf{r}) e_{kl}^c(\mathbf{r}) \}_{\mathbf{k}}, \\ C_{ijkl}^{(0)} k_j k_l u_k(\mathbf{k}) &= -(ik_j) \{ C_{ijkl}^{(0)} \varepsilon_{kl}^0(\mathbf{k}) - \Delta C_{ijkl}(\mathbf{k}) \bar{\varepsilon}_{kl}^c \} - (ik_j) \{ \Delta C_{ijkl}(\mathbf{r}) \varepsilon_{kl}^0(\mathbf{r}) \}_{\mathbf{k}} + (ik_j) \{ \Delta C_{ijkl}(\mathbf{r}) e_{kl}^c(\mathbf{r}) \}_{\mathbf{k}}, \\ \therefore u_k(\mathbf{k}) &= -iG_{ik}(\mathbf{k}) k_j \left[ C_{ijmn}^{(0)} \varepsilon_{mn}^0(\mathbf{k}) - \Delta C_{ijmn}(\mathbf{k}) \bar{\varepsilon}_{mn}^c + \{ \Delta C_{ijmn}(\mathbf{r}) \varepsilon_{mn}^0(\mathbf{r}) \}_{\mathbf{k}} - \{ \Delta C_{ijmn}(\mathbf{r}) e_{mn}^c(\mathbf{r}) \}_{\mathbf{k}} \right] \end{aligned} \quad (5.9)$$

と変形できることがわかる。ここで、記号  $\{ \}_{\mathbf{k}}$  は、括弧内の関数（位置  $\mathbf{r}$  の関数である点に注意）のフーリエ変換を意味する。また  $G_{ik}(\mathbf{k}) \equiv (C_{ijkl}^{(0)} k_j k_l)^{-1}$  を定義した。式(5.9)の  $u_k(\mathbf{k})$  を用いて、 $e_{kl}^c(\mathbf{r})$  のフーリエ変換(式(5.7)参照)は、

$$\begin{aligned} &\frac{1}{2} i \{ k_k u_l(\mathbf{k}) + k_l u_k(\mathbf{k}) \} \\ &= -\frac{1}{2} i \{ k_k iG_{il}(\mathbf{k}) k_j + k_l iG_{ik}(\mathbf{k}) k_j \} \left[ C_{ijmn}^{(0)} \varepsilon_{mn}^0(\mathbf{k}) - \Delta C_{ijmn}(\mathbf{k}) \bar{\varepsilon}_{mn}^c + \{ \Delta C_{ijmn}(\mathbf{r}) \varepsilon_{mn}^0(\mathbf{r}) \}_{\mathbf{k}} - \{ \Delta C_{ijmn}(\mathbf{r}) e_{mn}^c(\mathbf{r}) \}_{\mathbf{k}} \right] \\ &= \frac{1}{2} \{ k_k G_{il}(\mathbf{k}) + k_l G_{ik}(\mathbf{k}) \} k_j \left[ C_{ijmn}^{(0)} \varepsilon_{mn}^0(\mathbf{k}) - \Delta C_{ijmn}(\mathbf{k}) \bar{\varepsilon}_{mn}^c + \{ \Delta C_{ijmn}(\mathbf{r}) \varepsilon_{mn}^0(\mathbf{r}) \}_{\mathbf{k}} - \{ \Delta C_{ijmn}(\mathbf{r}) e_{mn}^c(\mathbf{r}) \}_{\mathbf{k}} \right] \end{aligned}$$

と計算されるので、この式のフーリエ逆変換より、 $e_{kl}^c(\mathbf{r})$  は、

$$e_{kl}^c(\mathbf{r}) = \frac{1}{2} \int_{\mathbf{k}} \{ k_k G_{il}(\mathbf{k}) + k_l G_{ik}(\mathbf{k}) \} k_j \left\{ \begin{array}{l} C_{ijmn}^{(0)} \varepsilon_{mn}^0(\mathbf{k}) - \Delta C_{ijmn}(\mathbf{k}) \bar{\varepsilon}_{mn}^c \\ + \{ \Delta C_{ijmn}(\mathbf{r}) \varepsilon_{mn}^0(\mathbf{r}) \}_{\mathbf{k}} \\ - \{ \Delta C_{ijmn}(\mathbf{r}) e_{mn}^c(\mathbf{r}) \}_{\mathbf{k}} \end{array} \right\} \exp(i\mathbf{k} \cdot \mathbf{r}) \frac{d\mathbf{k}}{(2\pi)^3} \quad (5.10)$$

と表現できることがわかる。ただし、このままでは、両辺に  $e_{kl}^c(\mathbf{r})$  があるので、 $e_{kl}^c(\mathbf{r})$  を直接解くことができない。そこで  $e_{kl}^c(\mathbf{r})$  を反復計算にて解く手法が Yu ら[13]によって提案されている。反復解法であるので、反復  $\alpha$  回めの  $e_{kl}^c(\mathbf{r})$  を  $e_{kl}^{c[\alpha]}(\mathbf{r})$  と記すと、反復計算の関係式は、以下のように定義される。

$$e_{kl}^{c[\alpha+1]}(\mathbf{r}) = \frac{1}{2} \int_{\mathbf{k}} \{k_k G_{il}(\mathbf{k}) + k_l G_{ik}(\mathbf{k})\} k_j \left\{ \begin{array}{l} C_{ijmn}^{(0)} \varepsilon_{mn}^0(\mathbf{k}) - \Delta C_{ijmn}(\mathbf{k}) \bar{\varepsilon}_{mn}^c \\ + \left\{ \Delta C_{ijmn}(\mathbf{r}) \varepsilon_{mn}^0(\mathbf{r}) \right\}_{\mathbf{k}} \\ - \left\{ \Delta C_{ijmn}(\mathbf{r}) e_{mn}^{c[\alpha]}(\mathbf{r}) \right\}_{\mathbf{k}} \end{array} \right\} \exp(i\mathbf{k} \cdot \mathbf{r}) \frac{d\mathbf{k}}{(2\pi)^3} \quad (5.11)$$

さらに  $\Omega_{ik}(\mathbf{n}) \equiv (C_{ijkl}^0 n_j n_l)^{-1}$  を定義すると ( $\mathbf{n} = \mathbf{k} / |\mathbf{k}| = \mathbf{k} / k$ ,  $k = |\mathbf{k}|$ )、

$$\begin{aligned} G_{ik}^{-1}(\mathbf{k}) &= C_{ijkl}^0 k_j k_l, \\ G_{ik}^{-1}(\mathbf{k}) &= k^2 C_{ijkl}^0 n_j n_l = k^2 \Omega_{ik}^{-1}(\mathbf{n}), \\ G_{ik}(\mathbf{k}) G_{ik}^{-1}(\mathbf{k}) \Omega_{ik}(\mathbf{n}) &= k^2 C_{ijkl}^0 n_j n_l = G_{ik}(\mathbf{k}) k^2 \Omega_{ik}^{-1}(\mathbf{n}) \Omega_{ik}(\mathbf{n}), \\ \Omega_{ik}(\mathbf{n}) &= k^2 G_{ik}(\mathbf{k}), \\ \therefore G_{ik}(\mathbf{k}) &= \frac{\Omega_{ik}(\mathbf{n})}{k^2} \end{aligned}$$

であるので (波数ベクトルの  $\mathbf{k}$  と、添え字の  $k$  を混同しないこと)、

$$e_{kl}^{c[\alpha+1]}(\mathbf{r}) = \frac{1}{2} \int_{\mathbf{k}} \{n_k \Omega_{il}(\mathbf{n}) + n_l \Omega_{ik}(\mathbf{n})\} n_j \left\{ \begin{array}{l} C_{ijmn}^{(0)} \varepsilon_{mn}^0(\mathbf{k}) - \Delta C_{ijmn}(\mathbf{k}) \bar{\varepsilon}_{mn}^c \\ + \left\{ \Delta C_{ijmn}(\mathbf{r}) \varepsilon_{mn}^0(\mathbf{r}) \right\}_{\mathbf{k}} \\ - \left\{ \Delta C_{ijmn}(\mathbf{r}) e_{mn}^{c[\alpha]}(\mathbf{r}) \right\}_{\mathbf{k}} \end{array} \right\} \exp(i\mathbf{k} \cdot \mathbf{r}) \frac{d\mathbf{k}}{(2\pi)^3} \quad (5.12)$$

となる。 $\Omega_{ik}(\mathbf{n})$  は方位  $\mathbf{n}$  のみの関数である。この計算を  $e_{kl}^{c[i]}(\mathbf{r})$  が収束するまで返すことによって、 $e_{kl}^c(\mathbf{r})$  が求まる。

さてに、弾性不均質系における均一歪の関係式を導出しよう。まず弾性歪エネルギー (一定外力  $\sigma_{ij}^a$  を含む) を、

$$\begin{aligned}
E_{\text{str}} &= \frac{1}{2} \int_{\mathbf{r}} C_{ijkl}(\mathbf{r}) \{ \bar{\varepsilon}_{ij}^c + e_{ij}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{ij}^0(\mathbf{r}) \} \{ \bar{\varepsilon}_{kl}^c + e_{kl}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{kl}^0(\mathbf{r}) \} d\mathbf{r} - \sigma_{ij}^a \bar{\varepsilon}_{ij}^c \\
&= \frac{1}{2} \int_{\mathbf{r}} C_{ijkl}(\mathbf{r}) \bar{\varepsilon}_{ij}^c \bar{\varepsilon}_{kl}^c d\mathbf{r} + \frac{1}{2} \bar{\varepsilon}_{ij}^c \int_{\mathbf{r}} C_{ijkl}(\mathbf{r}) e_{kl}^c(\mathbf{r}) d\mathbf{r} - \frac{1}{2} \bar{\varepsilon}_{ij}^c \int_{\mathbf{r}} C_{ijkl}(\mathbf{r}) \varepsilon_{kl}^0(\mathbf{r}) d\mathbf{r} \\
&\quad + \frac{1}{2} \bar{\varepsilon}_{kl}^c \int_{\mathbf{r}} C_{ijkl}(\mathbf{r}) e_{ij}^c(\mathbf{r}) d\mathbf{r} + \frac{1}{2} \int_{\mathbf{r}} C_{ijkl}(\mathbf{r}) e_{ij}^c(\mathbf{r}) e_{kl}^c(\mathbf{r}) d\mathbf{r} - \frac{1}{2} \int_{\mathbf{r}} C_{ijkl}(\mathbf{r}) e_{ij}^c(\mathbf{r}) \varepsilon_{kl}^0(\mathbf{r}) d\mathbf{r} \\
&\quad - \frac{1}{2} \bar{\varepsilon}_{kl}^c \int_{\mathbf{r}} C_{ijkl}(\mathbf{r}) \varepsilon_{ij}^0(\mathbf{r}) d\mathbf{r} - \frac{1}{2} \int_{\mathbf{r}} C_{ijkl}(\mathbf{r}) \varepsilon_{ij}^0(\mathbf{r}) e_{kl}^c(\mathbf{r}) d\mathbf{r} + \frac{1}{2} \int_{\mathbf{r}} C_{ijkl}(\mathbf{r}) \varepsilon_{ij}^0(\mathbf{r}) \varepsilon_{kl}^0(\mathbf{r}) d\mathbf{r} - \sigma_{ij}^a \bar{\varepsilon}_{ij}^c \\
&= \frac{1}{2} \bar{\varepsilon}_{ij}^c \bar{\varepsilon}_{kl}^c \int_{\mathbf{r}} C_{ijkl}(\mathbf{r}) d\mathbf{r} - \bar{\varepsilon}_{ij}^c \int_{\mathbf{r}} C_{ijkl}(\mathbf{r}) \varepsilon_{kl}^0(\mathbf{r}) d\mathbf{r} + \bar{\varepsilon}_{ij}^c \int_{\mathbf{r}} C_{ijkl}(\mathbf{r}) e_{kl}^c(\mathbf{r}) d\mathbf{r} \\
&\quad + \frac{1}{2} \int_{\mathbf{r}} C_{ijkl}(\mathbf{r}) \varepsilon_{ij}^0(\mathbf{r}) \varepsilon_{kl}^0(\mathbf{r}) d\mathbf{r} - \int_{\mathbf{r}} C_{ijkl}(\mathbf{r}) e_{ij}^c(\mathbf{r}) \varepsilon_{kl}^0(\mathbf{r}) d\mathbf{r} + \frac{1}{2} \int_{\mathbf{r}} C_{ijkl}(\mathbf{r}) e_{ij}^c(\mathbf{r}) e_{kl}^c(\mathbf{r}) d\mathbf{r} - \sigma_{ij}^a \bar{\varepsilon}_{ij}^c
\end{aligned} \tag{5.13}$$

と書き下し、 $C_{ijkl}^0 + \Delta C_{ijkl}(\mathbf{r})$  を代入すると、

$$\begin{aligned}
E_{\text{str}} &= \frac{1}{2} \bar{\varepsilon}_{ij}^c \bar{\varepsilon}_{kl}^c \int_{\mathbf{r}} C_{ijkl}(\mathbf{r}) d\mathbf{r} - \bar{\varepsilon}_{ij}^c \int_{\mathbf{r}} C_{ijkl}(\mathbf{r}) \varepsilon_{kl}^0(\mathbf{r}) d\mathbf{r} + \bar{\varepsilon}_{ij}^c \int_{\mathbf{r}} C_{ijkl}(\mathbf{r}) e_{kl}^c(\mathbf{r}) d\mathbf{r} \\
&\quad + \frac{1}{2} \int_{\mathbf{r}} C_{ijkl}(\mathbf{r}) \varepsilon_{ij}^0(\mathbf{r}) \varepsilon_{kl}^0(\mathbf{r}) d\mathbf{r} - \int_{\mathbf{r}} C_{ijkl}(\mathbf{r}) e_{ij}^c(\mathbf{r}) \varepsilon_{kl}^0(\mathbf{r}) d\mathbf{r} + \frac{1}{2} \int_{\mathbf{r}} C_{ijkl}(\mathbf{r}) e_{ij}^c(\mathbf{r}) e_{kl}^c(\mathbf{r}) d\mathbf{r} - \sigma_{ij}^a \bar{\varepsilon}_{ij}^c \\
&= \frac{1}{2} \bar{\varepsilon}_{ij}^c \bar{\varepsilon}_{kl}^c \int_{\mathbf{r}} [C_{ijkl}^0 + \Delta C_{ijkl}(\mathbf{r})] d\mathbf{r} - \bar{\varepsilon}_{ij}^c \int_{\mathbf{r}} [C_{ijkl}^0 + \Delta C_{ijkl}(\mathbf{r})] \varepsilon_{kl}^0(\mathbf{r}) d\mathbf{r} \\
&\quad + \bar{\varepsilon}_{ij}^c \int_{\mathbf{r}} [C_{ijkl}^0 + \Delta C_{ijkl}(\mathbf{r})] e_{kl}^c(\mathbf{r}) d\mathbf{r} + \frac{1}{2} \int_{\mathbf{r}} [C_{ijkl}^0 + \Delta C_{ijkl}(\mathbf{r})] \varepsilon_{ij}^0(\mathbf{r}) \varepsilon_{kl}^0(\mathbf{r}) d\mathbf{r} \\
&\quad - \int_{\mathbf{r}} [C_{ijkl}^0 + \Delta C_{ijkl}(\mathbf{r})] e_{ij}^c(\mathbf{r}) \varepsilon_{kl}^0(\mathbf{r}) d\mathbf{r} + \frac{1}{2} \int_{\mathbf{r}} [C_{ijkl}^0 + \Delta C_{ijkl}(\mathbf{r})] e_{ij}^c(\mathbf{r}) e_{kl}^c(\mathbf{r}) d\mathbf{r} - \sigma_{ij}^a \bar{\varepsilon}_{ij}^c
\end{aligned}$$

を得る。この式を、物体全体の力学的平衡条件式： $\frac{\partial E_{\text{str}}}{\partial \bar{\varepsilon}_{ij}^c} = 0$  に代入すると、

$$\frac{\partial E_{\text{str}}}{\partial \bar{\varepsilon}_{ij}^c} = C_{ijkl}^0 \bar{\varepsilon}_{kl}^c - C_{ijkl}^0 \int_{\mathbf{r}} \varepsilon_{kl}^0(\mathbf{r}) d\mathbf{r} - \int_{\mathbf{r}} \Delta C_{ijkl}(\mathbf{r}) \varepsilon_{kl}^0(\mathbf{r}) d\mathbf{r} + \int_{\mathbf{r}} \Delta C_{ijkl}(\mathbf{r}) e_{kl}^c(\mathbf{r}) d\mathbf{r} - \sigma_{ij}^a = 0$$

が導かれ、これを整理して、

$$\begin{aligned}
C_{ijkl}^0 \bar{\varepsilon}_{kl}^c - C_{ijkl}^0 \int_{\mathbf{r}} \varepsilon_{kl}^0(\mathbf{r}) d\mathbf{r} - \int_{\mathbf{r}} \Delta C_{ijkl}(\mathbf{r}) \varepsilon_{kl}^0(\mathbf{r}) d\mathbf{r} + \int_{\mathbf{r}} \Delta C_{ijkl}(\mathbf{r}) e_{kl}^c(\mathbf{r}) d\mathbf{r} - \sigma_{ij}^a &= 0, \\
C_{ijkl}^0 \bar{\varepsilon}_{kl}^c &= C_{ijkl}^0 \int_{\mathbf{r}} \varepsilon_{kl}^0(\mathbf{r}) d\mathbf{r} + \int_{\mathbf{r}} \Delta C_{ijkl}(\mathbf{r}) \varepsilon_{kl}^0(\mathbf{r}) d\mathbf{r} - \int_{\mathbf{r}} \Delta C_{ijkl}(\mathbf{r}) e_{kl}^c(\mathbf{r}) d\mathbf{r} + \sigma_{ij}^a, \\
\therefore \bar{\varepsilon}_{kl}^c &= S_{ijkl}^0 C_{ijpq}^0 \int_{\mathbf{r}} \varepsilon_{pq}^0(\mathbf{r}) d\mathbf{r} + S_{ijkl}^0 \int_{\mathbf{r}} \Delta C_{ijpq}(\mathbf{r}) \varepsilon_{pq}^0(\mathbf{r}) d\mathbf{r} - S_{ijkl}^0 \int_{\mathbf{r}} \Delta C_{ijpq}(\mathbf{r}) e_{pq}^c(\mathbf{r}) d\mathbf{r} + S_{ijkl}^0 \sigma_{ij}^a
\end{aligned} \tag{5.14}$$

を得る。 $S_{ijkl}^0$  は  $C_{ijkl}^0$  の弾性コンプライアンスである。この式を数値計算することによって、均一歪  $\bar{\varepsilon}_{ij}^c$  を求めることができる。なおこの式の右辺に、式(5.12)で決定する未知数  $e_{ij}^c(\mathbf{r})$  が存在するので、式

(5.14)は、式(5.12)の反復計算の中において、計算しなくてはならない。

#### 4.2 弾性ポテンシャル場に関する関係式の導出

ポテンシャル場を導出するには、弾性歪エネルギー式を秩序変数で汎関数微分する必要があるの  
で、濃度場を念頭に、あらためて弾性歪エネルギー式を、

$$E_{str} = \frac{1}{2} \int_{\mathbf{r}} C_{ijkl} [c(\mathbf{r})] \{ \varepsilon_{ij}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{ij}^0 [c(\mathbf{r})] \} \{ \varepsilon_{kl}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{kl}^0 [c(\mathbf{r})] \} d\mathbf{r} - \sigma_{ij}^a \bar{\varepsilon}_{ij}^c \quad (5.15)$$

と表現しよう。弾性率とeigen歪がともに濃度に比例する場合には、この式は、

$$E_{str} = \frac{1}{2} \int_{\mathbf{r}} [C_{ijkl}^0 + \Delta C_{ijkl} \{c(\mathbf{r}) - c_0\}] \{ \varepsilon_{ij}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{ij}^{00} c(\mathbf{r}) \} \{ \varepsilon_{kl}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{kl}^{00} c(\mathbf{r}) \} d\mathbf{r} - \sigma_{ij}^a \bar{\varepsilon}_{ij}^c \quad (5.16)$$

と表現できる。ここで、

$$\varepsilon_{ij}^0 [c(\mathbf{r})] = \varepsilon_{ij}^{00} c(\mathbf{r}), \quad C_{ijkl} [c(\mathbf{r})] = C_{ijkl}^0 + \Delta C_{ijkl} \{c(\mathbf{r}) - c_0\} \quad (5.17)$$

である。式(5.16)を濃度場で汎関数微分することによって、弾性ポテンシャルは、

$$\begin{aligned} \frac{\partial E_{str}}{\partial c(\mathbf{r})} = & -[C_{ijkl}^0 + \Delta C_{ijkl} \{c(\mathbf{r}) - c_0\}] \varepsilon_{ij}^{00} \{ \varepsilon_{kl}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{kl}^{00} c(\mathbf{r}) \} \\ & + \frac{1}{2} \Delta C_{ijkl} \{ \varepsilon_{ij}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{ij}^{00} c(\mathbf{r}) \} \{ \varepsilon_{kl}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{kl}^{00} c(\mathbf{r}) \} \end{aligned} \quad (5.18)$$

と計算される。まず斜方晶系について、この式を書き下すと、

$$\begin{aligned}
\frac{\partial E_{str}}{\partial c(\mathbf{r})} &= -[C_{ijkl}^0 + \Delta C_{ijkl} \{c(\mathbf{r}) - c_0\}] \varepsilon_{ij}^{00} \{\varepsilon_{kl}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{kl}^{00} c(\mathbf{r})\} + \frac{1}{2} \Delta C_{ijkl} \{\varepsilon_{ij}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{ij}^{00} c(\mathbf{r})\} \{\varepsilon_{kl}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{kl}^{00} c(\mathbf{r})\} \\
&= -\{C_{11}(\mathbf{r}) \varepsilon_{11}^{00} + C_{12}(\mathbf{r}) \varepsilon_{22}^{00} + C_{13}(\mathbf{r}) \varepsilon_{33}^{00}\} \{\varepsilon_{11}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{11}^{00} c(\mathbf{r})\} \\
&\quad - \{C_{22}(\mathbf{r}) \varepsilon_{22}^{00} + C_{12}(\mathbf{r}) \varepsilon_{11}^{00} + C_{23}(\mathbf{r}) \varepsilon_{33}^{00}\} \{\varepsilon_{22}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{22}^{00} c(\mathbf{r})\} \\
&\quad - \{C_{33}(\mathbf{r}) \varepsilon_{33}^{00} + C_{13}(\mathbf{r}) \varepsilon_{11}^{00} + C_{23}(\mathbf{r}) \varepsilon_{22}^{00}\} \{\varepsilon_{33}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{33}^{00} c(\mathbf{r})\} \\
&\quad + \frac{1}{2} \Delta C_{11} \{\varepsilon_{11}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{11}^{00} c(\mathbf{r})\}^2 + \frac{1}{2} \Delta C_{22} \{\varepsilon_{22}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{22}^{00} c(\mathbf{r})\}^2 + \frac{1}{2} \Delta C_{33} \{\varepsilon_{33}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{33}^{00} c(\mathbf{r})\}^2 \\
&\quad + \Delta C_{12} \{\varepsilon_{11}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{11}^{00} c(\mathbf{r})\} \{\varepsilon_{22}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{22}^{00} c(\mathbf{r})\} \\
&\quad + \Delta C_{13} \{\varepsilon_{11}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{11}^{00} c(\mathbf{r})\} \{\varepsilon_{33}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{33}^{00} c(\mathbf{r})\} \\
&\quad + \Delta C_{23} \{\varepsilon_{22}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{22}^{00} c(\mathbf{r})\} \{\varepsilon_{33}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{33}^{00} c(\mathbf{r})\} \\
&\quad + 2\Delta C_{44} \varepsilon_{23}^c(\mathbf{r}) \varepsilon_{23}^c(\mathbf{r}) + 2\Delta C_{55} \varepsilon_{13}^c(\mathbf{r}) \varepsilon_{13}^c(\mathbf{r}) + 2\Delta C_{66} \varepsilon_{12}^c(\mathbf{r}) \varepsilon_{12}^c(\mathbf{r})
\end{aligned} \tag{5.19}$$

となる。ここで、

$$\begin{aligned}
&-[C_{ijkl}^0 + \Delta C_{ijkl} \{c(\mathbf{r}) - c_0\}] \varepsilon_{ij}^{00} \{\varepsilon_{kl}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{kl}^{00} c(\mathbf{r})\} \\
&= -C_{ijkl}(\mathbf{r}) \varepsilon_{ij}^{00} \{\varepsilon_{kl}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{kl}^{00} c(\mathbf{r})\} \\
&= -C_{11}(\mathbf{r}) \varepsilon_{11}^{00} \{\varepsilon_{11}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{11}^{00} c(\mathbf{r})\} - C_{22}(\mathbf{r}) \varepsilon_{22}^{00} \{\varepsilon_{22}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{22}^{00} c(\mathbf{r})\} - C_{33}(\mathbf{r}) \varepsilon_{33}^{00} \{\varepsilon_{33}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{33}^{00} c(\mathbf{r})\} \\
&\quad - C_{12}(\mathbf{r}) \varepsilon_{11}^{00} \{\varepsilon_{22}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{22}^{00} c(\mathbf{r})\} - C_{12}(\mathbf{r}) \varepsilon_{22}^{00} \{\varepsilon_{11}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{11}^{00} c(\mathbf{r})\} \\
&\quad - C_{13}(\mathbf{r}) \varepsilon_{11}^{00} \{\varepsilon_{33}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{33}^{00} c(\mathbf{r})\} - C_{13}(\mathbf{r}) \varepsilon_{33}^{00} \{\varepsilon_{11}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{11}^{00} c(\mathbf{r})\} \\
&\quad - C_{23}(\mathbf{r}) \varepsilon_{22}^{00} \{\varepsilon_{33}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{33}^{00} c(\mathbf{r})\} - C_{23}(\mathbf{r}) \varepsilon_{33}^{00} \{\varepsilon_{22}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{22}^{00} c(\mathbf{r})\} \\
&= -\{C_{11}(\mathbf{r}) \varepsilon_{11}^{00} + C_{12}(\mathbf{r}) \varepsilon_{22}^{00} + C_{13}(\mathbf{r}) \varepsilon_{33}^{00}\} \{\varepsilon_{11}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{11}^{00} c(\mathbf{r})\} \\
&\quad - \{C_{22}(\mathbf{r}) \varepsilon_{22}^{00} + C_{12}(\mathbf{r}) \varepsilon_{11}^{00} + C_{23}(\mathbf{r}) \varepsilon_{33}^{00}\} \{\varepsilon_{22}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{22}^{00} c(\mathbf{r})\} \\
&\quad - \{C_{33}(\mathbf{r}) \varepsilon_{33}^{00} + C_{13}(\mathbf{r}) \varepsilon_{11}^{00} + C_{23}(\mathbf{r}) \varepsilon_{22}^{00}\} \{\varepsilon_{33}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{33}^{00} c(\mathbf{r})\} \\
&= -\{C_{11}(\mathbf{r}) \varepsilon_{11}^{00} + C_{12}(\mathbf{r}) \varepsilon_{22}^{00} + C_{13}(\mathbf{r}) \varepsilon_{33}^{00}\} \{\varepsilon_{11}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{11}^{00} c(\mathbf{r})\} \\
&\quad - \{C_{22}(\mathbf{r}) \varepsilon_{22}^{00} + C_{12}(\mathbf{r}) \varepsilon_{11}^{00} + C_{23}(\mathbf{r}) \varepsilon_{33}^{00}\} \{\varepsilon_{22}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{22}^{00} c(\mathbf{r})\} \\
&\quad - \{C_{33}(\mathbf{r}) \varepsilon_{33}^{00} + C_{13}(\mathbf{r}) \varepsilon_{11}^{00} + C_{23}(\mathbf{r}) \varepsilon_{22}^{00}\} \{\varepsilon_{33}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{33}^{00} c(\mathbf{r})\}
\end{aligned}$$

および

$$\begin{aligned}
& \frac{1}{2} \Delta C_{ijkl} \{ \varepsilon_{ij}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{ij}^{00} c(\mathbf{r}) \} \{ \varepsilon_{kl}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{kl}^{00} c(\mathbf{r}) \} \\
&= \frac{1}{2} \Delta C_{11} \{ \varepsilon_{11}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{11}^{00} c(\mathbf{r}) \}^2 + \frac{1}{2} \Delta C_{22} \{ \varepsilon_{22}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{22}^{00} c(\mathbf{r}) \}^2 + \frac{1}{2} \Delta C_{33} \{ \varepsilon_{33}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{33}^{00} c(\mathbf{r}) \}^2 \\
&\quad + \Delta C_{12} \{ \varepsilon_{11}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{11}^{00} c(\mathbf{r}) \} \{ \varepsilon_{22}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{22}^{00} c(\mathbf{r}) \} \\
&\quad + \Delta C_{13} \{ \varepsilon_{11}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{11}^{00} c(\mathbf{r}) \} \{ \varepsilon_{33}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{33}^{00} c(\mathbf{r}) \} \\
&\quad + \Delta C_{23} \{ \varepsilon_{22}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{22}^{00} c(\mathbf{r}) \} \{ \varepsilon_{33}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{33}^{00} c(\mathbf{r}) \} \\
&\quad + 2\Delta C_{44} \varepsilon_{23}^c(\mathbf{r}) \varepsilon_{23}^c(\mathbf{r}) + 2\Delta C_{55} \varepsilon_{13}^c(\mathbf{r}) \varepsilon_{13}^c(\mathbf{r}) + 2\Delta C_{66} \varepsilon_{12}^c(\mathbf{r}) \varepsilon_{12}^c(\mathbf{r})
\end{aligned}$$

を用いた。さらに結晶構造が立方晶で、eigen歪場がpure dilatationである場合には、式(5.19)は、

$$\begin{aligned}
\frac{\partial E_{str}}{\partial c(\mathbf{r})} &= -\{C_{11}(\mathbf{r})\varepsilon_{11}^{00} + C_{12}(\mathbf{r})\varepsilon_{22}^{00} + C_{13}(\mathbf{r})\varepsilon_{33}^{00}\}\{\varepsilon_{11}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{11}^{00}c(\mathbf{r})\} \\
&\quad -\{C_{22}(\mathbf{r})\varepsilon_{22}^{00} + C_{12}(\mathbf{r})\varepsilon_{11}^{00} + C_{23}(\mathbf{r})\varepsilon_{33}^{00}\}\{\varepsilon_{22}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{22}^{00}c(\mathbf{r})\} \\
&\quad -\{C_{33}(\mathbf{r})\varepsilon_{33}^{00} + C_{13}(\mathbf{r})\varepsilon_{11}^{00} + C_{23}(\mathbf{r})\varepsilon_{22}^{00}\}\{\varepsilon_{33}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{33}^{00}c(\mathbf{r})\} \\
&\quad + \frac{1}{2}\Delta C_{11}\{\varepsilon_{11}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{11}^{00}c(\mathbf{r})\}^2 + \frac{1}{2}\Delta C_{22}\{\varepsilon_{22}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{22}^{00}c(\mathbf{r})\}^2 + \frac{1}{2}\Delta C_{33}\{\varepsilon_{33}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{33}^{00}c(\mathbf{r})\}^2 \\
&\quad + \Delta C_{12}\{\varepsilon_{11}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{11}^{00}c(\mathbf{r})\}\{\varepsilon_{22}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{22}^{00}c(\mathbf{r})\} \\
&\quad + \Delta C_{13}\{\varepsilon_{11}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{11}^{00}c(\mathbf{r})\}\{\varepsilon_{33}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{33}^{00}c(\mathbf{r})\} \\
&\quad + \Delta C_{23}\{\varepsilon_{22}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{22}^{00}c(\mathbf{r})\}\{\varepsilon_{33}^c(\mathbf{r}) - \varepsilon_{33}^{00}c(\mathbf{r})\} \\
&\quad + 2\Delta C_{44}\varepsilon_{23}^c(\mathbf{r})\varepsilon_{23}^c(\mathbf{r}) + 2\Delta C_{55}\varepsilon_{13}^c(\mathbf{r})\varepsilon_{13}^c(\mathbf{r}) + 2\Delta C_{66}\varepsilon_{12}^c(\mathbf{r})\varepsilon_{12}^c(\mathbf{r}) \\
&= -\eta_0\{C_{11}(\mathbf{r}) + 2C_{12}(\mathbf{r})\}\left[\{\varepsilon_{11}^c(\mathbf{r}) - \eta_0c(\mathbf{r})\} + \{\varepsilon_{22}^c(\mathbf{r}) - \eta_0c(\mathbf{r})\} + \{\varepsilon_{33}^c(\mathbf{r}) - \eta_0c(\mathbf{r})\}\right] \\
&\quad + \frac{1}{2}\Delta C_{11}\left[\{\varepsilon_{11}^c(\mathbf{r}) - \eta_0c(\mathbf{r})\}^2 + \{\varepsilon_{22}^c(\mathbf{r}) - \eta_0c(\mathbf{r})\}^2 + \{\varepsilon_{33}^c(\mathbf{r}) - \eta_0c(\mathbf{r})\}^2\right] \\
&\quad + \Delta C_{12}\left[\begin{array}{l} \{\varepsilon_{11}^c(\mathbf{r}) - \eta_0c(\mathbf{r})\}\{\varepsilon_{22}^c(\mathbf{r}) - \eta_0c(\mathbf{r})\} \\ +\{\varepsilon_{11}^c(\mathbf{r}) - \eta_0c(\mathbf{r})\}\{\varepsilon_{33}^c(\mathbf{r}) - \eta_0c(\mathbf{r})\} \\ +\{\varepsilon_{22}^c(\mathbf{r}) - \eta_0c(\mathbf{r})\}\{\varepsilon_{33}^c(\mathbf{r}) - \eta_0c(\mathbf{r})\} \end{array}\right] \\
&\quad + 2\Delta C_{44}\left[\varepsilon_{23}^c(\mathbf{r})\varepsilon_{23}^c(\mathbf{r}) + \varepsilon_{13}^c(\mathbf{r})\varepsilon_{13}^c(\mathbf{r}) + \varepsilon_{12}^c(\mathbf{r})\varepsilon_{12}^c(\mathbf{r})\right] \\
&= -\eta_0(C_{11}^0 + 2C_{12}^0)\left[\{\varepsilon_{11}^c(\mathbf{r}) - \eta_0c(\mathbf{r})\} + \{\varepsilon_{22}^c(\mathbf{r}) - \eta_0c(\mathbf{r})\} + \{\varepsilon_{33}^c(\mathbf{r}) - \eta_0c(\mathbf{r})\}\right] \\
&\quad - \eta_0(\Delta C_{11} + 2\Delta C_{12})\{c(\mathbf{r}) - c_0\}\left[\{\varepsilon_{11}^c(\mathbf{r}) - \eta_0c(\mathbf{r})\} + \{\varepsilon_{22}^c(\mathbf{r}) - \eta_0c(\mathbf{r})\} + \{\varepsilon_{33}^c(\mathbf{r}) - \eta_0c(\mathbf{r})\}\right] \\
&\quad + \frac{1}{2}\Delta C_{11}\left[\{\varepsilon_{11}^c(\mathbf{r}) - \eta_0c(\mathbf{r})\}^2 + \{\varepsilon_{22}^c(\mathbf{r}) - \eta_0c(\mathbf{r})\}^2 + \{\varepsilon_{33}^c(\mathbf{r}) - \eta_0c(\mathbf{r})\}^2\right] \\
&\quad + \Delta C_{12}\left[\begin{array}{l} \{\varepsilon_{11}^c(\mathbf{r}) - \eta_0c(\mathbf{r})\}\{\varepsilon_{22}^c(\mathbf{r}) - \eta_0c(\mathbf{r})\} \\ +\{\varepsilon_{11}^c(\mathbf{r}) - \eta_0c(\mathbf{r})\}\{\varepsilon_{33}^c(\mathbf{r}) - \eta_0c(\mathbf{r})\} \\ +\{\varepsilon_{22}^c(\mathbf{r}) - \eta_0c(\mathbf{r})\}\{\varepsilon_{33}^c(\mathbf{r}) - \eta_0c(\mathbf{r})\} \end{array}\right] \\
&\quad + 2\Delta C_{44}\left[\varepsilon_{23}^c(\mathbf{r})\varepsilon_{23}^c(\mathbf{r}) + \varepsilon_{13}^c(\mathbf{r})\varepsilon_{13}^c(\mathbf{r}) + \varepsilon_{12}^c(\mathbf{r})\varepsilon_{12}^c(\mathbf{r})\right]
\end{aligned}$$

と書き下すことができる。

## 5. 弾性不均質系におけるスピノーダル分解挙動のシミュレーション結果

本章では、Fe-Cr および Fe-Mo 系を対象に、弾性不均質系におけるスピノーダル分解挙動の計算を行った結果について説明する。計算条件は、基本的に 2 章で述べた条件に等しいが、弾性不均質系の計算であるので、純 Cr(bcc) および純 Mo(bcc) の弾性率については、

$$\text{純 Cr(bcc): } C_{11}^{\text{Cr}} = 350.0, \quad C_{12}^{\text{Cr}} = 67.8, \quad C_{44}^{\text{Cr}} = 100.8, \quad [\text{GPa}]$$

$$\text{純 Mo(bcc): } C_{11}^{\text{Mo}} = 463, \quad C_{12}^{\text{Mo}} = 161, \quad C_{44}^{\text{Mo}} = 109, \quad [\text{GPa}]$$

を用いた[8]。

## 5.1 Fe-Cr

図7は弾性均質系を設定した場合での、Fe-40at%Cr合金の550K等温時効における相分離シミュレーション結果である。本合金系の格子ミスマッチは非常に小さいので、ランダムな、まだら構造のスピノーダル分解組織が計算されている。これに対し、図8は弾性不均質系を設定した場合の計算結果である。組織形態は、まだら構造のスピノーダル分解組織であるが、図7(b)と図8(b)を比較すると明らかなように、図8の場合の方が、個々の析出相の孤立性が顕著となっている。純膨張・収縮のeigen歪をもつ析出相の周囲の母相の弾性歪場は、主にせん断歪場となっているので、この母相部分に剛性率の低い相を持って来た方が弾性歪エネルギーは減少する。本合金系の場合、Feの方の剛性率が低いため（非等方弾性体であるため、 $C_{44}$ だけでなく $(C_{11} - C_{12})/2$ も剛性率の指標となる点に注意されたい）、Crに富む析出相はFeに取り囲まれやすくなる。このことが、図7(b)と図8(b)の相違に影響していると考えられる。

また図9は、図8の場合に、さらに外力1GPaを上下方向に作用させた時の組織変化であるが、図8と比較して大きな変化は認められない。力学的エネルギーのみの範疇では、1GPa程度の外力は非常に大きな値であるが、 $J/m^3$ の単位を $J/mol$ の単位に変換する際 $10^6$ オーダーのモル体積補正がかかること、さらに濃度場への影響では格子ミスマッチが相乗的に作用する分を考慮すると

(Fe-Crにおける格子ミスマッチは $10^{-3}$ のオーダーである)、外力の相分離へ及ぼす駆動力は、スピノーダル分解の化学的駆動力に比較して、通常かなり小さな値となる。一般にスピノーダル分解が転位や外場に影響されることが少ないと言われる所以である（もちろん例外はあるので注意が必要である）。

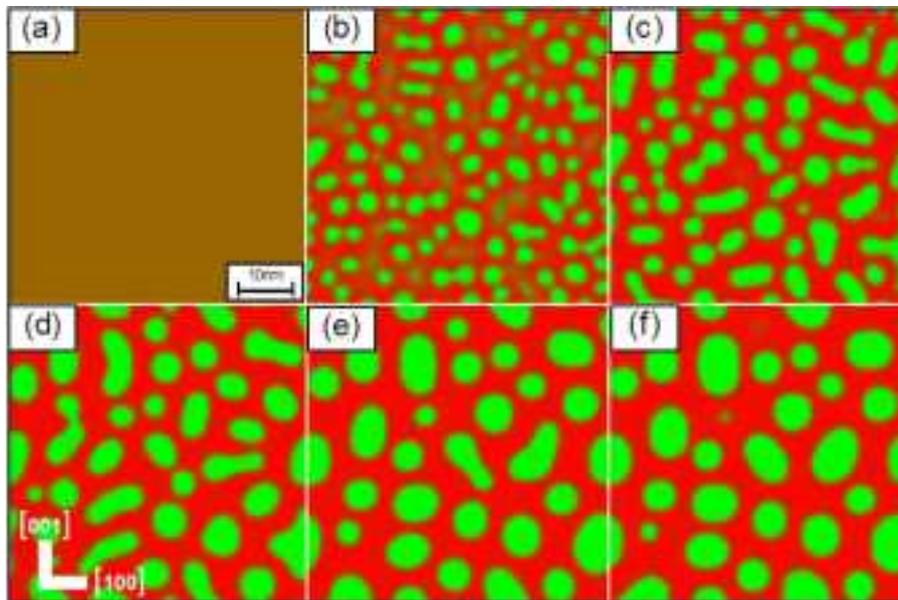


図7 Fe-40at%Cr合金の550K等温時効における相分離シミュレーション(弾性均質系)  
a)  $t' = 0$ , b)  $t' = 5$ , c)  $t' = 15$ , d)  $t' = 40$ , e)  $t' = 100$ , f)  $t' = 150$

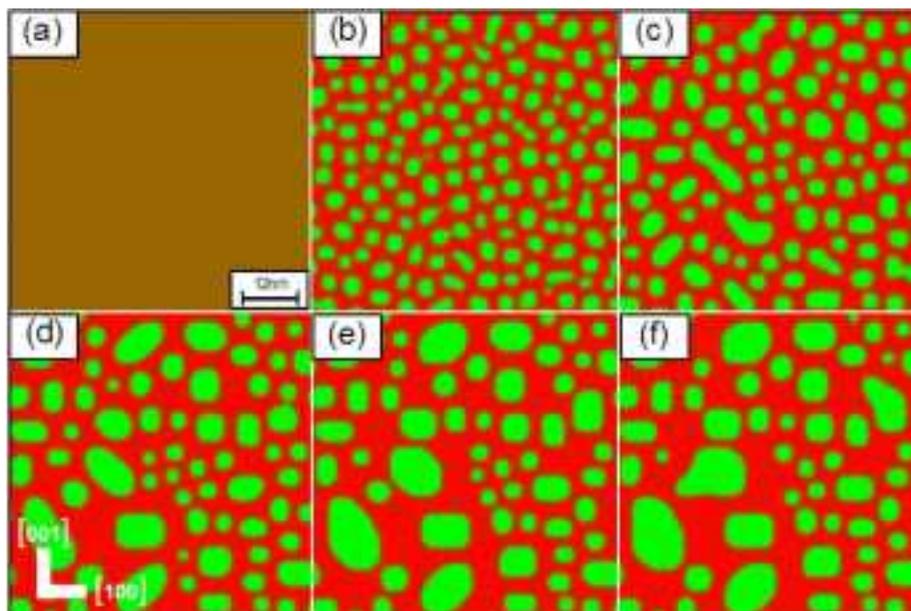


図8 Fe-40at%Cr合金の550K等温時効における相分離シミュレーション(弾性不均質系)  
 a)  $t'=0$ , b)  $t'=15$ , c)  $t'=50$ , d)  $t'=150$ , e)  $t'=250$ , f)  $t'=300$

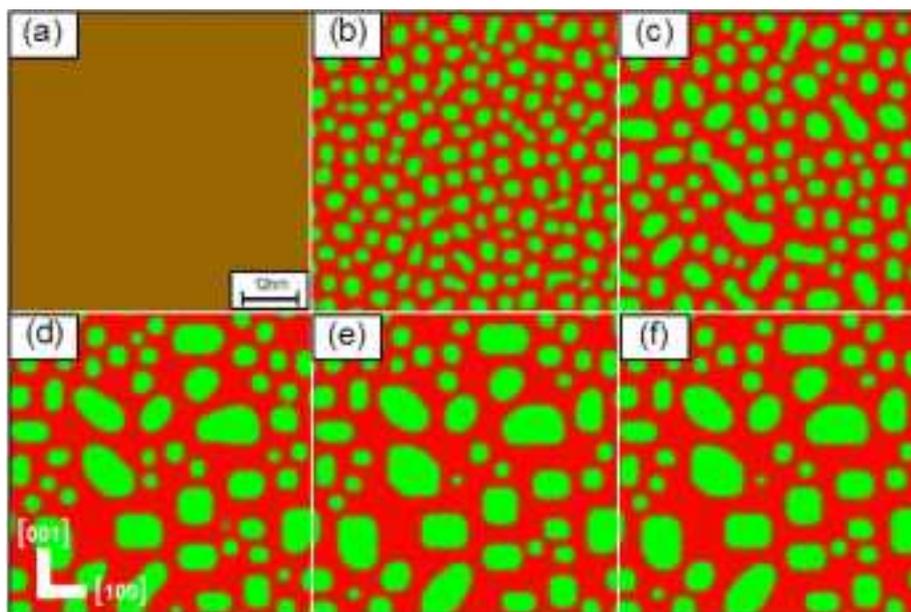


図9 Fe-40at%Cr合金の550K等温時効における相分離シミュレーション(弾性不均質系+外力)  
 a)  $t'=0$ , b)  $t'=15$ , c)  $t'=50$ , d)  $t'=150$ , e)  $t'=250$ , f)  $t'=300$

## 5.2 Fe-Mo

図10は弾性均質系を設定した場合での、Fe-40at%Mo合金の550K等温時効における相分離シミュレーション結果である。Fe-Crの場合と異なり、本合金系の格子ミスマッチは非常に大きいので、 $\langle 100 \rangle$ 方向に配列した変調構造のスピノーダル分解組織となる。これに対し、図11は弾性不均質系を設定した場合の計算結果である。Moに富む析出相が母相に分断された組織となっていることがわかる。これは母相部分に剛性率の低い相を持って来た方が弾性歪エネルギーは減少する効果が顕著に現れた例である。また図12は、図11の場合に、さらに外力1GPaを上下方向に作用させた時の組織変化であるが、Fe-Crの場合と同様に、図11と比較して大きな変化は認められない。

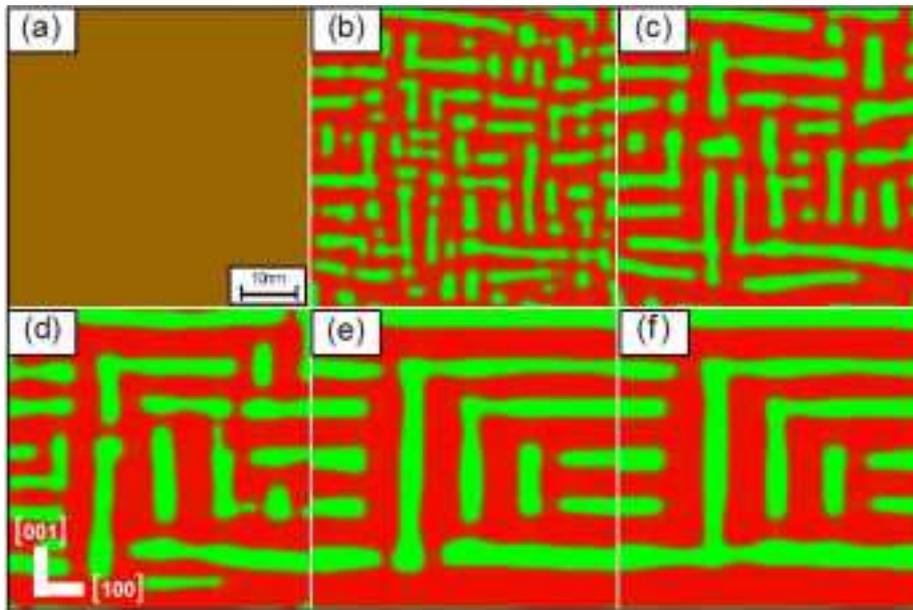


図 10 Fe-40at%Mo 合金の 550K 等温時効における相分離シミュレーション(弾性均質系)  
 a)  $t'=0$ , b)  $t'=5$ , c)  $t'=15$ , d)  $t'=40$ , e)  $t'=100$ , f)  $t'=150$

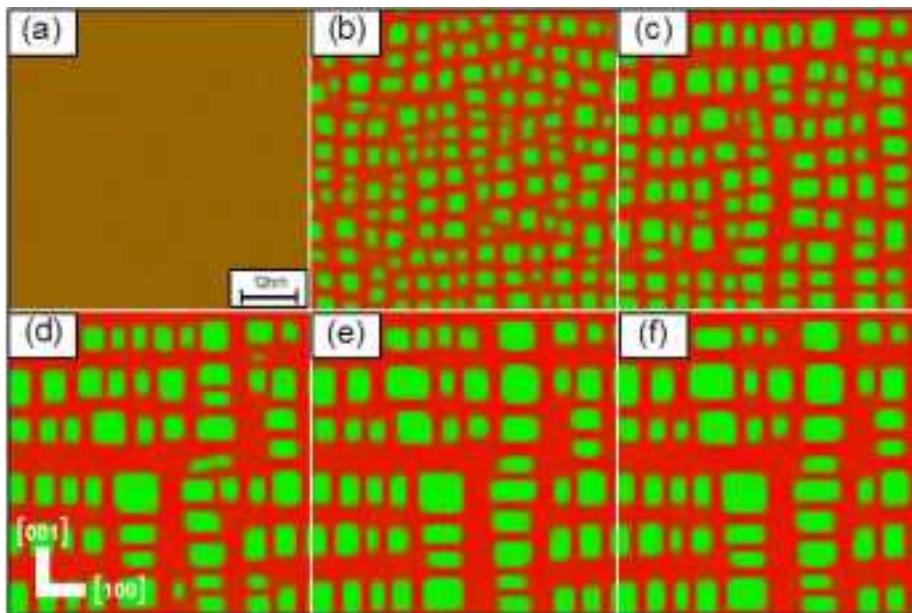


図 11 Fe-40at%Mo 合金の 550K 等温時効における相分離シミュレーション(弾性不均質系)  
 a)  $t'=0$ , b)  $t'=15$ , c)  $t'=50$ , d)  $t'=150$ , e)  $t'=250$ , f)  $t'=300$

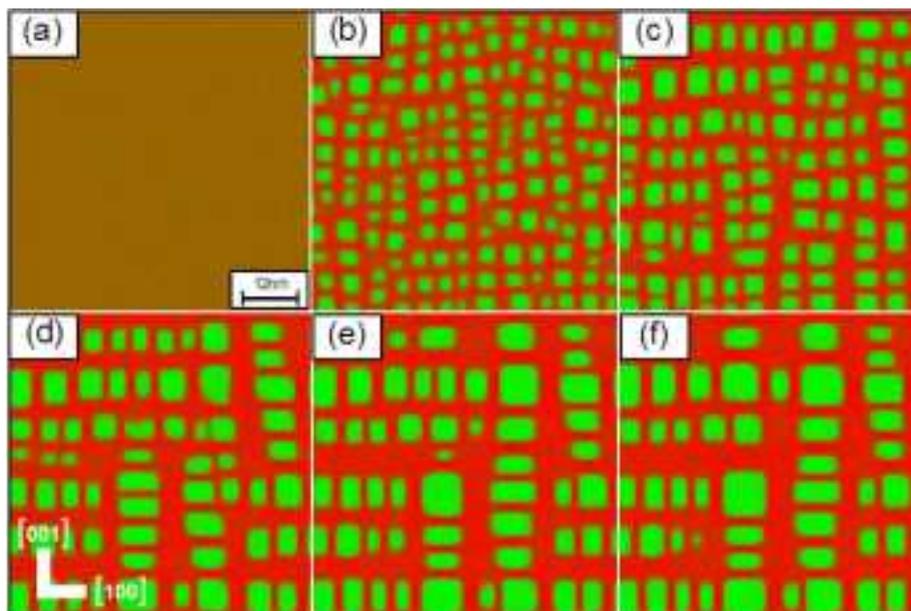


図 12 Fe-40at%Mo 合金の 550K 等温時効における相分離シミュレーション(弾性不均質系+外力)  
 a)  $t' = 0$ , b)  $t' = 15$ , c)  $t' = 50$ , d)  $t' = 150$ , e)  $t' = 250$ , f)  $t' = 300$

本計算で設定した外力 1GPa は、熱応力としては、かなり大きく見積もった値を採用している。しかし、本章で示したように外力は組織形成にほとんど影響を及ぼさない結果が得られた。したがって、スピノーダル分解における組織形成自体が外力に影響されることは、あまり考慮する必要はないと考えられる。外力によって組織が影響される可能性があるとする、それはスピノーダル分解初期ではなく、相分解後期の析出相の粗大化過程（オストワルド成長過程）、もしくはスピノーダル分解ではなく、核形成-成長型分解過程と思われる。

したがって、ふげんにおける実機材においても、熱応力の相分離に対する影響を主体的に考慮する必要はかなり薄い結論される。重要な点は、外力は相分離挙動自体にはほとんど影響しないことが示されたが、破壊には影響する可能性が高いという点であろう。本計算で設定した外部応力 1GPa は、熱応力として考慮し得るほぼ最大値と考えられ、もちろん通常の鉄鋼材料の降伏応力を超える程の大きな値である。つまり熱応力に起因する応力が、それなりに大きな応力になり得るということは、おそらく間違っていないであろう（クラック等の欠陥付近における応力集中まで考慮すれば、容易に 1GPa 程度は生じえるかもしれない）。したがって、熱応力は破壊のクライテリアを考察する際に考慮すべきとするのが妥当と思われる。

## 6. 相分離組織情報の定量化手法の開発

本合金系の 475°C 脆性の主原因は、スピノーダル分解による Cr 濃化相の形成にある。特に以前の研究によって、Cr 濃化相における Cr 濃度が 75at% 付近にて、Cr 濃化相自体が著しく脆化することが知られている[14]。そこで、時効に伴う Cr 濃度分布のヒストグラムを、シミュレーション結果を用いて算出した。図 13 は 550K の相分離シミュレーションの Cr 濃度分布ヒストグラムの時間変化である。 $t'$  は無次元化された時間で、(a) は Fe-40at%Cr-10at%Ni 三元系の場合、(b) は Fe-40at%Cr-10at%Mo 三元系の場合の結果である。（計算では外力は考慮していない、また弾性均質系の計算である）

まず  $t' = 0$  の過飽和固溶体では、40at%Cr を中心に Cr は 0.35~0.45 に分布している（若干の濃度揺らぎを初期組織に設定しているため）。相分離初期の  $t' = 25$  では、(a) の合金では Cr=0.4 付近に Cr は多く分布し、また Cr=0.9 付近にもわずかに存在していることから、核形成-成長的特徴を有しながらスピノーダル分解が進行し始めたことがわかる。一方(b)の合金では、全体的に分布が広がりスピノーダル分解が均一に進行し始めたことがわかる。 $t' = 50, 150$  になると、(a) および (b) いずれにおいても Cr 濃化相の増加がみとめられ、相分離が進行していることがわかる。

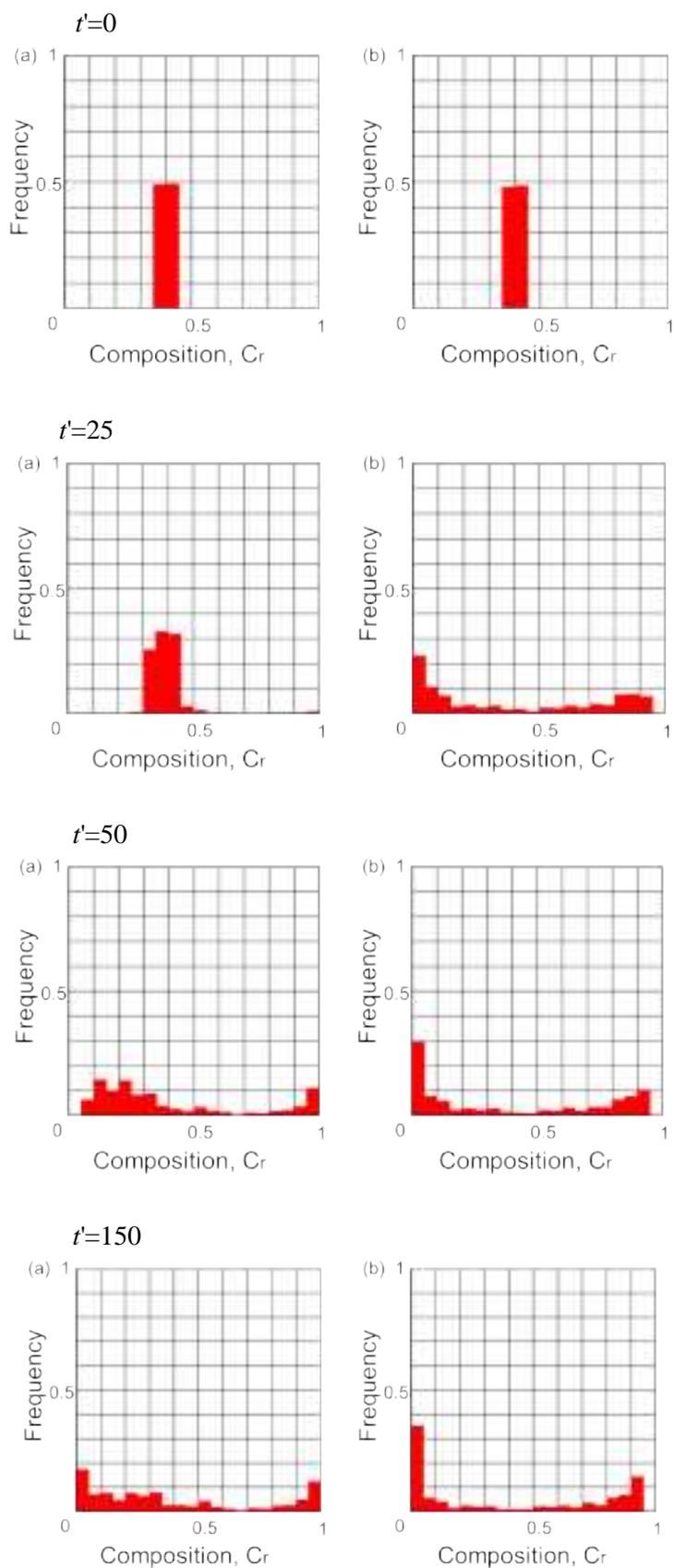


図 13 550K の相分離シミュレーションにおける Cr 濃度ヒストグラムの時間変化  
 (a) Fe-40at%Cr-10at%Ni 三元系の場合, (b) Fe-40at%Cr-10at%Mo 三元系の場合

## 7. まとめ

フェーズフィールド法に基づき、「ふげん」実機材をふくめ Fe-Cr-Ni-Mo 合金のスピノーダル分解挙動に対する外力の影響について解析した。成果は以下のようにまとめられる。

- (1) 四成分系 (Fe-Cr-Ni-Mo) において、非等方弾性体 (弾性均質系) を想定し、整合相分離における弾性拘束および外力の影響まで考慮できるフェーズフィールド計算理論を構築した。
- (2) 上記に関する、四元系 (Fe-Cr-Ni-Mo) コード、ならびに関連する各種二成分系(Fe-Cr, Fe-Mo) および三成分系(Fe-Cr-Ni, Fe-Cr-Mo)コードを作成した。
- (3) 弾性均質系の計算では、外力は組織形成になんら影響を及ぼさないことが、シミュレーションおよび理論解析から明らかとなった。
- (4) 外力の影響を計算に考慮するために、弾性不均質系におけるフェーズフィールドシミュレーション理論を構築し、プロトタイプとして、Fe-Cr および Fe-Mo 二成分系のシミュレーションプログラムを作成した。
- (5) 弾性不均質系では、析出相がより顕著に Fe-rich の母相に取り囲まれる組織が形成されやすくなることが明らかとなった。また外力は、ほとんどスピノーダル分解による組織形成挙動に影響を及ぼさないことが示唆された。
- (6) 相分離組織情報の定量化手法として、Cr 濃度ヒストグラムを作成した。このデータは、材料のスピノーダル分解脆化を判断する基本データに活用可能と考えられる。

## 参考文献

- [1] 小山敏幸, "材料設計計算工学 計算組織学編", 内田老鶴圃, (2011).
- [2] 高木知弘, 山中晃徳, "フェーズフィールド法", 養賢堂, (2012).
- [3] 小山敏幸, 塚田祐貴, "材料組織弾性学と組織形成", 内田老鶴圃, (2012).
- [4] 小山敏幸, 高木知弘, "フェーズフィールド法入門", 丸善, (2013).
- [5] 阿部太一, "材料設計計算工学 計算熱力学編", 内田老鶴圃, (2011).
- [6] ThermoCalc. Ver.M: <http://www.thermocalc.se/>
- [7] A.カチャルスキー, ピーター・F.カラン (著); 青野 修, 木原 裕, 大野 宏毅 (翻訳), 生物物理学における非平衡の熱力学, みすず書房, (1975).
- [8] 日本金属学会編, "金属データブック", 丸善, (2004).
- [9] 森 勉, 村外志夫, "マイクロメカニクス", 培風館, (1976).
- [10] 森 勉, 日本金属学会会報, **17**(1978), 821, 920; **18**(1979), 37.
- [11] T.Mura, "Micromechanics of Defects in Solids, 2nd Rev. Ed.", Kluwer Academic, (1991).
- [12] Y.-Y.Chuang, J.-C. Lin, and Y.A.Chang, CALPHAD, 11(1987), 57.
- [13] P.Yu, S.Y.Hu, L.Q.Chen and Q.Du: J.Comp.Phys., 208(2005), 34.
- [14] 宮崎亨, 中垣正敏, 矢島悦次郎, 日本金属学会誌, 38(1974), 70.

## 別紙 8

### イメージベース FEM 応力解析

## 1. 序論

「ふげん」の再循環ポンプケーシング等に使用されている二相ステンレス鋼は、強度・延性や耐食性に優れるだけでなく、溶接や加工が容易であり、使用実績も高いことから、原子力分野では、PWR 一次冷却系配管などを含め、多様な用途に使用されている(1)。しかしながら、高温環境下にて長時間使用すると、熱時効硬化し、靱性が低下することから、高経年化プラントの健全性低下が懸念されている。そのため、熱時効による二相ステンレス鋼の強度特性を定量的に予測し、高経年化プラントの健全性を確保することが望まれるが、実際に数万時間を超える長時間の熱時効試験を行うことは困難であり、熱時効材の強度データは極めて少ないのが現状である。よって、「ふげん」から取得される熱時効材データは極めて重要であり、その有効活用が望まれる。

熱時効による脆化機構は、主としてフェライト組織における Cr のスピノーダル分解が原因であると説明されるが、その定量的な影響と詳細な脆化メカニズムはほとんどわかっていない。そのため現状では、フェライト量(2)が 25%を超える二相ステンレス鋼は使用してはならないというスクリーニング基準(3)が適用されることが多いが、スクリーニング基準の閾値決定に使用される脆化予測式(4)は、極めて保守的に設定されている。よって、熱時効脆化のメカニズムを明らかにし、二相ステンレス鋼の脆化量を定量的に予測できるようになれば、過度の保守性を排除できるとともに、工学的に信頼性の高い構造健全性評価が可能となる。

従来の熱時効脆化研究においては、実験的評価による現象の理解が主であり、スピノーダル分解等のミクロな結晶学的変化の可視化と、シャルピー衝撃試験等によるマクロな強度特性変化の評価が行われている。これらの成果により、熱時効現象の理解は劇的に深まったが、ミクロな結晶学的変化とマクロな強度特性変化を関係付けるメカニズム研究がまだ手付かずの状態であるため、定量的な脆化予測法が確立できていない。そこで、従来研究で考慮されていない、熱時効脆化に対する金属組織形態の影響を、数値シミュレーションにより検証する。

二相ステンレス鋼の金属組織は、フェライト相とオーステナイト相の集合組織であるが、Ni 等の添加量を調整することにより、フェライト量（フェライト相とオーステナイト相の割合）を変えると、組織形態も大きく変化する。この組織形態変化とスクリーニング基準（フェライト量 25%）との関係に着目し、日本原子力研究開発機構（JAEA）安全研究センター高経年化評価・保全技術研究グループでは、フェーズフィールド法(5)(6)による凝固シミュレーションを実施し、フェライト量と凝固組織形態の関係を明らかにしている。フェーズフィールド解析より得られた金属組織形態を、画像として出力、その画像から有限要素モデルを自動生成し、複雑な組織形態を考慮した応力解析を実施する。

このように、画像に基づくモデリングをイメージベースモデリングといい、そのモデルから実施する有限要素解析をイメージベース有限要素解析と呼ぶ。これにより、組織形態と応力・ひずみ場を定量的に評価することにより、ミクロな変形・破壊過程に対す

る金属組織の影響を明らかにする。最終的な目標としては、フェーズフィールド解析により、フェライト量と金属組織形態の関係を明らかにし、更にイメージベース有限要素解析により、金属組織と変形・破壊特性の関係を明らかにすることにより、フェライト量と変形・破壊特性の関係を定量的に予測できる手法を開発することを目指す。このようなシミュレーションベースの材料評価法が確立されれば、膨大なコストと時間を要する実験を多数行う必要が無く、低コストでの材料開発が可能となるだけでなく、高経年化評価においても、未経験の高経年化事象に対しても予測が可能となると期待できる。

4種類のフェライト量に対する凝固組織画像に基づき、フェライト相とオーステナイト相を異なる材料とみなした有限要素モデルを作成し、単軸引張解析と熱応力解析を実施する。ただし、フェライト相とオーステナイト相の材料特性は、モデル合金に対するナノインデンテーション試験を基に決定する。ただし、本年度は基礎的検討として、弾性解析のみ行い、凝固組織形態の応力・ひずみ場への影響を定量的に明らかにし、スクリーニング基準の妥当性について検討する。

## 2. 解析方法

### 2.1. 解析対象

フェーズフィールド凝固解析から得られた4種類の凝固組織を図2.1に示す。黒の部分がフェライト相、白の部分がオーステナイト相である。画像の実寸法は400  $\mu\text{m}$   $\times$  1000  $\mu\text{m}$ , 画素サイズは300 $\times$ 750 pixel, よって解像度は1.333  $\mu\text{m}/\text{pixel}$ である。座標系は、短辺に沿った軸をx軸, 長辺に沿った軸をy軸とする。なお, 凝固方向はy軸方向である。モデルA, B, C, Dはそれぞれフェライト量5%, 14%, 25%, 40%を目標値として解析を行った結果である。厳密には, 得られた凝固組織のフェライト量は目標値と異なり, 画像からpixelカウント計測したフェライト量を表2.1に示す。モデルBは「ふげん」実機材相当の材料を模擬したものであり, モデルCはスクリーニング基準相当の材料を模擬したものである。よって, スクリーニング基準を満たさないモデルDに対する結果によって, スクリーニング基準の妥当性を議論することができる。

表 2.1 フェライト量

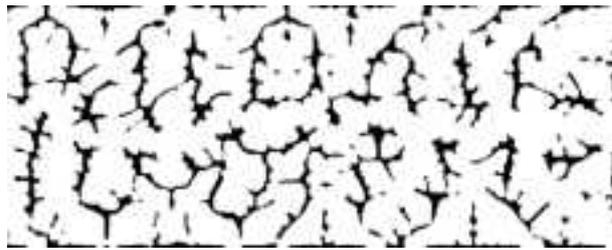
Mod	Black [pixel]	White [pixel]	Ferrite content [%]
A	8927	216073	3.97
B	31682	193318	14.1
C	48319	176681	21.5
D	100742	124258	44.8

表 2.2 解析条件

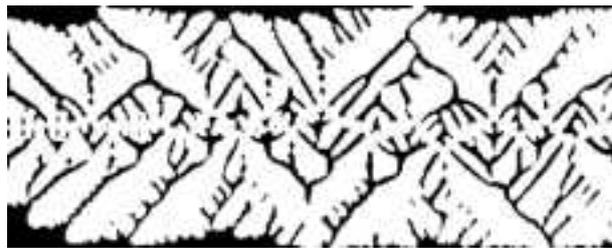
No	Type	Direction	Boundary condition
①	Uniaxial extension	0°	$\varepsilon_x = 0.001$ ( $u = 0.4 \mu\text{m}$ )
②		90°	$\varepsilon_y = 0.001$ ( $v = 1.0 \mu\text{m}$ )
③		45°	$\sigma_x = 100\text{MPa}$ on $y$ - $z$ plane $\sigma_y = 100 \text{MPa}$ on $x$ - $y$ plane $\tau_{xy} = 100 \text{MPa}$ on $y$ - $z$ plane $\tau_{yx} = 100 \text{MPa}$ on $x$ - $z$ plane
④	Uniform thermal		$T = 275^\circ\text{C}$
⑤	elevation		$T = 475^\circ\text{C}$



Model A ( $f = 3.97\%$ )



Model B ( $f = 14.1\%$ )



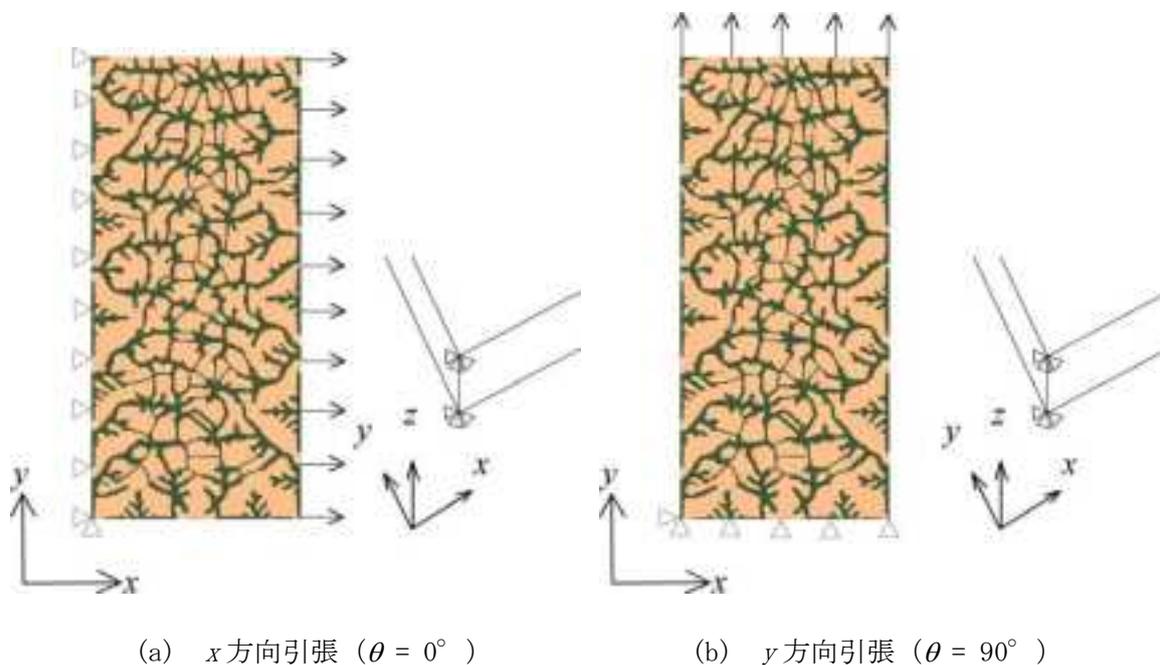
Model C ( $f = 21.5\%$ )



Model D ( $f = 44.8\%$ )

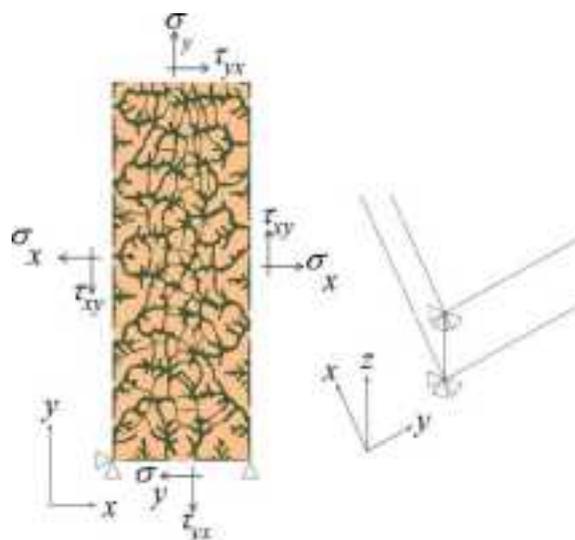


図 2.1 フェーズフィールド解析から得られた凝固組織



(a)  $x$ 方向引張 ( $\theta = 0^\circ$ )

(b)  $y$ 方向引張 ( $\theta = 90^\circ$ )



(c) 斜め方向引張 ( $\theta = 45^\circ$ )

図 2.2 単軸引張解析の境界条件

これら4つのモデルに対して、表 2.2 に示した境界条件による単軸引張解析と熱応力解析を行う。ただし、解析にはイメージベース構造解析ソフト Quint VOXELCON を使用し、微小変形の線形弾性解析を実施する。VOXELCON で使用する要素は選択的次數低減の8節点直方体要素である。ただし、VOXELCON では3次元解析しか対応していないため、立方体要素により要素分割を行った後に、全節点の板厚方向 ( $z$  方向) 変位を0拘束することにより、

平面ひずみ状態での解析を行う。

単軸引張解析では、組織の異方性を考慮するため、引張方向を $\theta = 0^\circ$ 、 $45^\circ$ 、 $90^\circ$ の3通りとして解析を行う。ただし、 $\theta = 0^\circ$ と $90^\circ$ の引張解析は、公称引張ひずみ0.001相当の強制変位を与えて行うが、 $\theta = 45^\circ$ 引張解析は、公称応力200 MPa ( $\theta = 0^\circ$ 、 $90^\circ$ 引張とほぼ同等)に相当する荷重を各辺の節点に与えて行う。このとき、モールの応力円より、各辺に作用させる公称応力は引張応力100 MPaとせん断応力100 MPaである。剛体変位および剛体回転の拘束も含め、各引張角度に対する境界条件を図2.2に示す。後述する通り、ヤング率は室温でのナノインデンテーション試験に基づき決定するので、引張解析の温度は室温である。

一方、熱応力解析では、室温から「ふげん」の運転温度275°Cまで一様に温度上昇した場合と、室温からスピノーダル分解温度475°Cまで一様に温度上昇した場合の解析を行う。引張解析と同様に、全節点の板厚方向変位を拘束した平面ひずみ状態を仮定し、図2.2(c)と同様に剛体変位と剛体回転のみ拘束する。また、線膨張係数は、実験データ<sup>(7)</sup>に基づき、表2.3の通り設定する。フェライト相にはフェライト系ステンレス鋼の値を使用し、オーステナイト相にはオーステナイト系ステンレス鋼の値を使用する。ただし、線膨張係数は温度に依存するため、275°C加熱の解析には、室温から280°Cまでの間の平均値を、475°Cの加熱解析には、室温から480°Cまでの間の平均値を使用する。ただし、ヤング率の温度依存性はデータが無いため、無視する。

表 2.3 線膨張係数

Phase	Linear expansion coefficient	
	$\alpha [\times 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}]$	
	275°C	475°C
Ferrite	9.0	10.0
Austenite	17.0	17.0

## 2.2. 室温でのヤング率

モデル合金に対するナノインデンテーション試験から、フェライト相とオーステナイト相のヤング率を決定した。使用したモデル合金は、フェライト量13%の溶体化処理まま材(F13-AR材)と、溶体化処理後400°Cで10000時間熱時効させた熱時効材(F13-TA材)、およびフェライト量26%の溶体化処理まま材(F26-AR材)と、溶体化処理後400°Cで10000時間熱時効させた熱時効材(F26-TA材)の4種類である。F13材とF26材の化学成分を表2.4に示す。今回の解析対象では、熱時効による材料特性の変化は考慮しないので、F13-AR材とF26-AR材がそれぞれModel BおよびC相当のモデル合金である。

これら4つのモデル合金に対して、フェライト量の計測を行った結果を図2.5に示す。光学顕微鏡による測定結果とEBSDによる測定結果を示すが、熱時効による変化は無かった

が、計測法による違いが僅かにあり、光学顕微鏡の方がややフェライト量が低かった。

また参考までに、F13材とF26材の状態図と凝固モードを図2.3に示す。F13材は液相から、フェライト相が晶出し、次にオーステナイト相も同時に晶出した後に、液相が消失して固相になるFAモードであるのに対し、F26材は液相からフェライト相が晶出し、液相が消失して固相になった後に、オーステナイト相が析出するFモードである<sup>(8)</sup>。

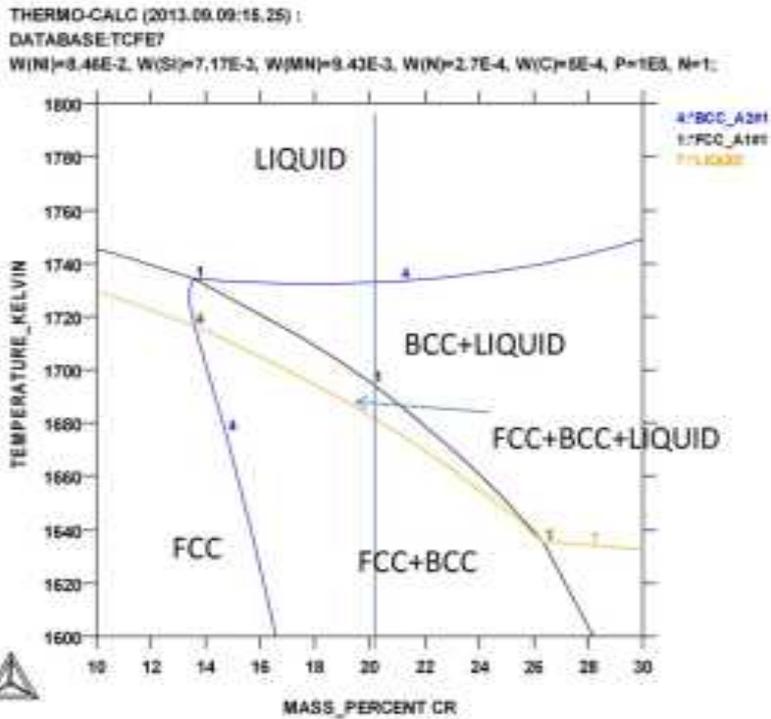
光学顕微鏡により観察した結晶組織を図2.4に示す。F13-AR材では、フェライト相がラス状の組織であるのに対し、熱時効したF13-TA材では、フェライト相が丸みを帯びている。一方、F26-AR材とF26-TA材では、大きな違いは無く、フェライト相はラス状の組織しか観察できなかった。これは凝固モードの違いで、Fモードはオーステナイト相の成長可能領域が広いためラス状の組織を形成し、FAモードは液相の中からオーステナイト相が自由な角度で等軸的に晶出するからである。

表 2.4 化学成分 (wt%)

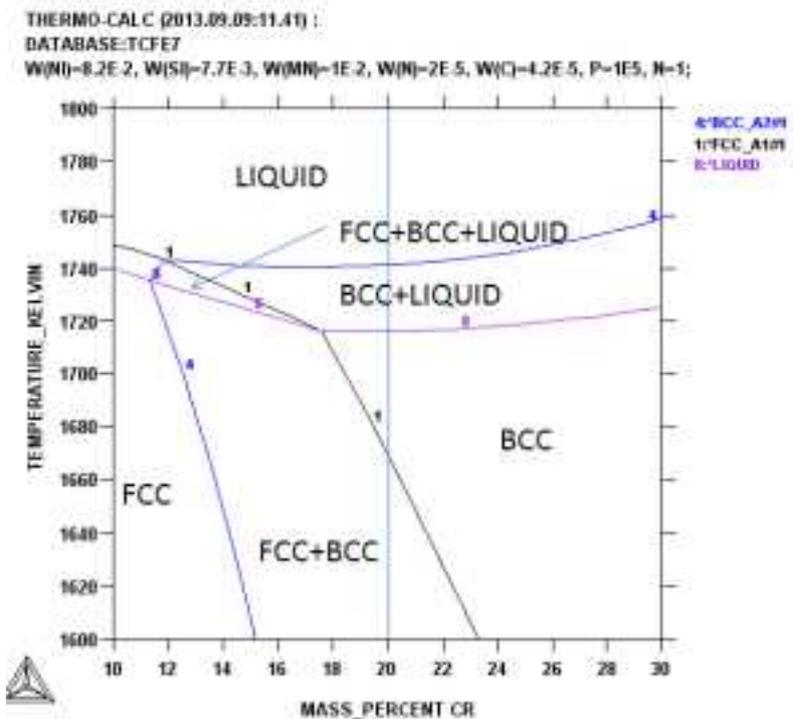
Material	Solidification mode	Cr	Ni	Si	Mn	C	N
F13	FA	20.62	8.46	0.717	0.943	0.05	0.027
F26	F	20	8.2	0.77	1.0	0.004	0.002

表 2.5 フェライト量計測結果 (JAEA 提供)

Material	Ferrite content	
	<u>Optical microscope</u>	EBSD
F13-AR	10 %	13 %
F13-TA	10 %	13 %
F26-AR	26 %	26 %
F26-TA	26 %	26 %



(a) F13 材



(b) F26 材

図 2.3 状態図と凝固モード (JAEA 提供)

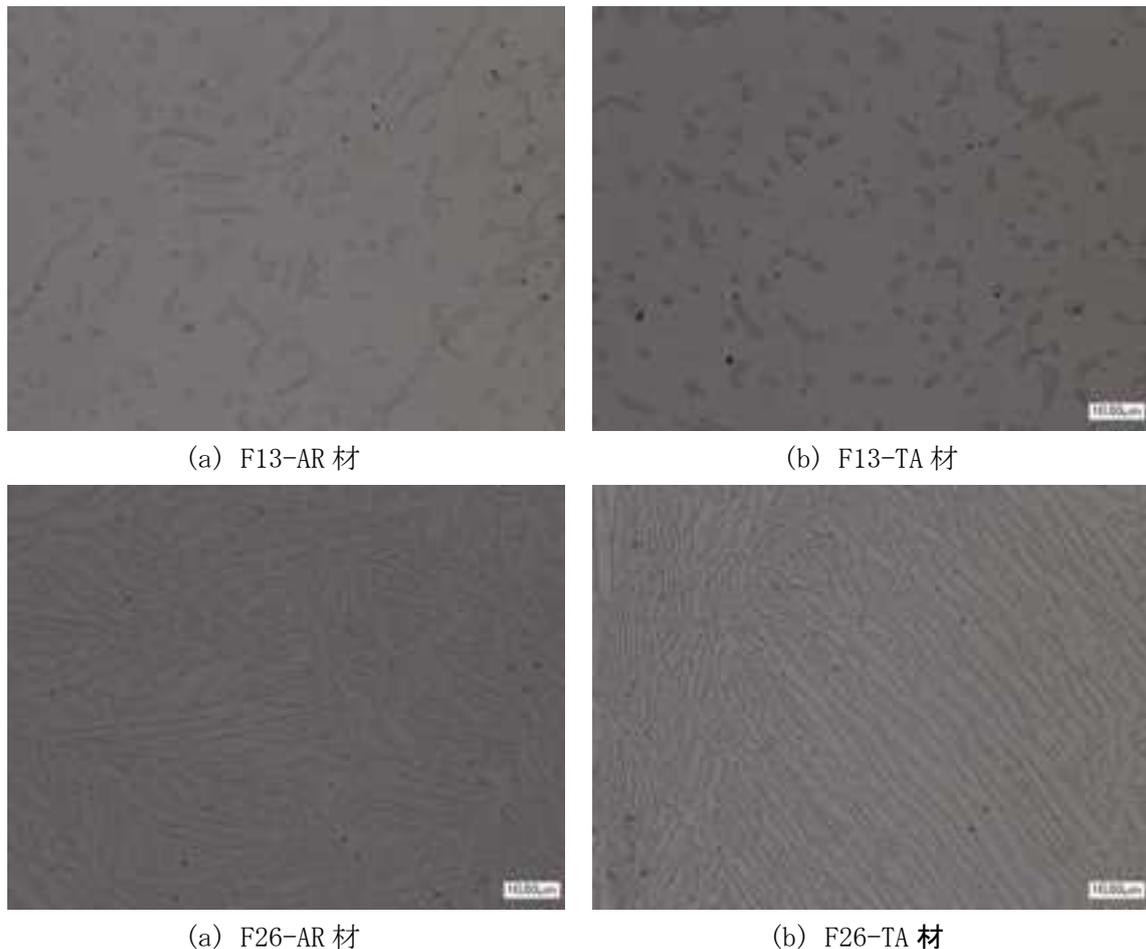


図 2.4 光学顕微鏡写真

上述の 4 つのモデル合金に対し、超微小硬度試験装置エリオニクス ENT-1100a を用いて、ナノインデンテーション試験を実施した。フェライト相 10 点、オーステナイト相 10 点をそれぞれのモデル合金で計測し、IS014577-1<sup>(9)</sup> に準拠して、硬さとヤング率を求めた。計測荷重は、F13 材に対しては 10 mN、F26 材に対しては 5 mN であるが、計測荷重の影響は無かった。表 2.6~2.9 にそれぞれ F13-AR 材、F13-TA 材、F26-AR 材、F26-TA 材の試験結果を示す。ヤング率  $E$  およびビッカース硬さ HV（換算値）の算出法は IS014577-1<sup>(9)</sup> に準拠し、Sawa-Tanaka の補正<sup>(10)</sup> を適用して求めた。それぞれ 20 点の結果の平均値をとり、各フェライト量における値とした。なお、ナノインデンテーションによる荷重-変位曲線の計測例を図 2.5~2.8 に示す。ここに示した例は、ヤング率が平均値に最も近い結果である。

計測したヤング率は、全てのモデル合金においてオーステナイト相よりもフェライト相の方が高かった。ビッカース硬さも全てフェライト相の方が高かった。また、F13 材のオーステナイト相のみ、熱時効によるヤング率の増加が大きかった。硬さについては、F13 材も F26 材も熱時効によりフェライト相の硬さが著しく増加したが、オーステナイト相はほとんど

ど変化しなかった。この結果より、フェライト量が多くなると、ヤング率はやや増加し、その増加はオーステナイト相の方が大きいことがわかった。また、フェライト相は熱時効によりスピノーダル分解を生じ、著しく硬化することが確認できた。一方、フェライト量が少ないときのオーステナイト相は熱時効により硬化したが、原因として加工誘起マルテンサイト変態が考えられるものの、更なる検討が必要である。本年度の解析では、熱時効による硬化は考慮しない。

ヤング率の平均値とフェライト量の関係を図 2.9 に示す。計測点が 2 点しかないため、簡単のため、線形近似して、ヤング率  $E$  [GPa] とフェライト量  $f$  [%] の関係を表す。線形近似の結果、次式が得られた。

$$\text{AR 材フェライト相} \quad E = 0.38f + 208 \quad (2.1)$$

$$\text{AR 材オーステナイト相} \quad E = 1.38f + 150 \quad (2.2)$$

$$\text{TA 材フェライト相} \quad E = 0.77f + 209 \quad (2.3)$$

$$\text{TA 材オーステナイト相} \quad E = 1.15f + 214 \quad (2.4)$$

上式に基づき、4 つの解析モデルに対して求めたヤング率を表 2.10 に示す。ただし、熱応力解析においても、ヤング率の温度依存性を無視し、これらの値を使用する。

表 2.6 F13-AR 材のナノインデンテーション試験結果

No.	Ferrite phase		Austenite phase	
	$E$ [GPa]	HV	$E$ [GPa]	HV
1	211	318	175	251
2	193	316	166	243
3	225	313	178	283
4	223	294	172	243
5	212	286	174	257
6	214	301	155	226
7	205	298	165	238
8	212	324	166	242
9	219	290	155	236
10	220	307	174	236
Mean	213	304	168	245

表 2.7 F13-TA 材のナノインデンテーション試験結果

No.	Ferrite		Austenite	
	$E$ [GPa]	HV	$E$ [GPa]	HV
1	215	542	205	282
2	223	536	199	268
3	230	521	193	256
4	236	592	199	259
5	218	496	201	269
6	215	556	198	290
7	213	551	196	270
8	202	557	196	263
9	209	539	199	264
10	233	580	205	267
Mean	219	547	199	269

表 2.8 F26-AR 材のナノインデンテーション試験結果

No.	Ferrite		Austenite	
	$E$ [GPa]	HV	$E$ [GPa]	HV
1	205	365	178	269
2	209	331	187	296
3	218	351	193	303
4	204	349	177	259
5	230	354	190	289
6	200	393	187	291
7	237	375	197	294
8	221	348	180	270
9	236	342	195	287
10	215	359	172	312
Mean	218	356	186	287

表 2.9 F26-TA 材のナノインデンテーション試験結果

No.	Ferrite		Austenite	
	$E$ [GPa]	HV	$E$ [GPa]	HV
1	231	554	187	288
2	219	528	184	281
3	231	597	180	268
4	232	620	186	284
5	239	602	197	289
6	231	606	174	276
7	253	629	193	284
8	199	621	175	281
9	239	632	188	277
10	220	570	178	280
Mean	229	596	184	280

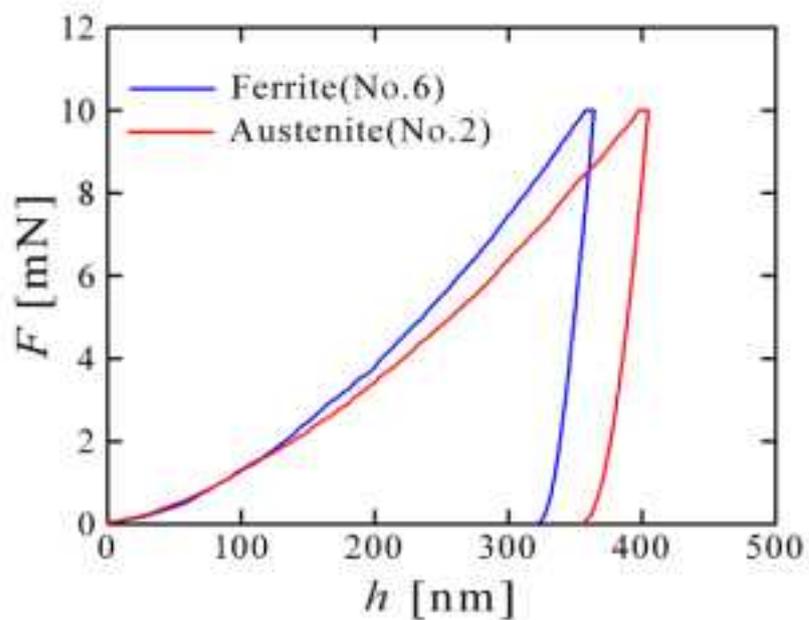


図 2.5 F13-AR 材の荷重-変位曲線計測例

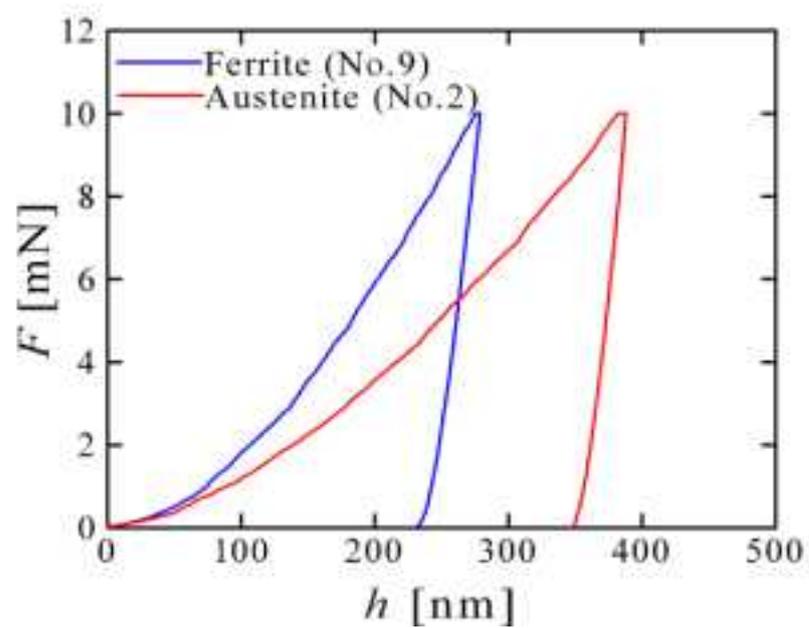


図 2.6 F13-TA 材の荷重-変位曲線計測例

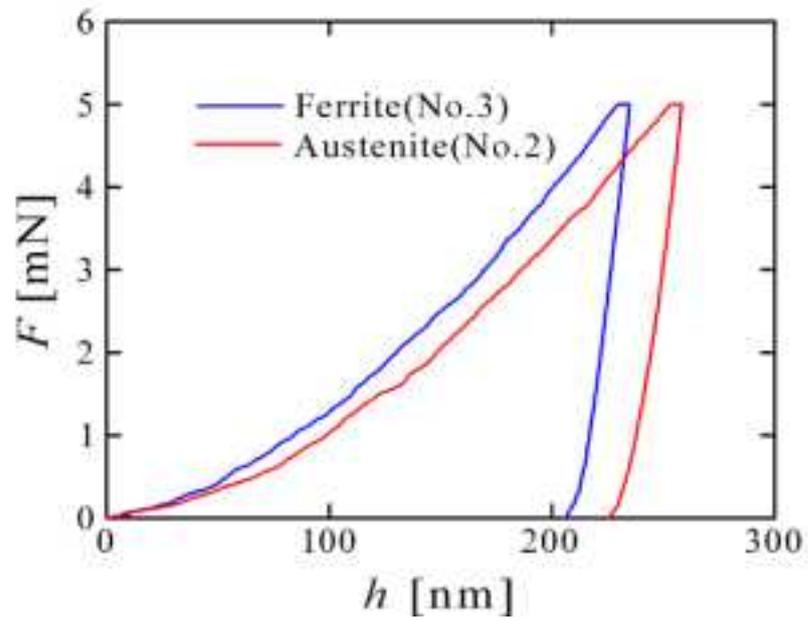


図 2.7 F26-AR 材の荷重-変位曲線計測例

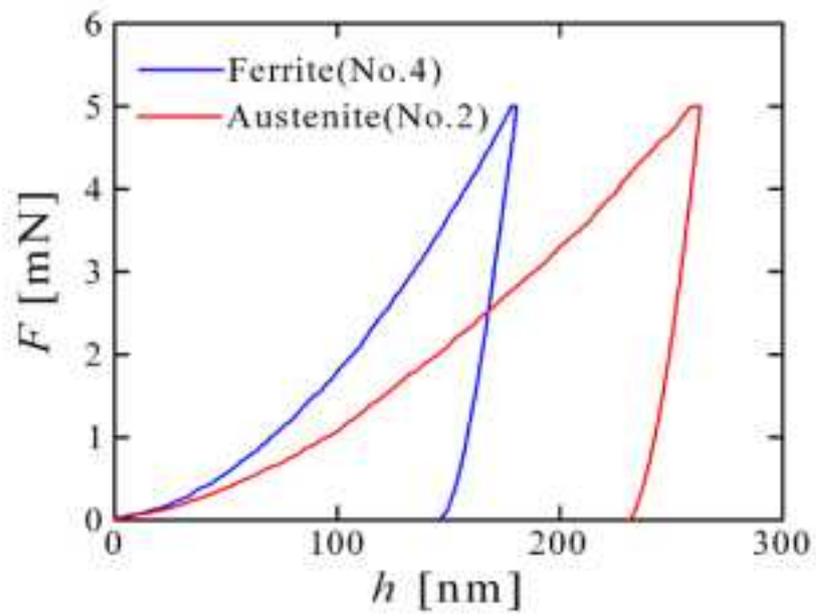


図 2.8 F26-TA 材の荷重-変位曲線計測例

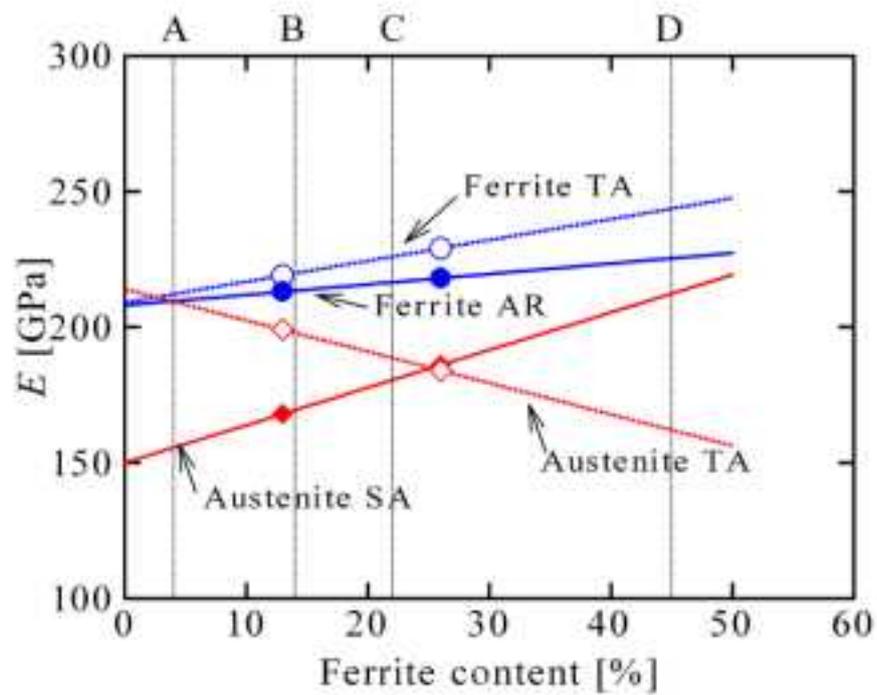


図 2.9 フェライト量とヤング率の関係

表 2.10 フェライト相とオーステナイト相のヤング率

Model	$f$ [%]	Phase	$E$ [GPa]
A	4	Ferrite	210
		Austenite	156
B	14	Ferrite	213
		Austenite	169
C	22	Ferrite	216
		Austenite	180
D	45	Ferrite	225
		Austenite	212

### 2.3. ボクセル有限要素の細分化

通常、ボクセル要素を用いたイメージベースモデリングでは、3次元画像の画素 (voxel) を1つの立方体要素に置き換えることにより、簡単かつ確実に、複雑な3次元形状の有限要素モデルを作成する。しかし、図2.1に示した解析対象の画像は、一部の微小フェライト相やオーステナイト相狭隘部の画素が少ないため、画素と有限要素を1対1でモデル化すると、解析精度の不足が懸念される。そこで、今回は、画素よりも小さい要素で細分化した立方体要素モデルを使用する。ただし、立方体要素モデルは均一分割なので、要素数が膨大になり、計算時間が長くなる弊害があるため、細分化は少ない方がよい。そこで、モデルAとモデルDで予備検討を行い、最適な細分化のサイズを検討した。

図2.10に細分化した有限要素モデルの例を示す。橙色がフェライト相で黄色がオーステナイト相である。細分化は要素サイズ1 voxel から1/8 voxel までの4通りである。細分化した要素を生成する際には、近隣の画素中心に画素値 (8 bit グレースケール) があるととして、双1次内挿により要素中心の輝度値を求め、その輝度値が閾値以上であれば、オーステナイトの要素を生成し、閾値未満であれば、フェライトの要素を生成する。閾値は白 (0) と黒 (255) の輝度値の中間値 (128) を設定する。このとき、図2.10の画像は白黒の2値化画像であるので、そのまま細分化すると、図2.10 (b)~(e)のように、元画像のボクセルの凹凸を維持したまま細分化されてしまう。そこで、図2.10 (f)のように、ガウシアンフィルタ (半径1 pixel) を掛けて、ぼかし処理を施す。これにより、フェライト相とオーステナイト相の境界が滑らかな輝度値分布となり、閾値の等高線が滑らかになる。このぼかし画像に対して細分化要素を生成すると、図2.10 (g)~(j)のように、滑らかな境界の立方体要素分割が得られる。

この予備解析では、 $y$ 軸方向の単純引張を対象とし、フェライト相のヤング率を211GPa、オーステナイト相のヤング率を196GPaとした。また、後述の通り、ボクセル有限要素解析では、階段状の表面 (界面) 形状による数値的な応力集中が誤差として混入する。これを排除するため、応力の平滑化を行う。ここでは、簡単のため、単純な26近傍平均フィルタを各要素の応力に掛けた。

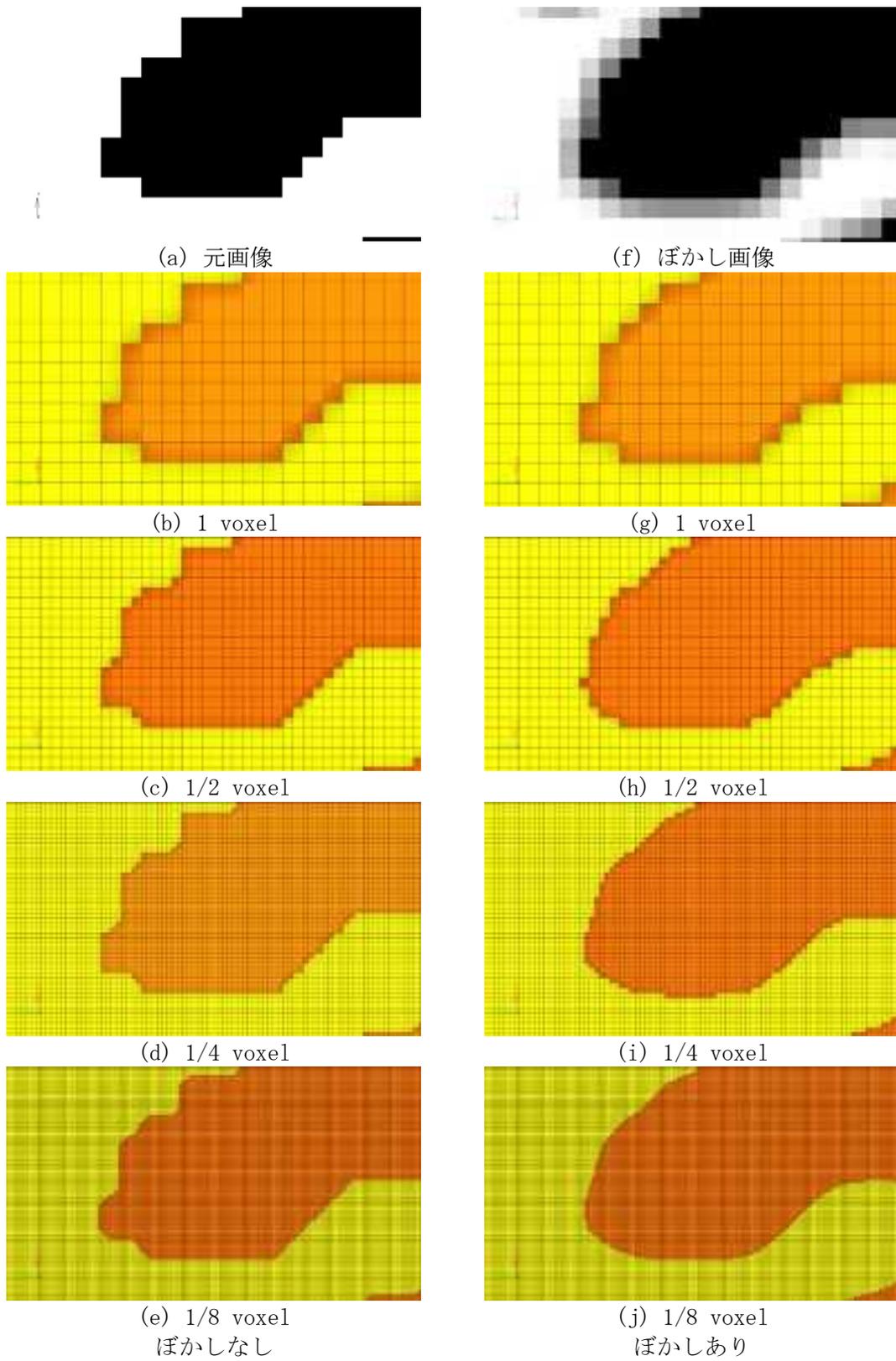


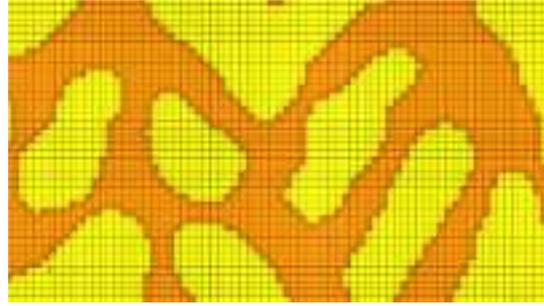
図 2.10 ぼかし処理と要素細分化の影響 (Model D)

図 2.10 と同様に、要素サイズ 1 voxel, 1/2 voxel, 1/4 voxel, 1/8 voxel の 4 通りの要素分割を行い、それぞれ引張解析を行った。細分化による組織形態の変化を図 2.11 に示す。1/4 voxel および 1/8 voxel になると、結晶寸法に比して十分細分化され、形状がほぼ収束しているように見える。

応力解析から得られた最大第 1 主応力の要素細分化による変化を図 2.12 に、最大ミーゼス相当応力の変化を図 2.13 に、最大第 1 主ひずみの変化を図 2.14 に、最大相当ひずみの変化を図 2.15 に示す。いずれも相ごとに最大値を求めた。なお、図は 26 近傍平均フィルタによる応力平滑化を施した結果である。要素細分化により要素サイズが小さくなると、最大応力も最大ひずみも大きくなる。弾性応力集中を解析する場合には、必ずこのような傾向が得られ、き裂のような鋭い欠陥が無い限り、十分要素が細かくなれば、最大応力は一定値に収束する。図 2.12~2.15 の結果では、一部の最大応力あるいは最大ひずみにおいて、要素寸法が 1/4 voxel と 1/8 voxel の間で、変化がほとんど無いものがある。これらの傾向から、要素寸法 1/4 voxel の分割で十分な精度が得られたと判断し、今回は、1/4 voxel 要素を用いることとする。



1×1 要素



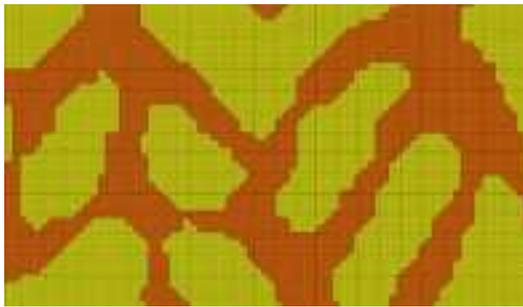
1×1 要素



2×2 要素



2×2 要素



4×4 要素



4×4 要素



8×8 要素  
ぼかし加工なし



8×8 要素  
ぼかし加工あり

図 2.11 細分化の影響

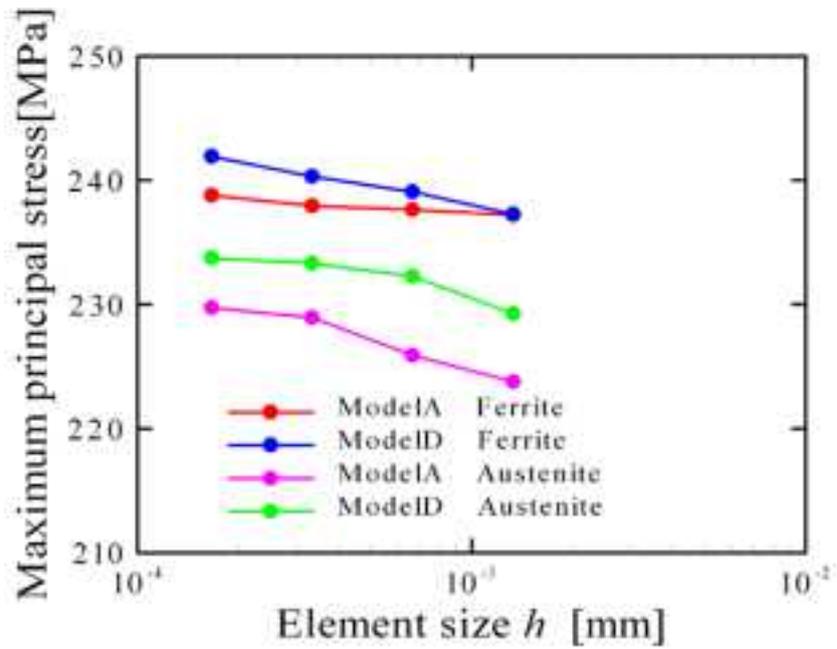


図 2.12 最大第 1 主応力と要素サイズの関係

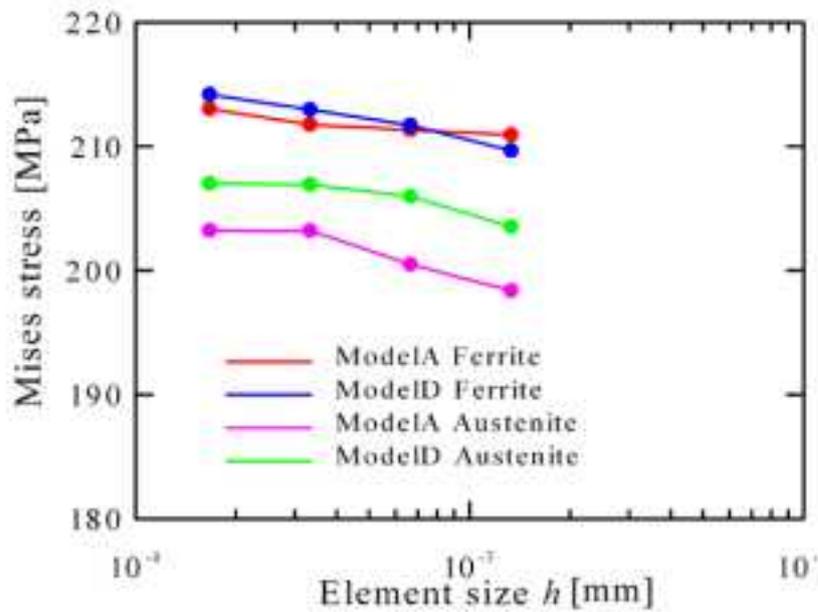


図 2.13 最大ミーゼス相当応力と要素サイズの関係

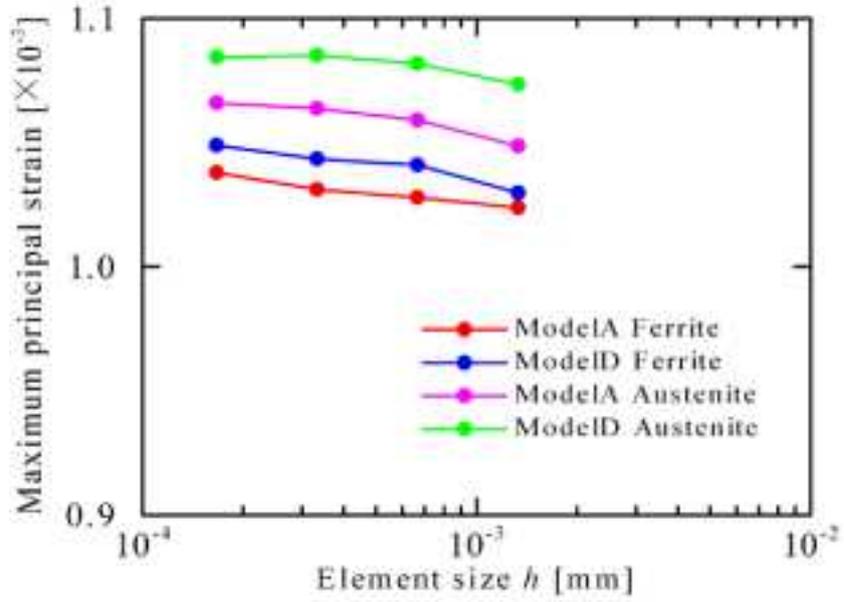


図 2.14 最大第1主ひずみと要素サイズの関係

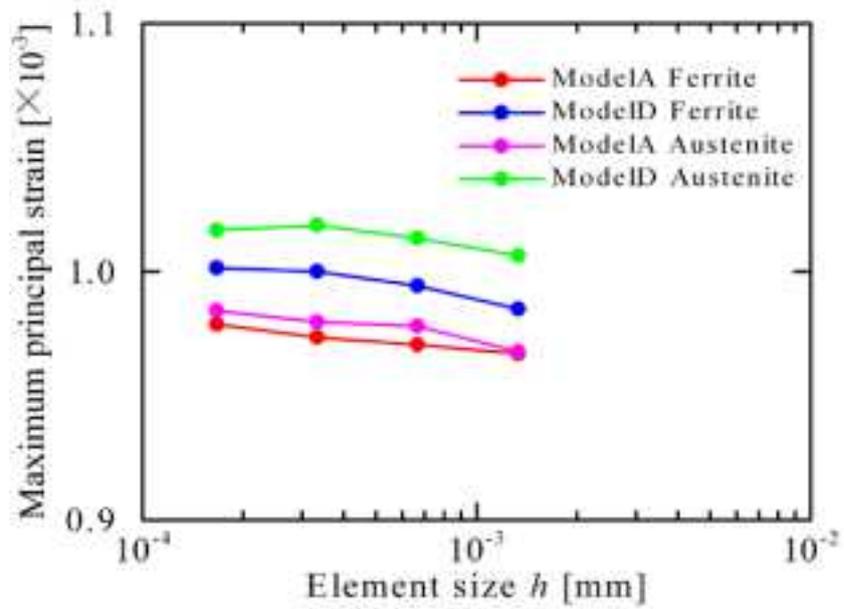


図 2.15 最大相当ひずみと要素サイズの関係

## 2.4. 応力の平滑化処理

ボクセルモデルの表面および界面は階段状であるため、角部の要素に極端に高い応力や極端に低い応力が発生する。この計算誤差を低減するため、画像フィルタ（ノイズフィルタ）と同様の考え方で、要素ごとの応力値に対して、平滑化のフィルタを掛ける。Quint VOXELCON のオプションとして、応力平滑化フィルタには、26 近傍平均フィルタと任意半径の加重平均フィルタが使用できる。加重平均フィルタでは、平滑化半径を  $R$  として、次式により応力値を平滑化する。

$$\bar{\sigma} = \sum_i w_i \sigma_i / \sum_i w_i \quad (2.5)$$

ここで、 $\sigma_i$  は平滑化半径内の任意要素  $i$  の任意応力成分、 $\bar{\sigma}$  は着目要素の平滑化した応力成分値、 $w_i$  は要素  $i$  の重み係数である。重み係数  $w_i$  は次式のように、重み関数  $\alpha$  から求められる。

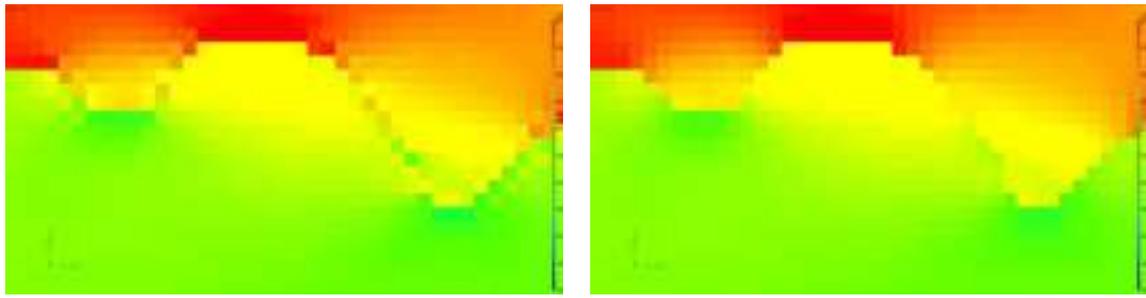
$$w_i = \int_{V_i} \alpha(r) dV \quad (2.6)$$

$$\alpha(r) = \begin{cases} \left(1 - \frac{r^2}{R^2}\right) & 0 \leq r \leq R \\ 0 & r > R \end{cases} \quad (1)$$

ただし、 $V_i$  は要素  $i$  の体積、 $r$  は平滑化される着目要素の中心から要素  $i$  の中心までの直線距離である。

応力平滑化の例を図 2.16 に示す。図は平滑化前後の応力分布をカラーコンターで表したものである。平滑化前の応力分布では、フェライト相とオーステナイト相の境界線上で、応力の波うちがあり、不自然な応力分布となっているが、平滑化後では、それらが打ち消され、自然な応力分布となっている。

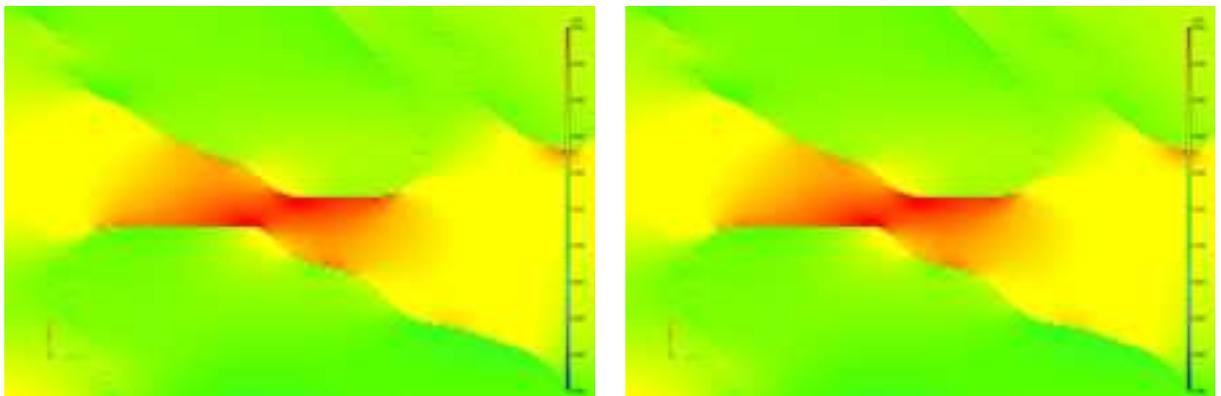
ただし、加重平均化の硬化により、最大応力は減少する。よって、誤差応力のみを除去できるように平滑化半径  $R$  を調整する必要がある。1/8 voxel 要素モデルに対し、平滑化半径を 1 要素分、2 要素分、4 要素分、8 要素分とした結果を図 2.17 に示す。平滑化半径が大きくなるに従い、応力分布がなだらかになり、通常の三角形要素等による滑らかな界面形状の要素分割と定性的に同様な結果が得られることがわかる。また、別途行った検討においても、おおよそ 5 要素以上の平滑化半径を用いると、応力分布が安定する結果となった。よって今回は、要素寸法 1/4 voxel に合わせて、4 要素分の平滑化半径を使用し、応力の解像度が画素と同程度になるようにする。



(a) 平滑化前

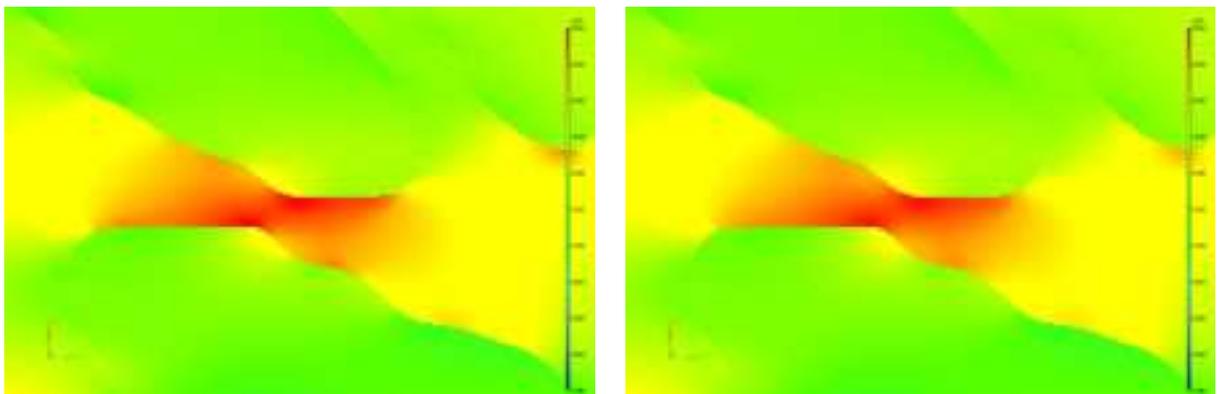
(b) 平滑化後

図 2.16 応力の平滑化処理



(a) 1 要素分  $R = 0.1667 \mu\text{m}$

(b) 2 要素分  $R = 0.3333 \mu\text{m}$



(c) 4 要素分  $R = 0.6667 \mu\text{m}$

(d) 8 要素分  $R = 1.333 \mu\text{m}$

図 2.17 加重平均平滑化フィルタの平滑化半径の影響 (1/8 voxel)

### 3. 解析結果

#### 3.1. 引張解析の結果

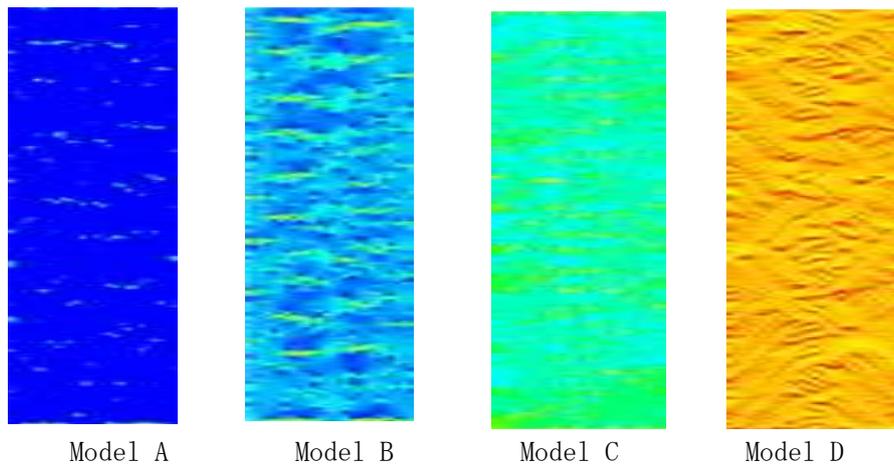
##### 3.1.1. 条件①： $\theta = 0^\circ$ 方向引張

第1主応力の分布を図3.1に示す。層ごとの応力を見易くするため、フェライト相のみの表示と、オーステナイト相のみの表示も示す。モデルAは全体的に応力が低い。モデルBのフェライト相は引張軸に沿った部分で高い応力を示す。モデルCでは、左側と右側にフェライトが濃化しており、その細い部分に応力の集中が見られる。オーステナイト相では中心の応力分布が他の部分より若干高い分布を示す。モデルDでは、フェライト相もオーステナイト相も全体的に高い応力分布を示す。4つのモデルを比較すると、フェライト量が多いモデルになると、オーステナイト相の応力が高くなるが、フェライト相はその狭隘部が常に高い応力を示す。

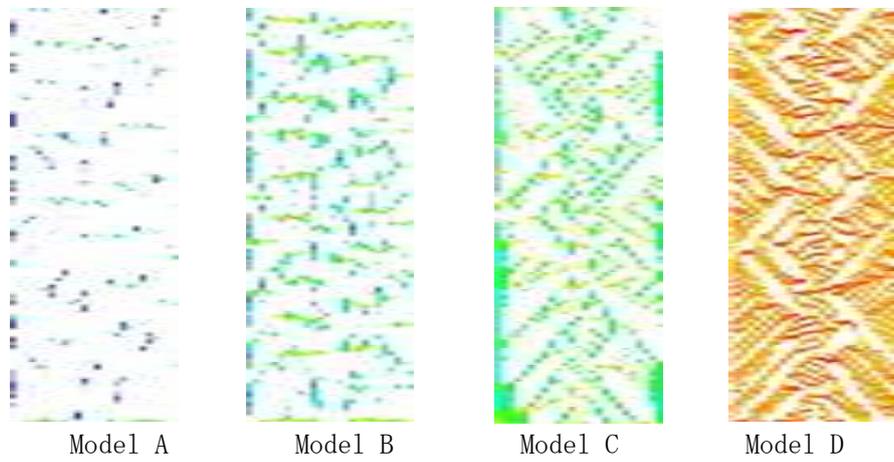
ミーゼス相当応力の分布を図3.2に示す。第1主応力と同様に、フェライト相の狭隘部で引張軸に沿った部分に高応力が発生する。全体的にみると、フェライト相もオーステナイト相も、フェライト量の増加と共に、応力が上がっている。

第1主ひずみの分布を図3.3に示す。応力とは逆に、ひずみはヤング率の低いオーステナイト相に集中する。特に、フェライト相近傍のオーステナイト相に強いひずみ集中がみられる。これはヤング率の高いフェライト相による拘束から、オーステナイト相に変形が集中するものである。更に、引張方向に対してフェライト相に挟まれたオーステナイト相はひずみ集中が強くなっている。これは近接するフェライト相の相互作用である。モデルCでは、下側の右端と左端にフェライト相が濃化しているため、これらに挟まれば領域のオーステナイト相はひずみが高くなっている。モデルDでは、フェライトネットワークが十分に発達しているため、フェライトによる拘束が支配的になり、ひずみはほぼ一様になっている。

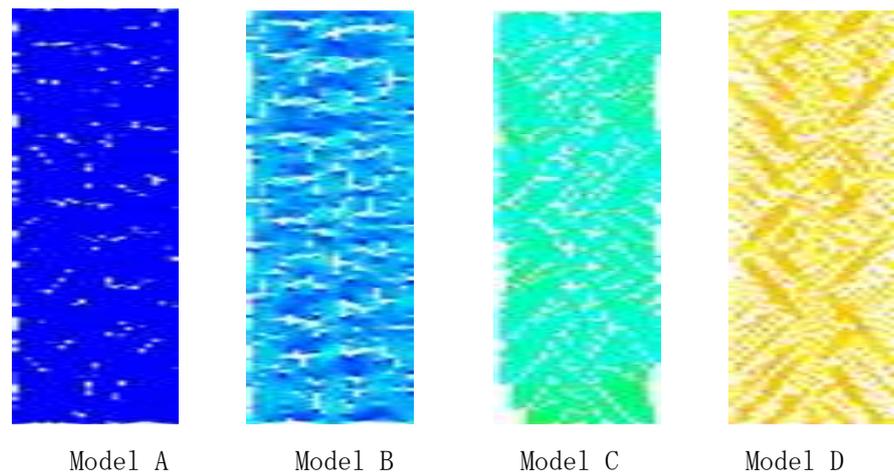
相当ひずみの分布を図3.4に示す。第1主ひずみと異なり、フェライト相近傍のオーステナイト相に対するひずみ集中は弱く、全体的に均一なひずみ分布となっている。ただし、弱いながらも、第1主ひずみと同様の部位にひずみ集中はみられ、フェライト量の増加と共に、ひずみ分布はより均一になっている。モデルDではフェライト相とオーステナイト相のヤング率の差が小さいこともあり、相当ひずみはいずれの相も同程度のひずみとなった。



全体表示



フェライト相のみ表示



オーステナイト相のみ表示



図 3.1 第 1 主応力の分布 (0° 方向引張)

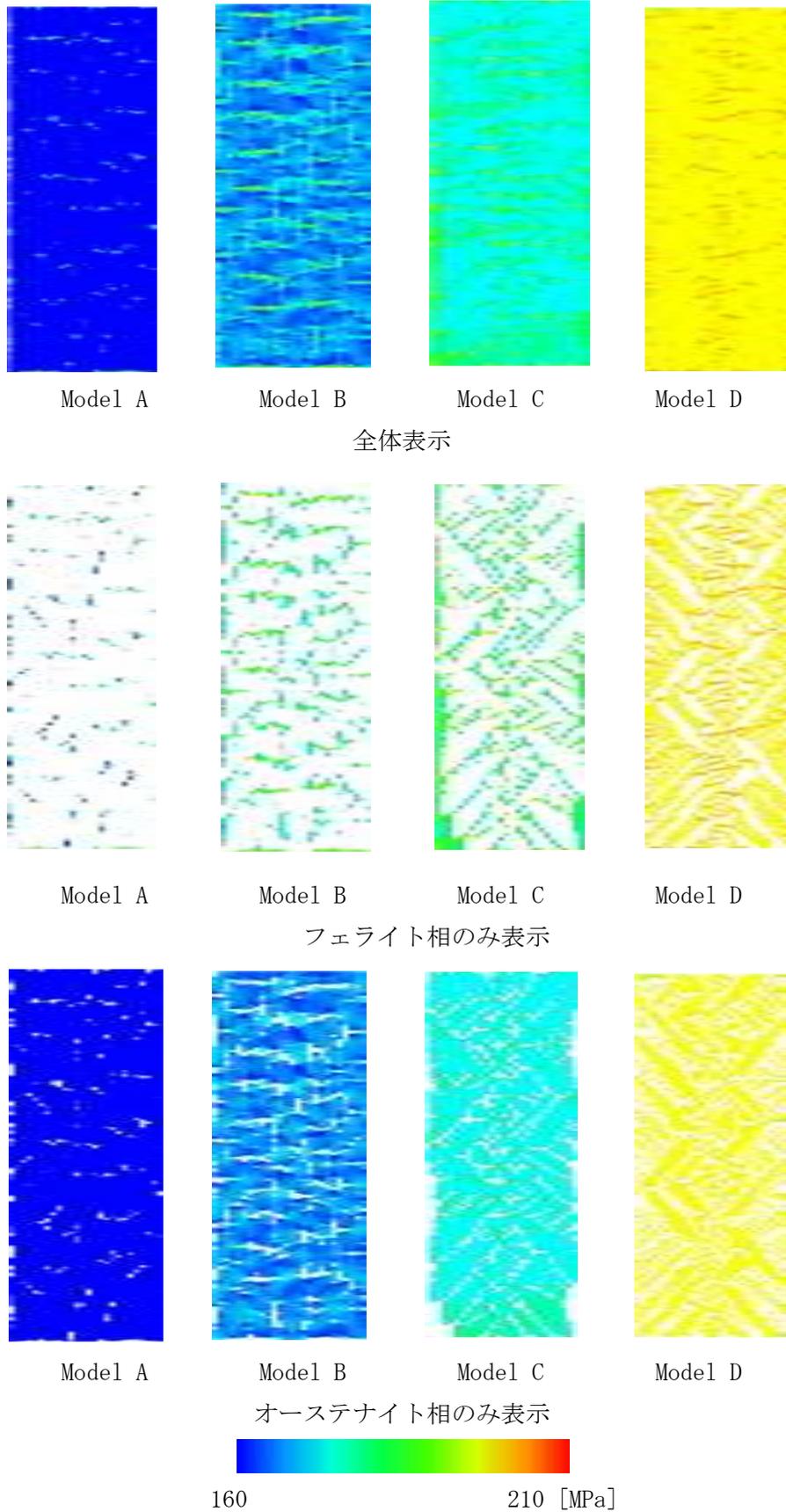
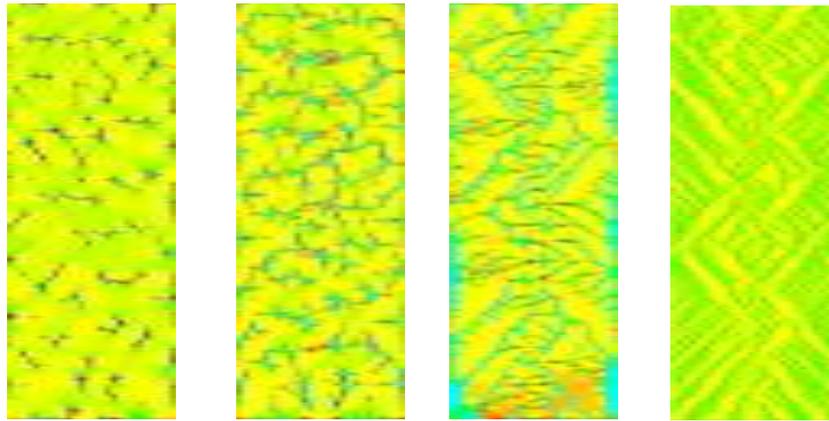


図 3.2 ミーゼス相当応力の分布 (0° 方向引張)



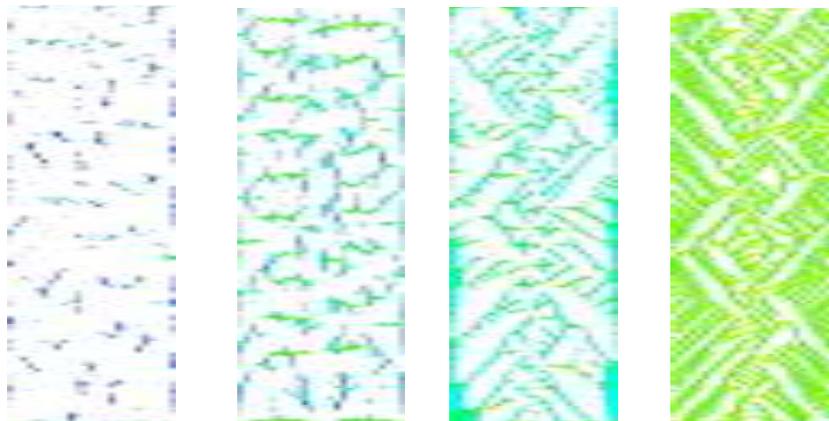
Model A

Model B

Model C

Model D

全体表示



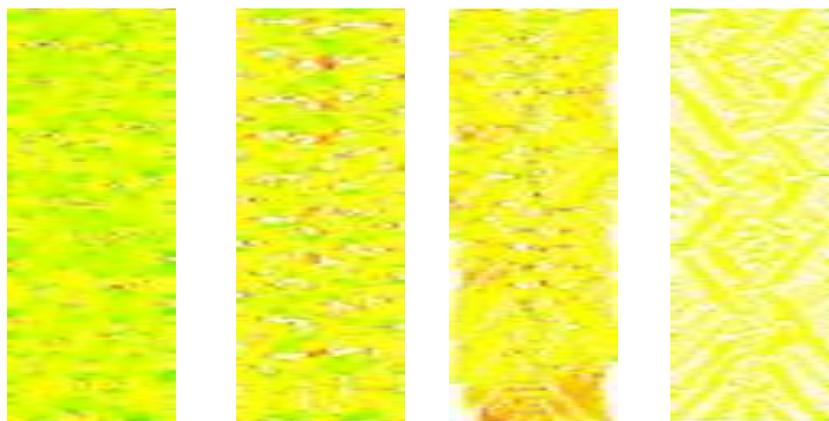
Model A

Model B

Model C

Model D

フェライト相のみ表示



Model A

Model B

Model C

Model D

オーステナイト相のみ表示



0.08

0.11 [%]

図 3.3 第1主ひずみの分布 (0° 方向引張)

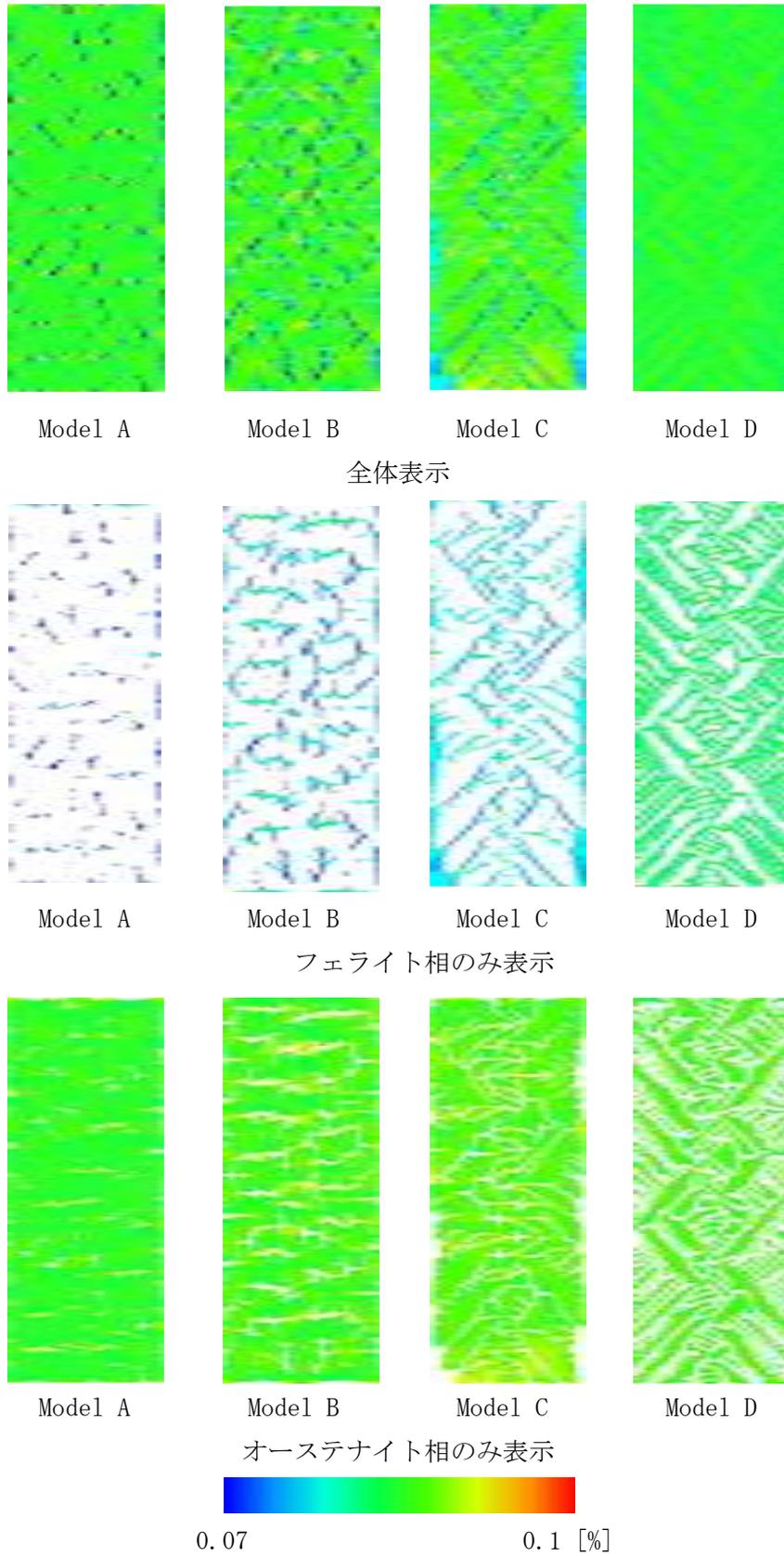


図 3.4 ミーゼス相当ひずみの分布 (0° 方向引張)

### 3.1.2. 条件②： $\theta = 45^\circ$ 方向引張

第1主応力の分布を図3.5に示す。 $0^\circ$  引張と同様に、フェライト相の引張軸に沿った狭隘部に強い応力集中が生じている。特にモデルCでは、フェライト相が $45^\circ$  方向に配向しているため、強い応力集中が確認できる。しかしながら、モデルDになると、フェライトネットワークの発達により、応力がフェライト相中に分散し、応力集中は目立たなくなっている。一方、オーステナイト相の応力分布は、フェライト量による違いはほとんど無く、ほぼ一様な応力分布であるが、フェライト相近傍にやや応力集中が確認できる。

ミーゼス相当応力の分布を図3.6に示す。ミーゼス相当応力の分布は第1主応力とほぼ等しく、 $45^\circ$  に配向したフェライト相に強い応力集中が現れている。一方、オーステナイト相の応力分布も第1主応力もほぼ同様であり、フェライト相まわりにやや応力集中が確認でき、フェライト量の影響は小さい。

第1主ひずみの分布を図3.7に示す。 $0^\circ$  引張と比較して、オーステナイト相への全体的なひずみ集中がより顕著であり、フェライト量の増加と共に、フェライトネットワークによる拘束が強くなり、全体的なひずみが半減している。ただし、フェライト相近傍のオーステナイト相の局所的なひずみ集中は、 $0^\circ$  引張と同様である。フェライト相の狭隘部に対するひずみ集中も $0^\circ$  引張と同様である。

相当ひずみの分布を図3.8に示す。相当ひずみの分布は、 $0^\circ$  引張と同様に、ほぼ一様であり、オーステナイト相のひずみが全体的に高い。オーステナイト相の狭隘部に局所的なひずみ集中も見られる。一方、フェライト相のひずみも狭隘部に局所的な集中が確認できるが、全体的には、フェライト相のひずみはフェライト量の増加と共に増加しているように見える。

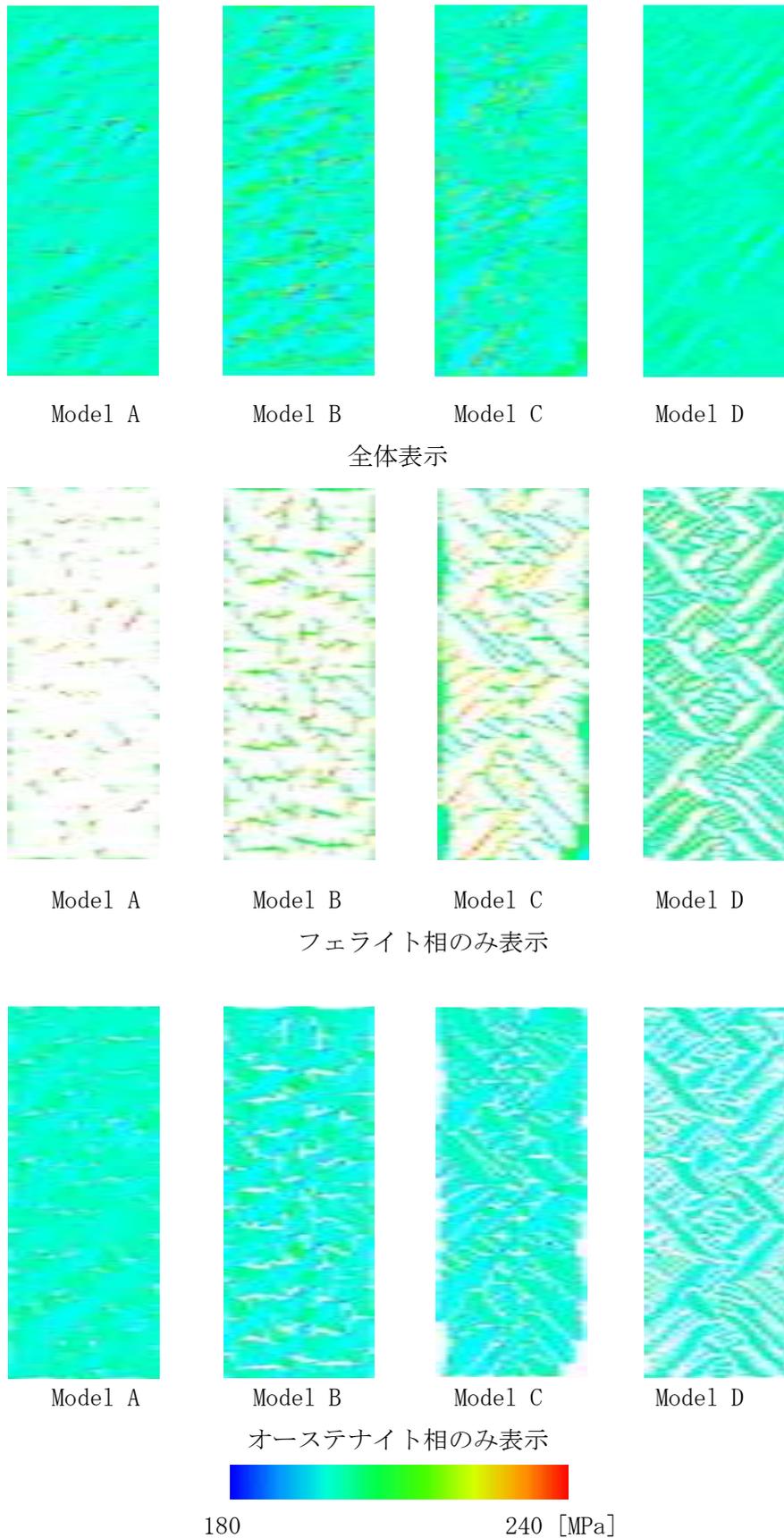
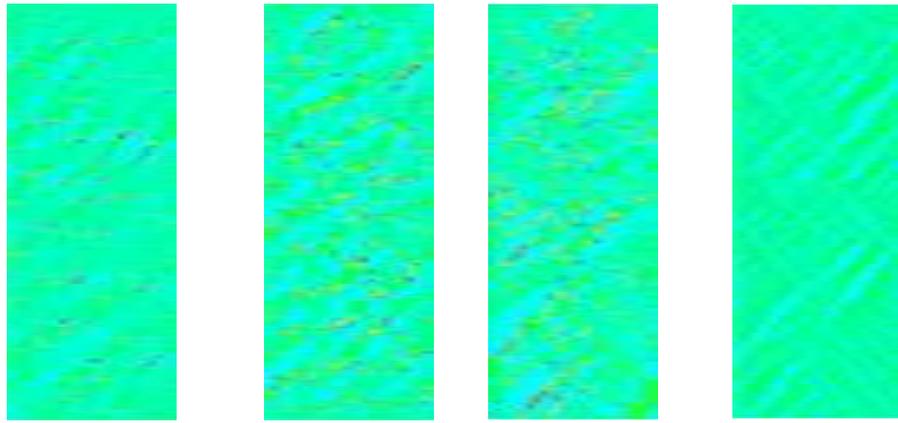


図 3.5 第 1 主応力の分布 (45° 方向引張)



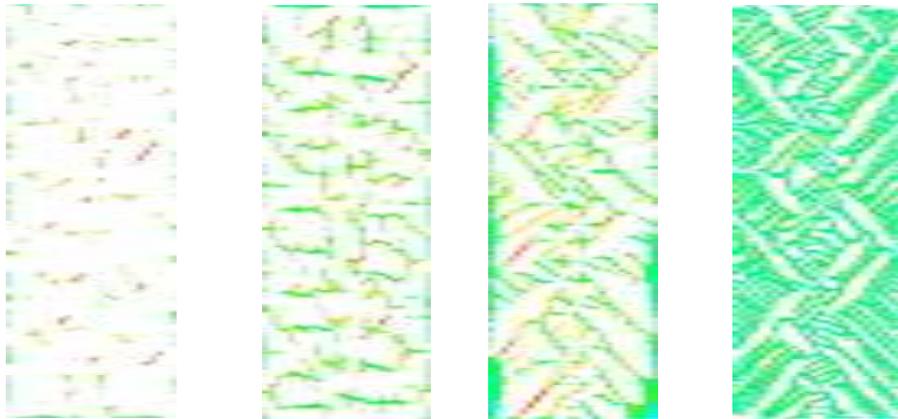
Model A

Model B

Model C

Model D

全体表示



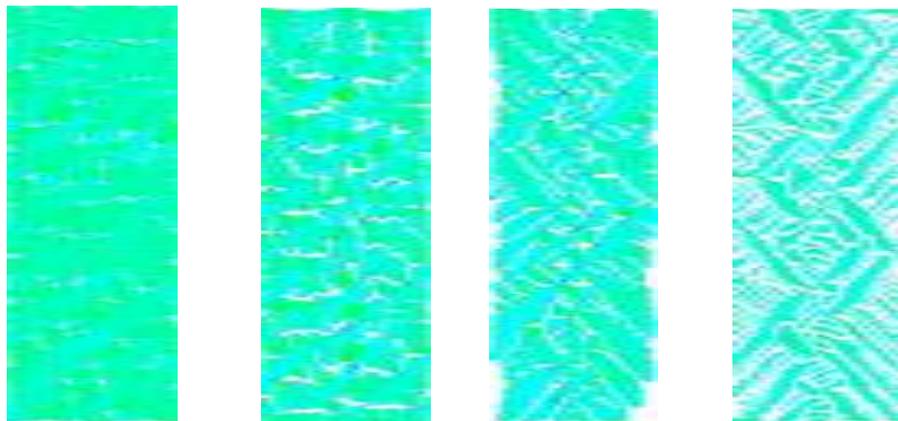
Model A

Model B

Model C

Model D

フェライト相のみ表示



Model A

Model B

Model C

Model D

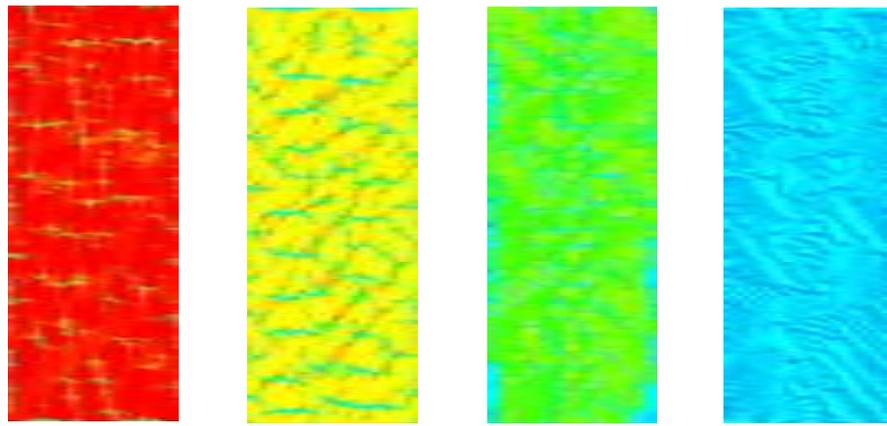
オーステナイト相のみ表示



160

210 [MPa]

図 3.6 ミーゼス相当応力の分布 (45° 方向引張)



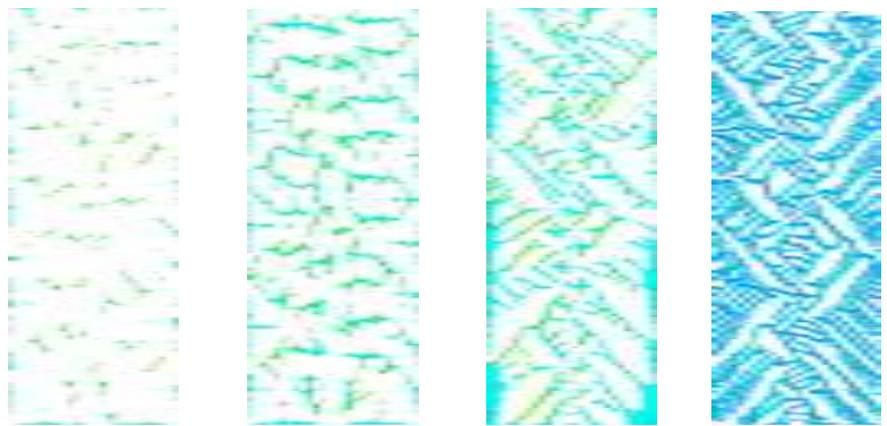
Model A

Model B

Model C

Model D

全体表示



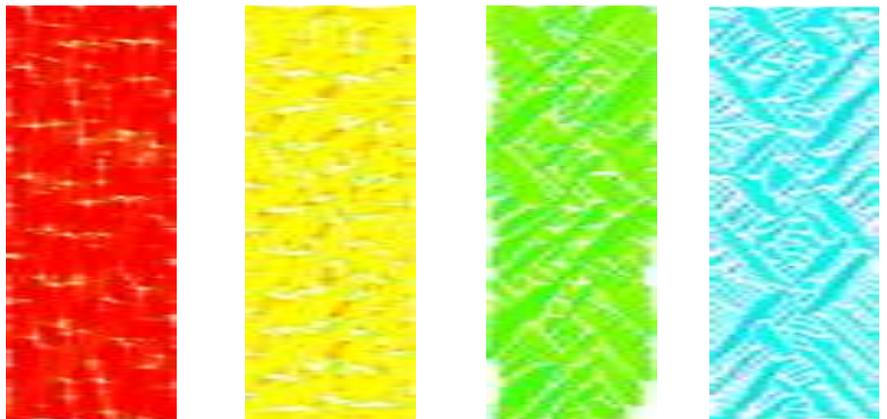
Model A

Model B

Model C

Model D

フェライト相のみ表示



Model A

Model B

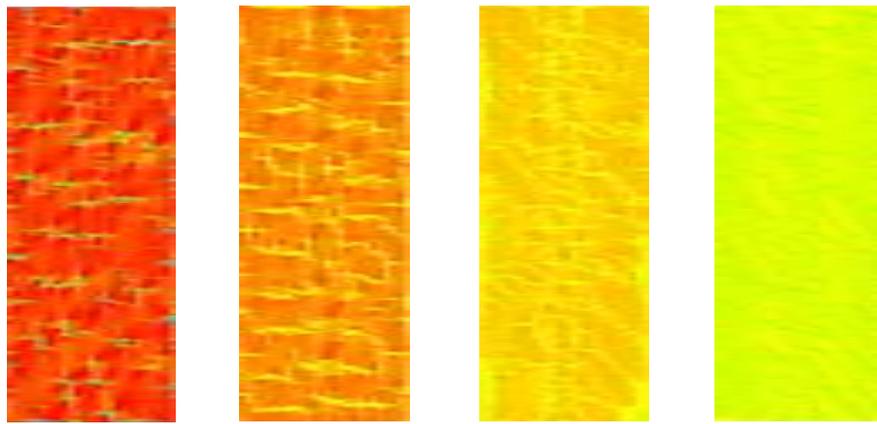
Model C

Model D

オーステナイト相のみ表示



図 3.7 第 1 主ひずみの分布 (45° 方向引張)



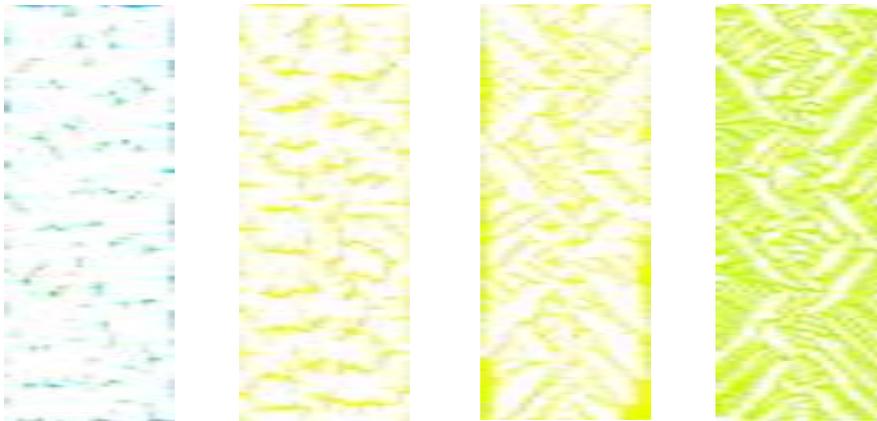
Model A

Model B

Model C

Model D

全体表示



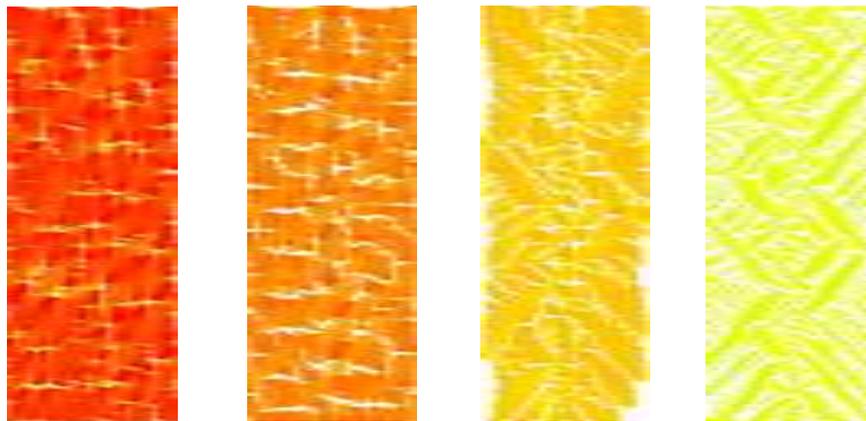
Model A

Model B

Model C

Model D

フェライト相のみ表示



Model A

Model B

Model C

Model D

オーステナイト相のみ表示



0.07

0.1 [MPa]

図 3.8 ミーゼス相当ひずみの分布 (45° 方向引張)

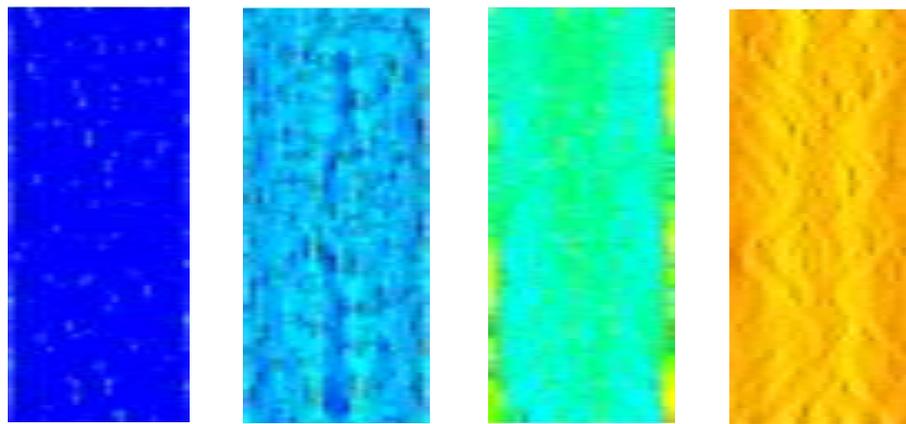
### 3.1.3. 条件③： $\theta = 90^\circ$ 方向引張

第1主応力の分布を図3.9に示す。基本的な傾向は上述の $0^\circ$ 引張および $45^\circ$ 引張と同様であるが、モデルCにおいて、モデルの左右端に肥大化したフェライト相があり、これが辺に沿って連続しているため、左右端のフェライト相への局所的応力集中が著しい。モデルDにおいても、左右端への応力集中が強いが、フェライトネットワークの発達により、内部へも応力が拡散しており、局所的な応力集中は弱まっている。オーステナイト相の応力も $0^\circ$ 引張、 $45^\circ$ 引張とほぼ同様であり、フェライト相近傍への局所的な応力集中と、フェライト量の増加に伴う、全体的な応力の上昇が確認できる。

ミーゼス相当応力の分布を図3.10に示す。ミーゼス相当応力の分布は、第1主応力の分布とほぼ同様であり、フェライト相の狭隘部および肥大化したフェライト相に局所的な応力集中が生じ、フェライト量の増加と共に、フェライト相もオーステナイト相も全体的な応力が増加している。

第1主ひずみの分布を図3.11に示す。第1主ひずみの分布は、第1主応力の分布と同様に、全体的な傾向は $0^\circ$ 引張、 $45^\circ$ 引張とほぼ同様であるが、モデル左右端の肥大化したフェライト相への局所的なひずみ集中が特徴的である。全体的には、フェライト量の増加と共に、フェライト相のひずみは上昇し、均一になる一方、オーステナイト相のひずみは全体的に高く、フェライト量の影響はほとんどない。フェライト相近傍の局所的ひずみ集中はやや弱いように見える。

相当ひずみの分布を図3.12に示す。 $0^\circ$ 引張および $45^\circ$ 引張とやや異なり、オーステナイト相へのひずみ集中がやや強いように見える。特にフェライト相の近傍、オーステナイト相の狭隘部へのひずみ集中が強い。相当ひずみは塑性変形に直結することから、オーステナイト相における局所的な塑性変形と、それに伴う加工誘起マルテンサイト変態が起こる可能性が示唆される。一方、フェライト相へのひずみ集中はほとんど無く、フェライト量の増加と共に、全体的に相当ひずみが高くなっている。



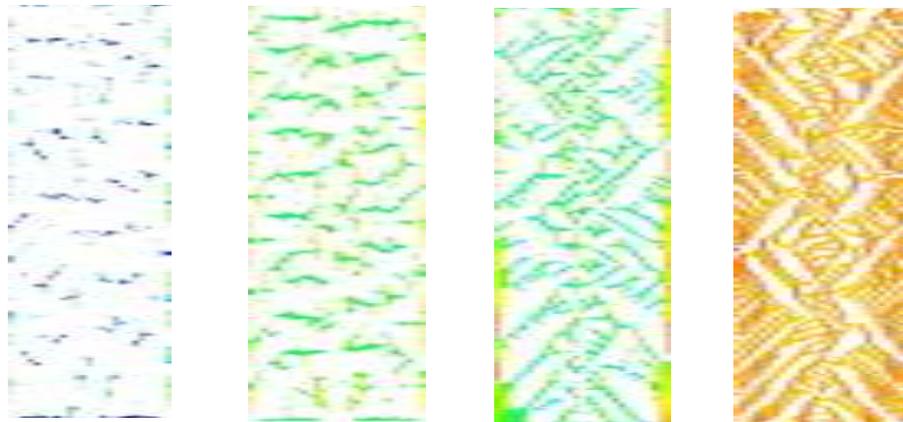
Model A

Model B

Model C

Model D

全体表示



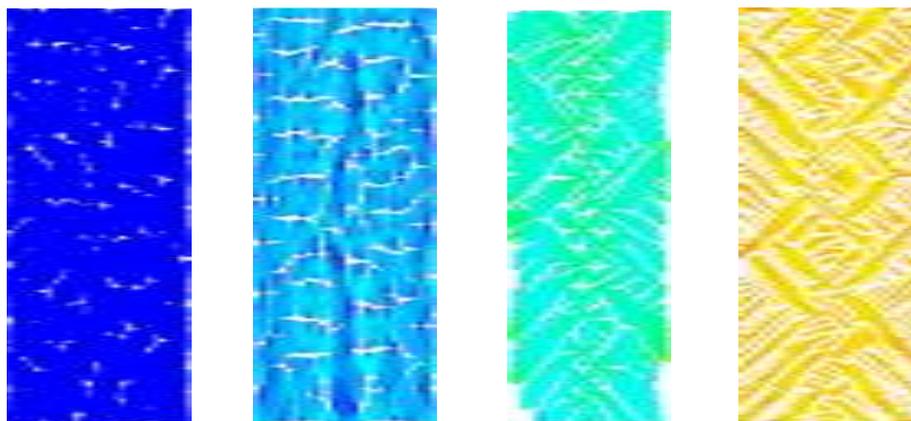
Model A

Model B

Model C

Model D

フェライト相のみ表示



Model A

Model B

Model C

Model D

オーステナイト相のみ表示



180

250 [MPa]

図 3.9 第 1 主応力の分布 (90° 方向引張)

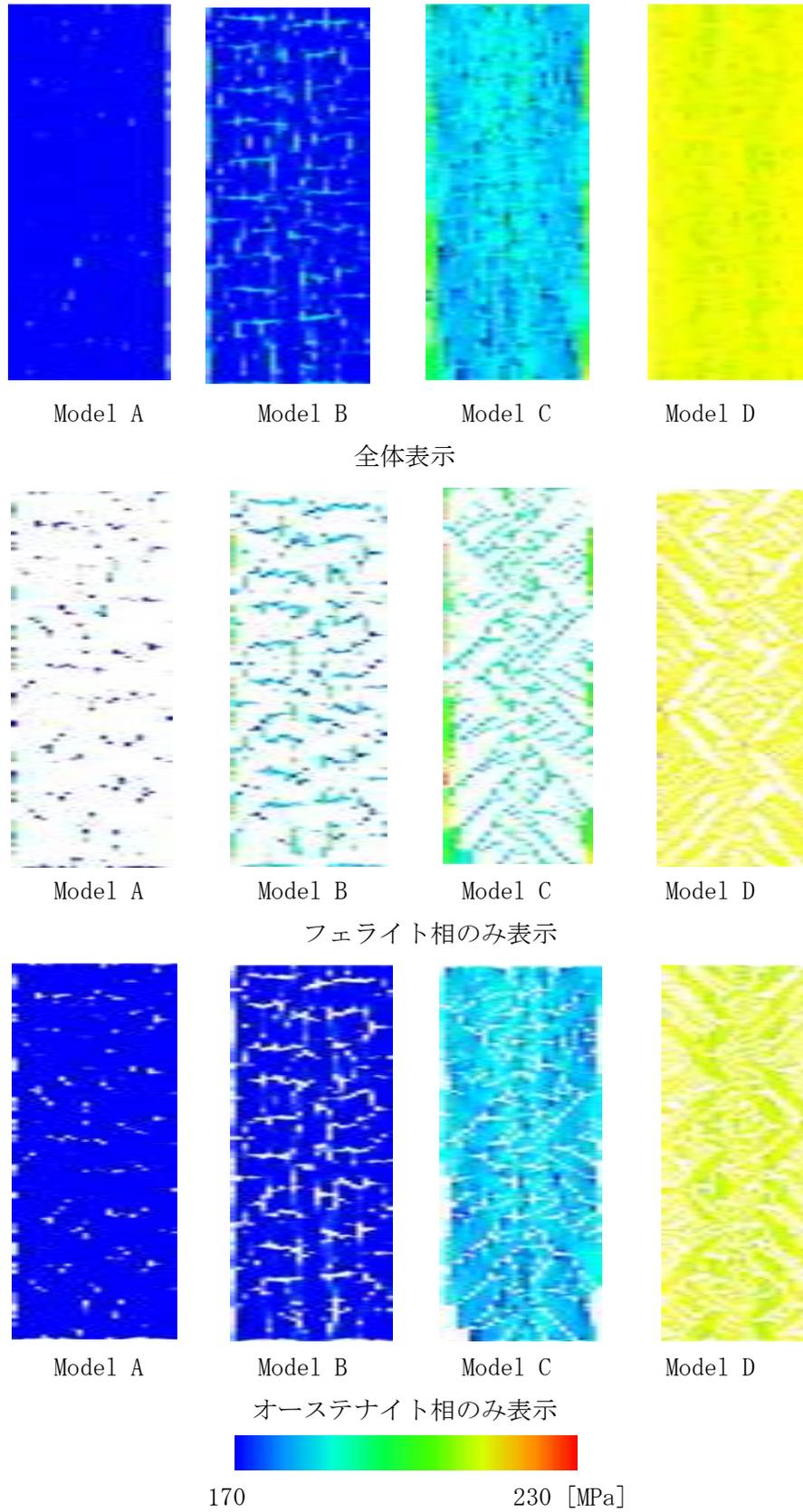
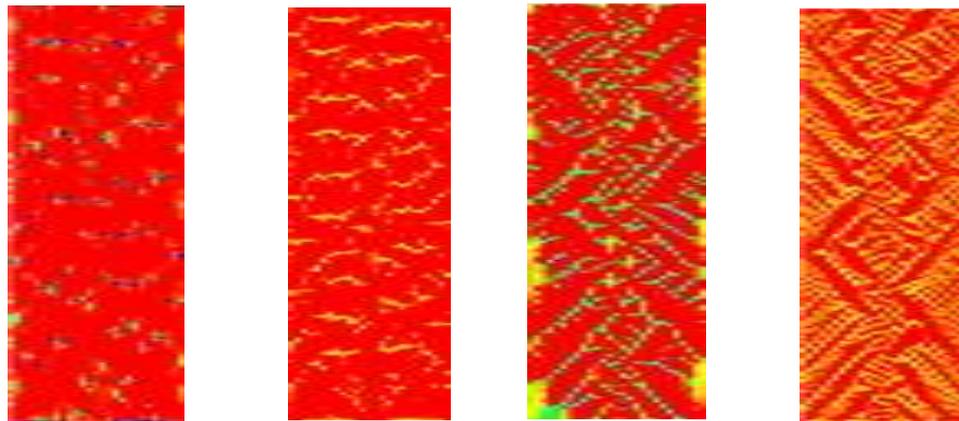


図 3.10 ミーゼス相当応力の分布 (90° 方向引張)



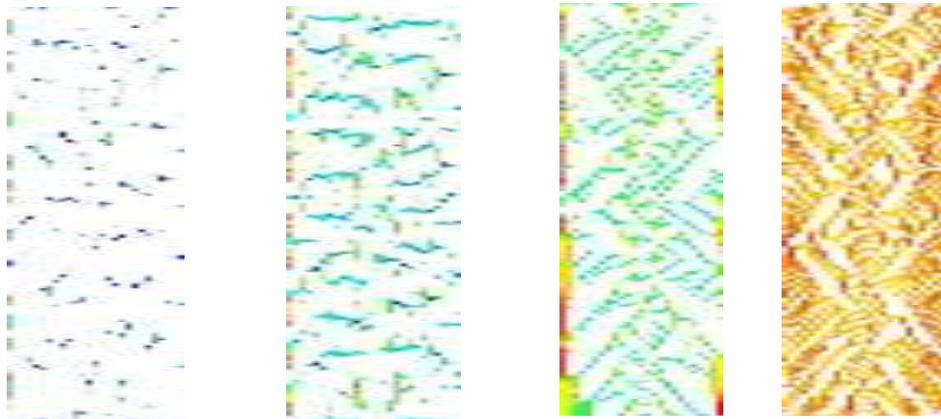
Model A

Model B

Model C

Model D

全体表示



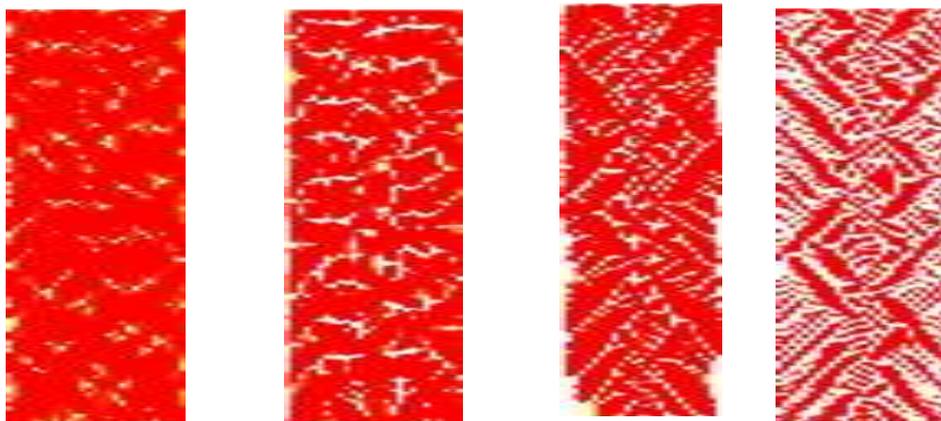
Model A

Model B

Model C

Model D

フェライト相のみ表示



Model A

Model B

Model C

Model D

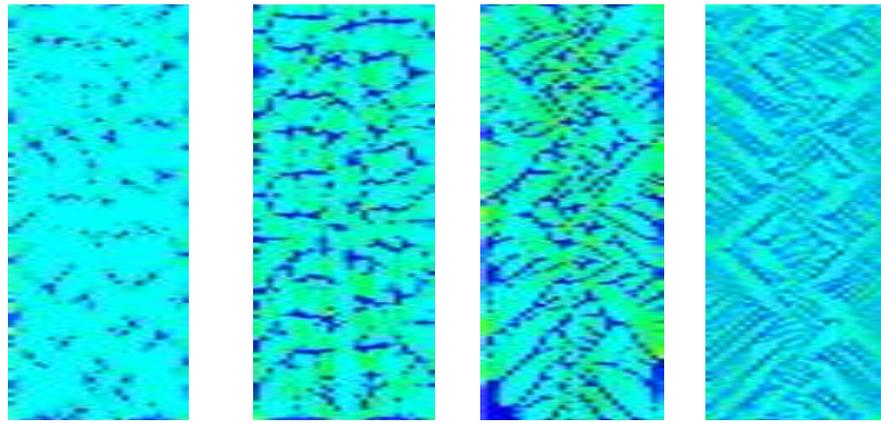
オーステナイト相のみ表示



0.08

0.1 [%]

図 3.11 第 1 主ひずみの分布 (90° 方向引張)



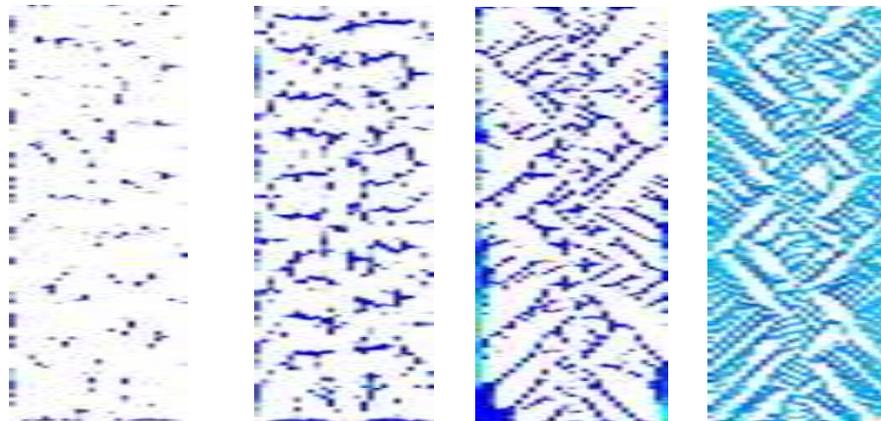
Model A

Model B

Model C

Model D

全体表示



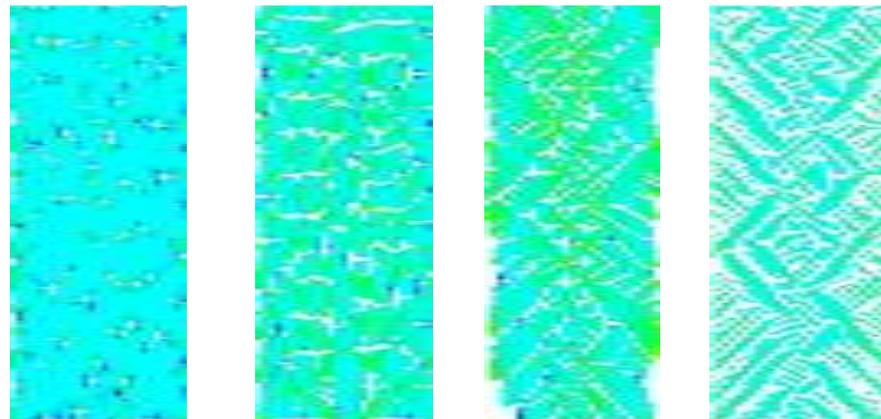
Model A

Model B

Model C

Model D

フェライト相のみ表示



Model A

Model B

Model C

Model D

オーステナイト相のみ表示



0.08

0.1 [%]

図 3.12 ミーゼス相当ひずみの分布 (90° 方向引張)

#### 3.1.4. 単軸引張におけるフェライト量の影響

上述の解析結果から、各相の最大値と平均値を求め、フェライト量との関係を調べる。ただし、絶対値の評価ではわかりにくいので、フェライト相とオーステナイト相を合わせた全体での平均値（公称値）で規格化したパラメータを用いる。

最大第1主応力とフェライト量との関係を図3.13に、最大第1主応力を全体の平均応力で規格化した応力集中係数  $K_t^1$  とフェライト量との関係を図3.14に示す。図3.13の絶対値で見ると、45°のみ最大第1主応力がフェライト量の増加と共に減少しているが、これは45°引張のみ境界条件を荷重で掛けているため、公称応力は一定であるが、0°引張と90°引張の場合は、境界条件を変位で掛けているため、公称応力は増加しており、それに伴い最大値も増加している。図3.14で見れば、境界条件の影響はないので、引張の角度に関係なく、フェライト量の増加と共に、応力集中係数はほぼ単調現象で低下する。モデルDまでフェライト量が上がると、局所的な応力集中は僅か数%しかないことが分かる。また、応力集中係数は常にフェライト相の方が高い。

最大ミーゼス相当応力とフェライト量との関係を図3.15に、最大ミーゼス相当応力を全体平均応力で規格化した応力集中係数  $K_t^{eq}$  とフェライト量との関係を図3.16に示す。傾向は最大第1主応力とほぼ同じであるが、相当応力であるため、モデルDの応力集中係数は僅かに1を下回っている。

平均第1主応力とフェライト量との関係を図3.17に、平均第1主応力と全体平均応力の比  $\kappa_t^1$  とフェライト量との関係を図3.18に示す。図3.18より、オーステナイトの平均応力は全体応力とほぼ等しいが、フェライト相の平均応力は全体より高めであることがわかる。ただし、フェライト量の増加と共に、フェライト相の応力は低下し、フェライト相とオーステナイト相での応力の差が小さくなることがわかる。

平均ミーゼス相当応力とフェライト量との関係を図3.19に、平均ミーゼス相当応力と全体の平均第1主応力の比  $\kappa_t^{eq}$  とフェライト量との関係を図3.20に示す。第1主応力と同様に、フェライト相の方が平均的な応力が高いが、フェライト相の増加と共に、応力が均一化され、フェライト相とオーステナイト相の応力の差が小さくなる。

最大第1主ひずみとフェライト量との関係を図3.21に、最大第1主ひずみを全体平均第1主ひずみで規格化したひずみ集中係数  $K_\epsilon^1$  とフェライト量との関係を図3.22に示す。応力とは逆に、オーステナイト相の方がひずみ集中係数は高い。しかし応力と同様に、フェライト量の増加と共に、局所的なひずみ集中は減少し、フェライト相もオーステナイト相もひずみが均一化して行くことがわかる。

最大相当ひずみとフェライト量との関係を図3.23に、最大相当ひずみを全体平均第1主ひずみで規格化したひずみ集中係数  $K_\epsilon^{eq}$  とフェライト量との関係を図3.24に示す。オーステナイト相のひずみ集中係数が高いが、フェライト量の影響は小さく、フェライト量が増加しても、ひずみ集中係数はほぼ1であり、その減少は僅かである。ただし、45°引張のみ、ひずみ集中係数が小さく、最大ひずみはフェライト量の増加と共に減少する結果となって

いる。これは、モデルCおよびDではフェライトネットワークが発達し、そのフェライトデンドライトが45°方向に配向しているため、45°引張に対しては、剛性が高くなり、ひずみが小さくなるためである。

平均第1主ひずみとフェライト量の関係を図3.25に、平均第1主ひずみと全体の平均第1主ひずみの比 $\kappa_e^1$ とフェライト量との関係を図3.26に示す。最大ひずみとは反対に、フェライト量の増加と共に、ひずみ比は増加し、特にフェライト相の増加が大きい。ただし、低フェライト量の場合、フェライト相の平均ひずみは小さいが、フェライト量が増して、フェライトネットワークが形成されると、フェライトのひずみが大きくなるため、このような結果となる。

平均相当ひずみとフェライト量の関係を図3.27に、平均相当ひずみと全体の平均第1主ひずみの比 $\kappa_e^{eq}$ とフェライト量との関係を図3.28に示す。第1主ひずみと同様に、フェライト量の増加と共に、フェライト相のひずみ比は増加し、全体のひずみが均一化する。

以上の結果より、単軸引張においては、フェライト相に応力が集中するが、フェライト量の増加に伴い、フェライトネットワークが発達し、応力の均一化が起こり、応力の最大値も平均値も減少することがわかった。一方、ひずみはオーステナイト相に集中し、その最大値はフェライト量の増加に伴い減少するが、フェライト相のひずみの平均値は逆に増加することがわかった。また、オーステナイト相はフェライト祖に比べて、降伏応力が低いので、フェライト相に相当応力や相当ひずみが集中する場合は、局所的に加工誘起マルテンサイト変態が起こる可能性がある。更に、フェライト量が増えると、フェライトネットワークの発達により、異方性が強くなり、フェライト相の配向方向に対して剛性が高くなる。仮に、材料内部で多数のフェライトデンドライトが多方向に発達した場合、それらの境界では、剛性の違いによる応力集中が生じることになり、材料の強度を低下させる可能性がある。

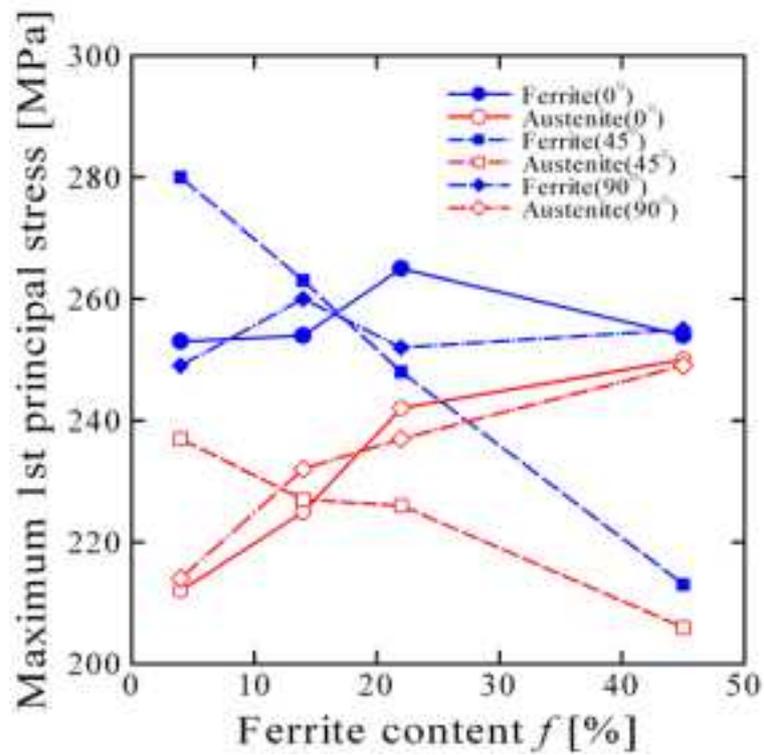


図 3.13 最大第1主応力の変化

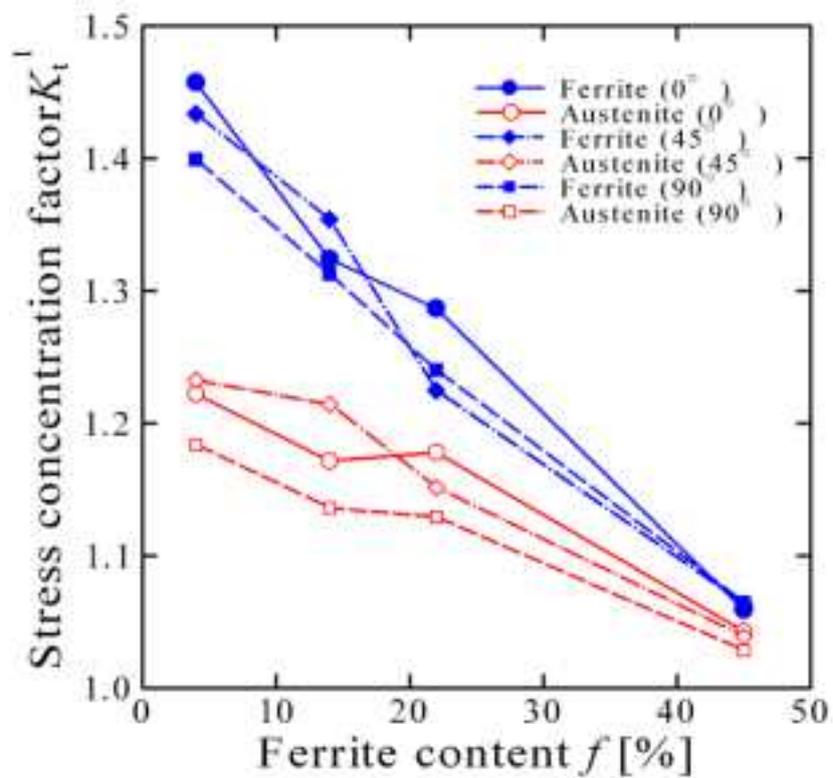


図 3.14 第1主応力集中係数の変化

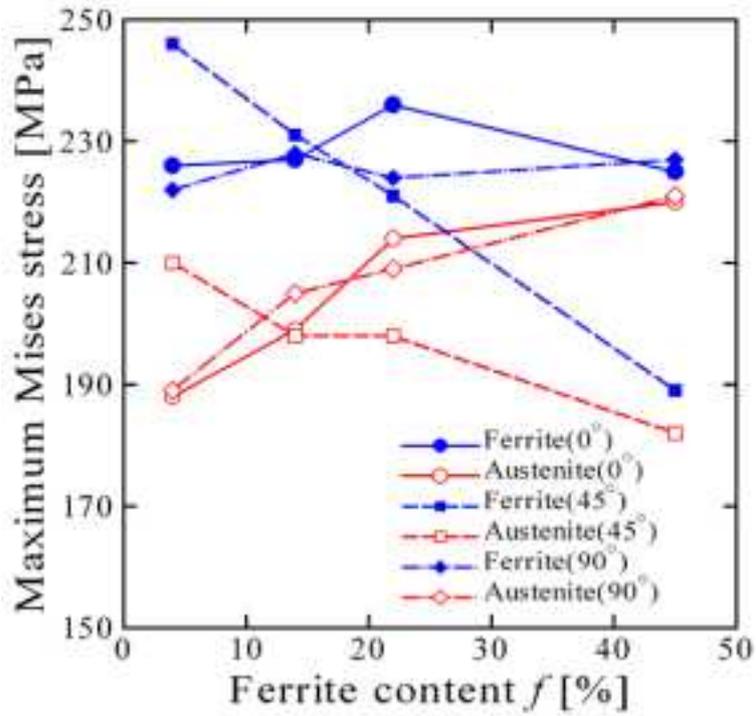


図 3.15 最大ミーゼス相当応力の変化

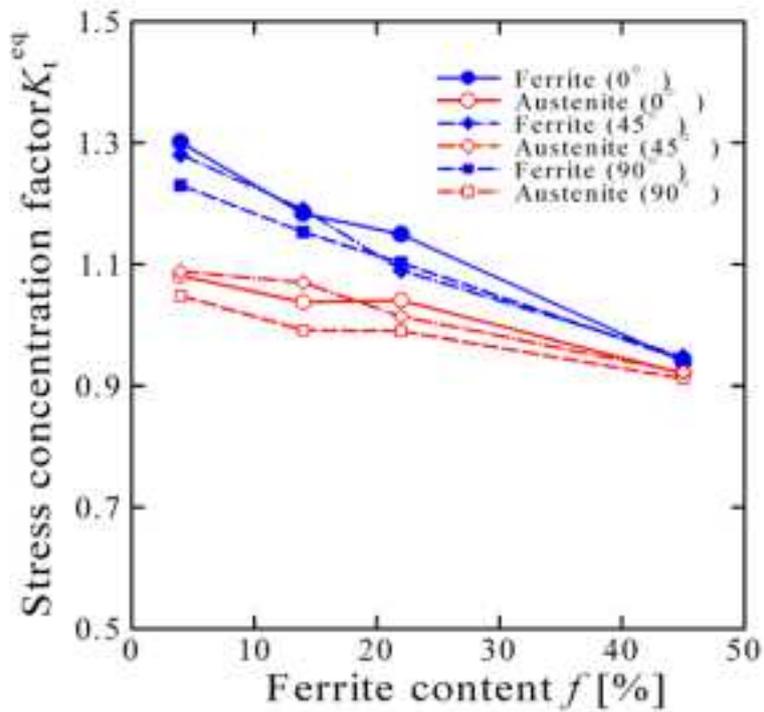


図 3.16 ミーゼス相当応力集中係数の変化

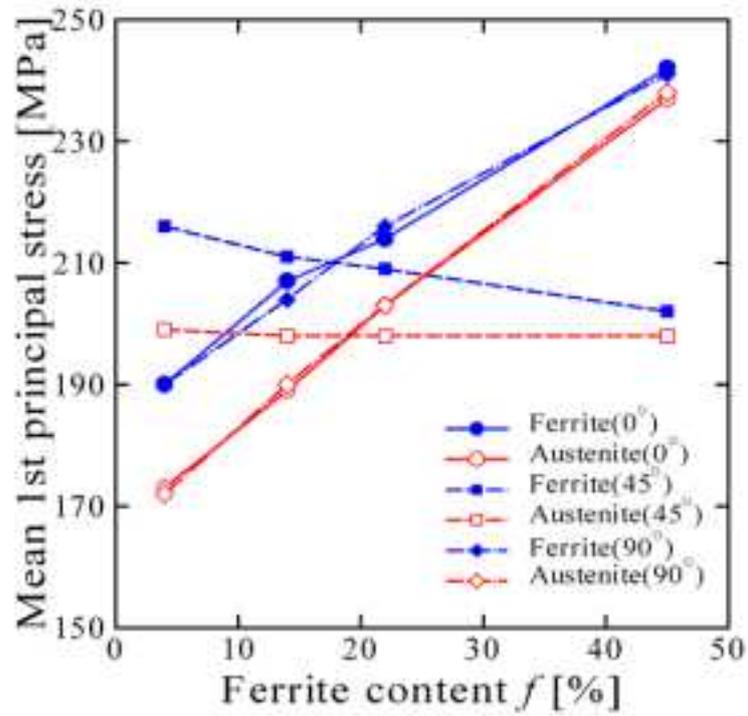


図 3.17 平均第1主応力の変化

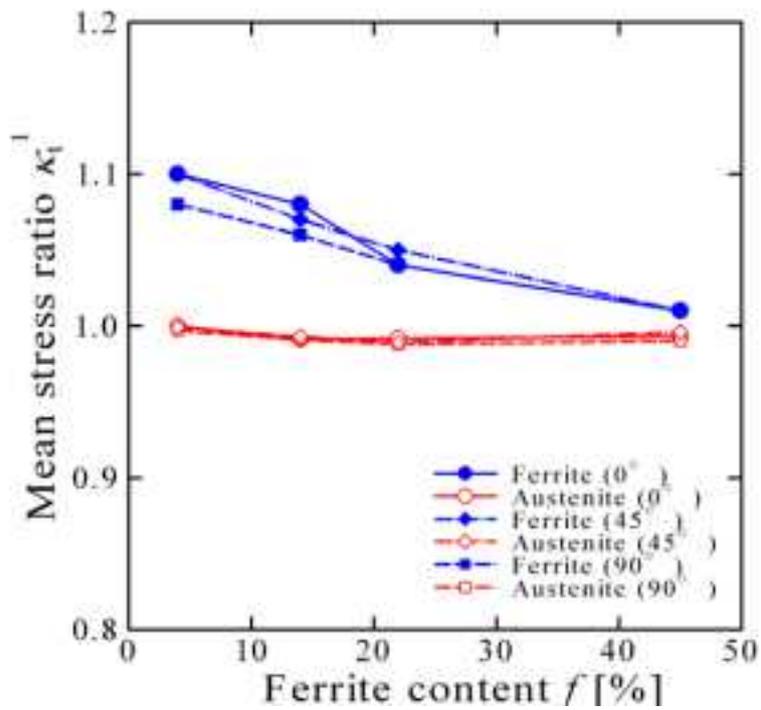


図 3.18 平均第1主応力比の変化

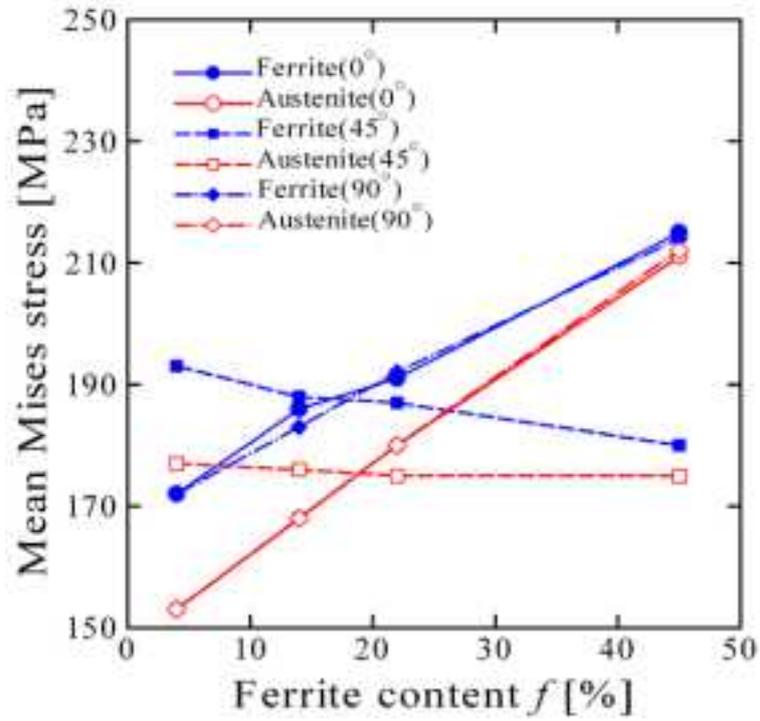


図 3.19 平均ミーゼス相当応力の変化

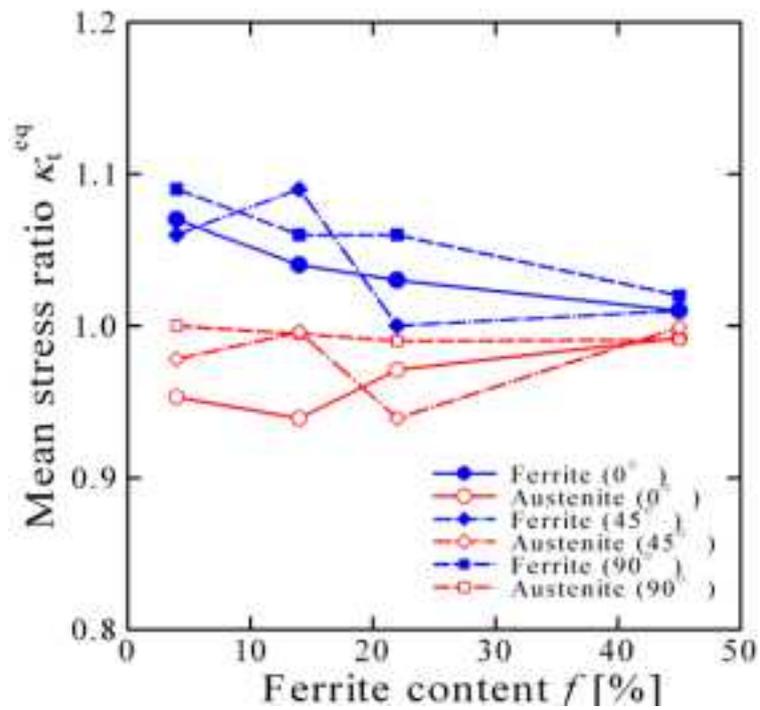


図 3.20 平均ミーゼス相当応力比の変化

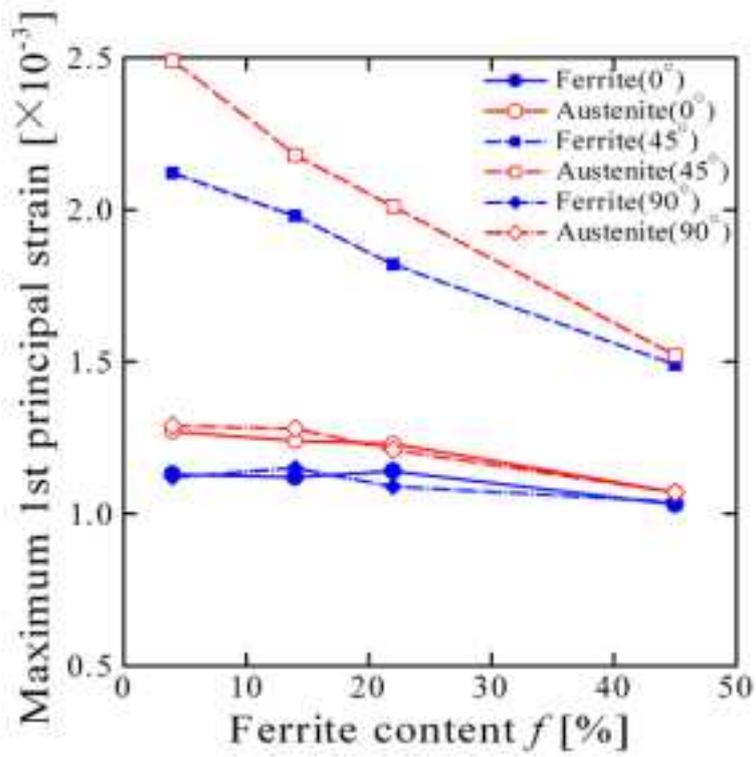


図 3.21 最大第 1 主ひずみの変化

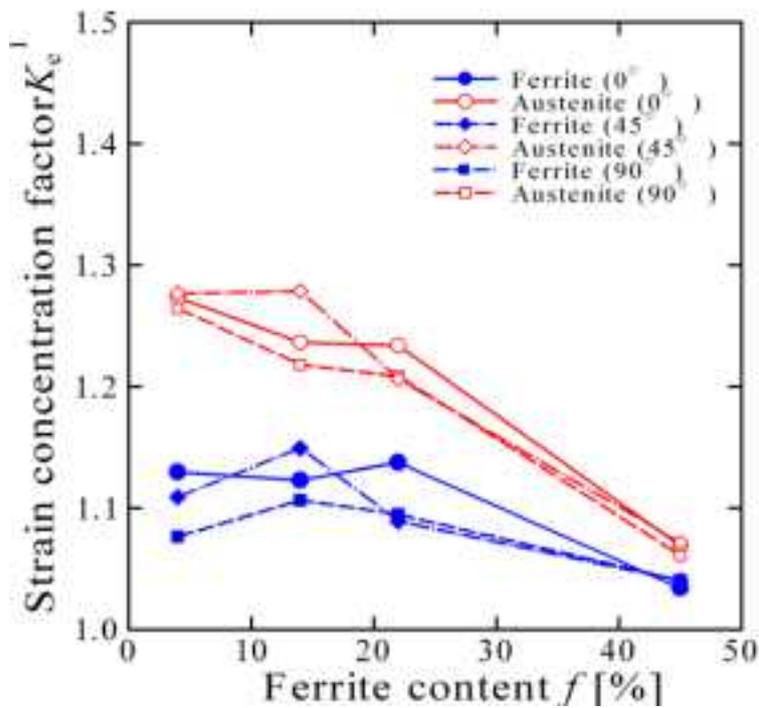


図 3.22 第 1 主ひずみ集中係数の変化

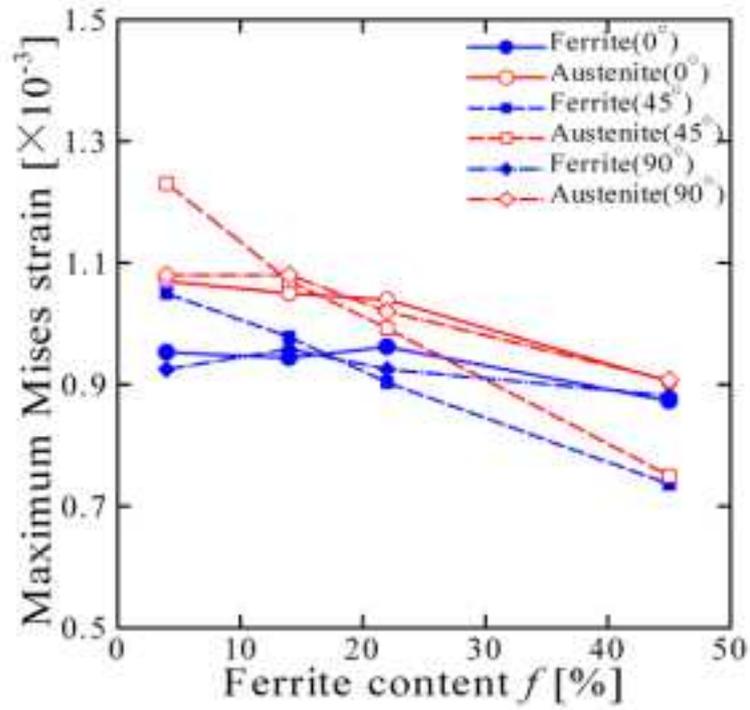


図 3.23 最大相当ひずみの変化

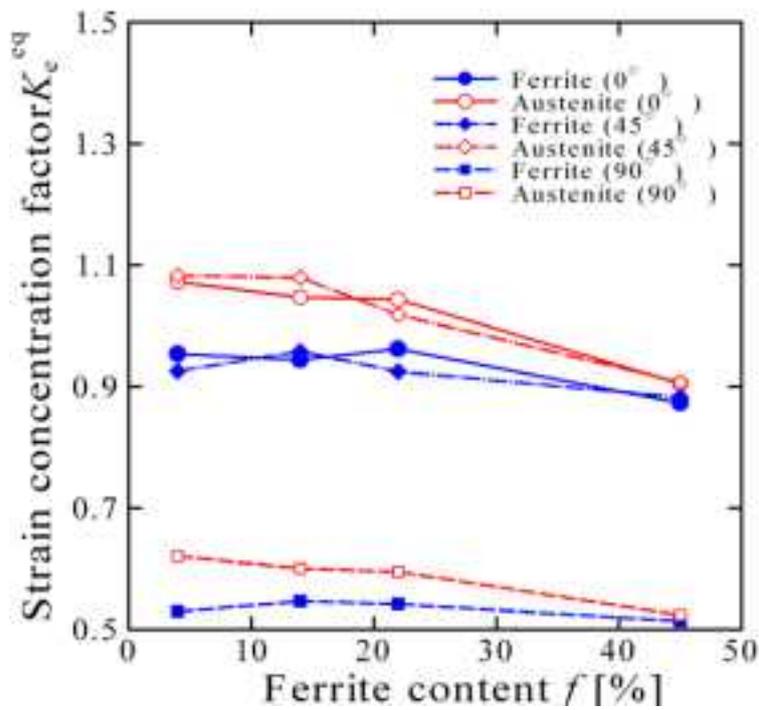


図 3.24 相当ひずみ集中係数の変化

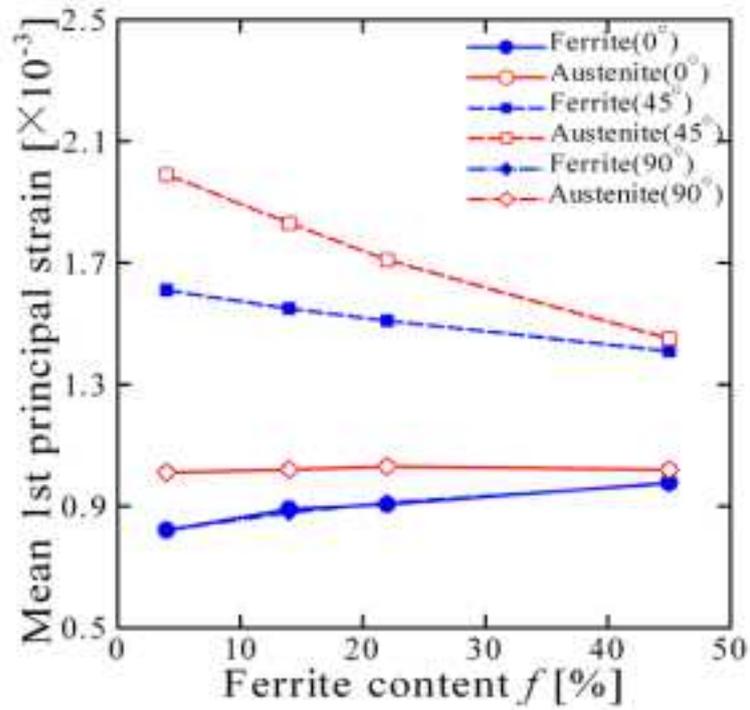


図 3.25 平均第 1 主ひずみの変化

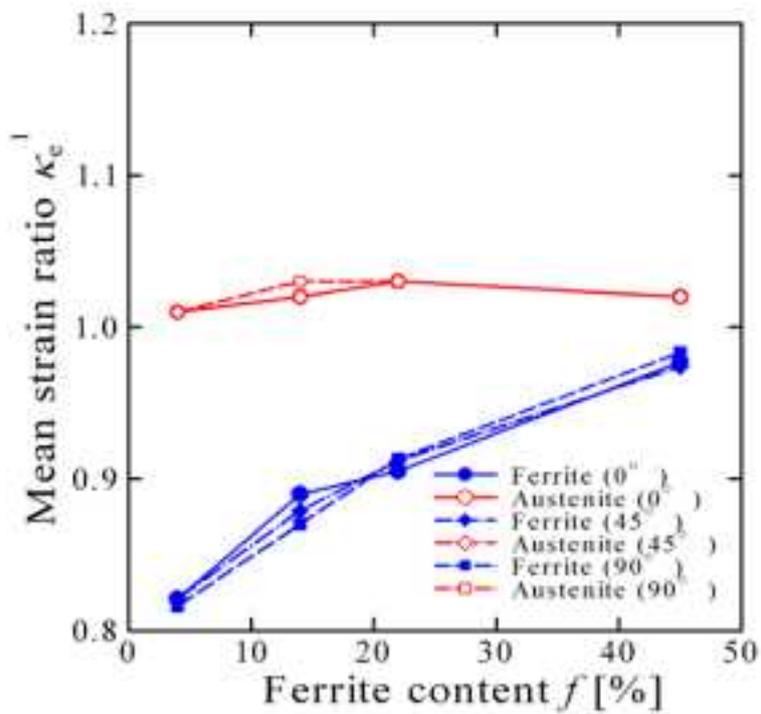


図 3.26 平均第 1 主ひずみ比の変化

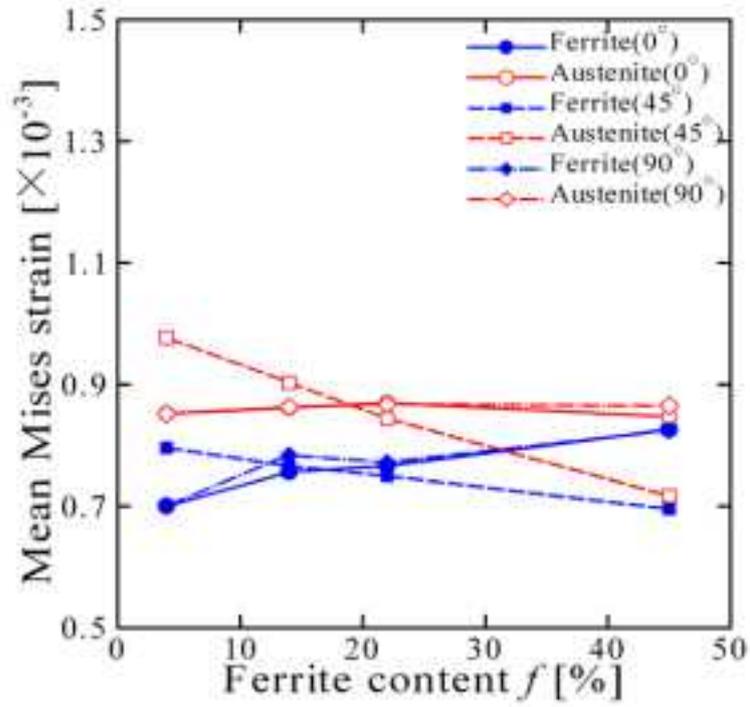


図 3.27 平均相当ひずみの変化

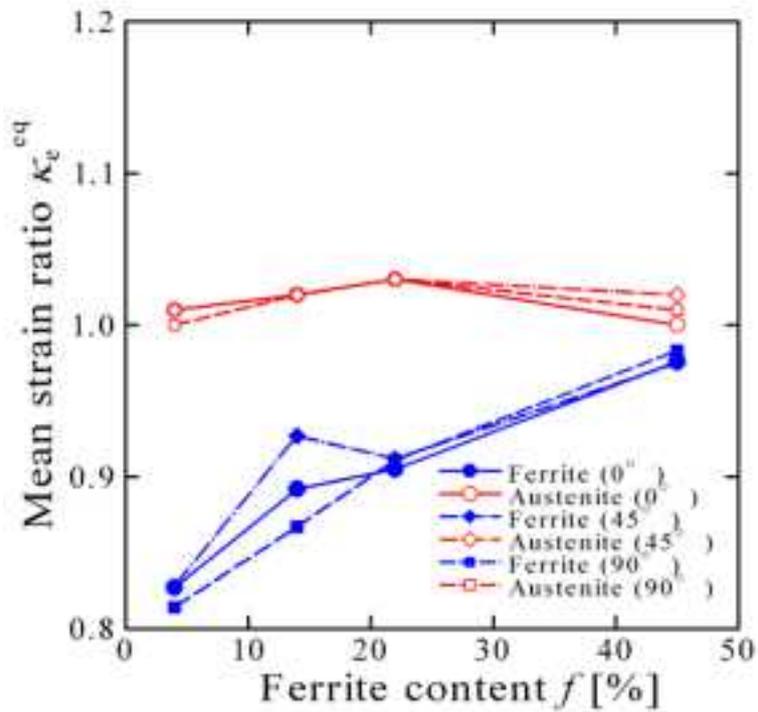


図 3.28 平均相当ひずみ比の変化

## 3.2. 熱応力解析の結果

### 3.2.1. 条件④：275℃無拘束加熱

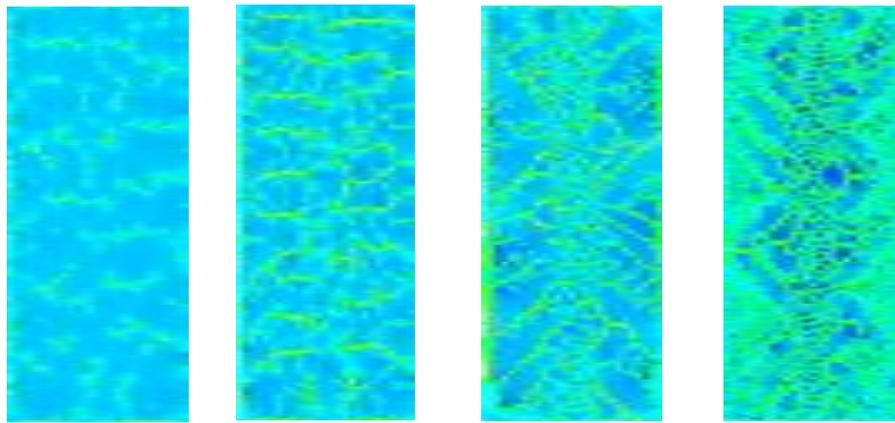
第1主応力の分布を図3.29に示す。引張問題とは異なり、局所的な応力集中は少ないが、やはりフェライト相の応力が全体的に高い。更に、一部のフェライト相狭隘部に強い応力集中が現れる。オーステナイトは一部に負の第1主応力が現れており、3軸圧縮場が生じていることが分かる。これは、オーステナイト相の線膨張係数がフェライト相よりも大きいため、フェライト相に拘束されたオーステナイト相に圧縮応力が生じることに起因する。フェライト量が増え、フェライトネットワークがは達すると、この拘束が強くなるため、3軸圧縮場が現れる。

第3主応力の分布を図3.30に示す。上述の通り、フェライト相からの拘束により、オーステナイト相には強い圧縮応力が作用する。そして、フェライト量が増えると、フェライトネットワークの発達により、この圧縮応力は更に強くなる。一方、フェライト相には強い圧縮応力は作用しない。

ミーゼス相当応力の分布を図3.31に示す。引張問題のときと異なり、熱応力によるミーゼス応力はオーステナイト相の方が高い。これは上記の強い圧縮応力によるものであり、熱応力場では、オーステナイト相の加工誘起マルテンサイトが全面的に起こる可能性を示唆している。そして、その傾向はフェライト量が増えるほど、強くなる。

第1主ひずみの分布を図3.32に示す。線膨張係数が高い分、オーステナイト相の第1主ひずみが大きく、フェライト相近傍にややひずみ集中が見られる。一方、フェライト相の主ひずみは全体的に低いものの、狭隘部に局所的な集中が見られる。

相当ひずみの分布を図3.33に示す。第1主ひずみとやや異なり、オーステナイト相の相当ひずみがほぼ均一に高くなっている。一方、フェライト相の相当ひずみは第1主ひずみと同様に、全体的に低く、狭隘部に集中が見られる。



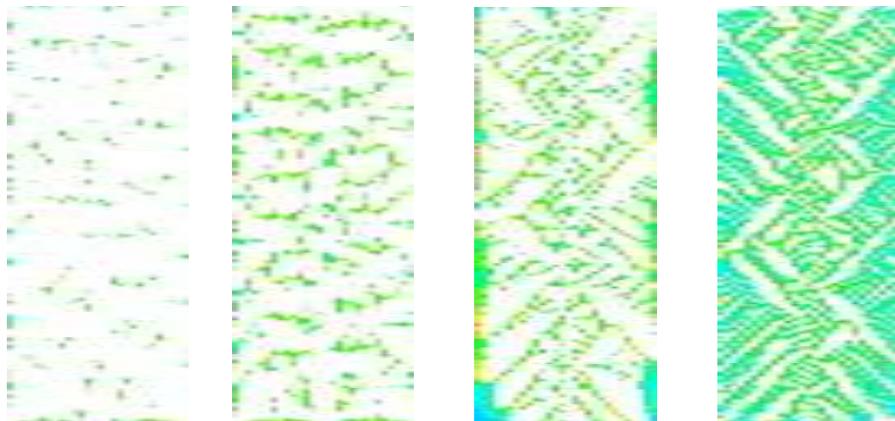
Model A

Model B

Model C

Model D

全体表示



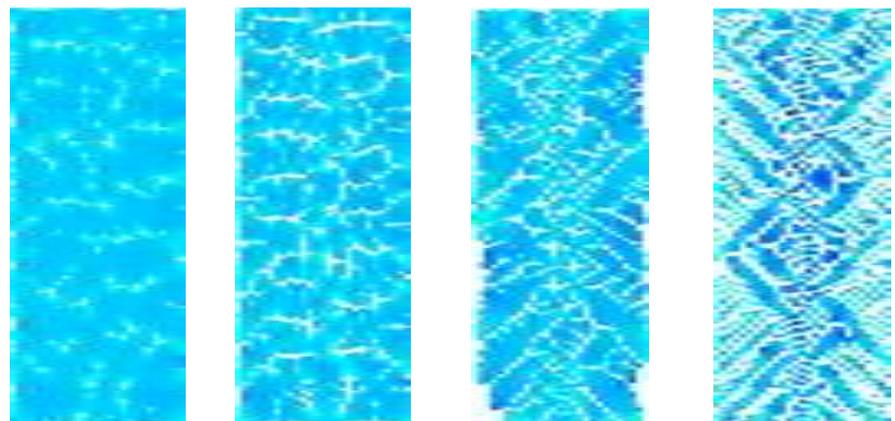
Model A

Model B

Model C

Model D

フェライト相のみ表示



Model A

Model B

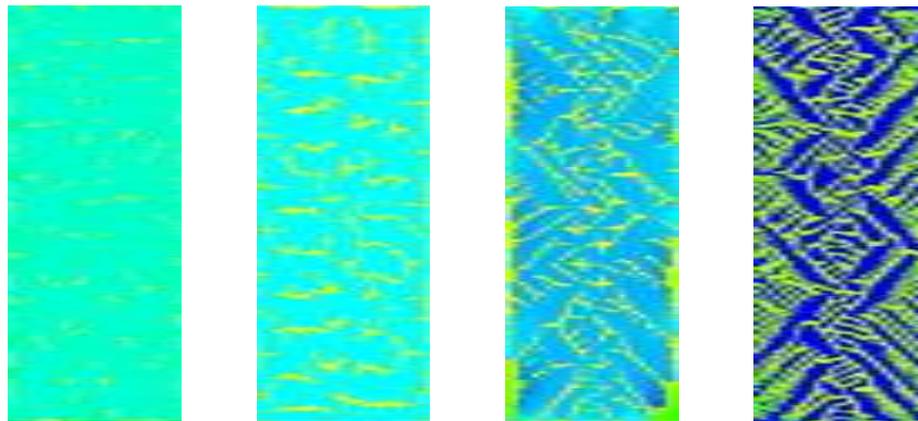
Model C

Model D

オーステナイト相のみ表示



図 3.29 第 1 主応力の分布 (275°C)



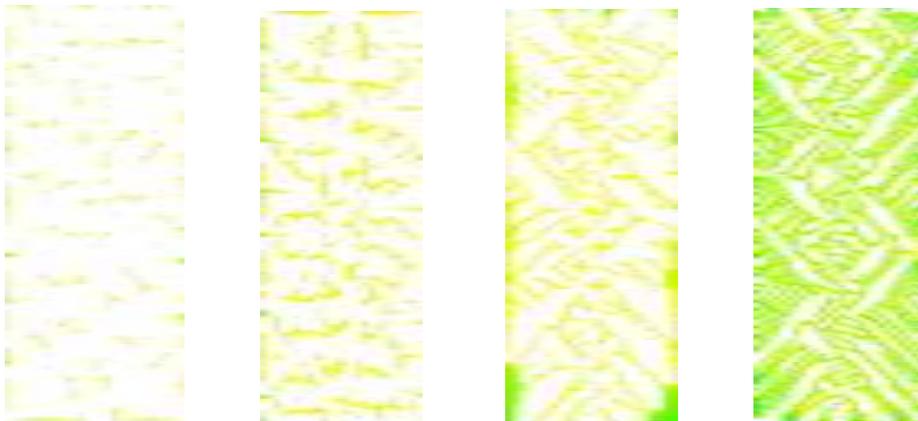
Model A

Model B

Model C

Model D

全体表示



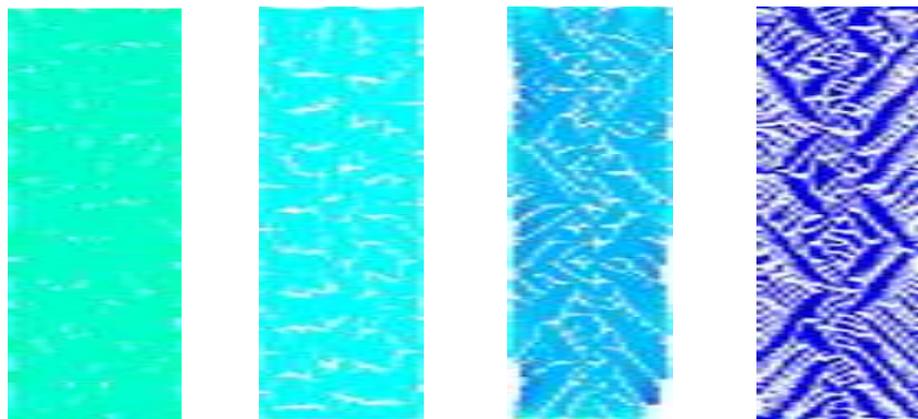
Model A

Model B

Model C

Model D

フェライト相のみ表示



Model A

Model B

Model C

Model D

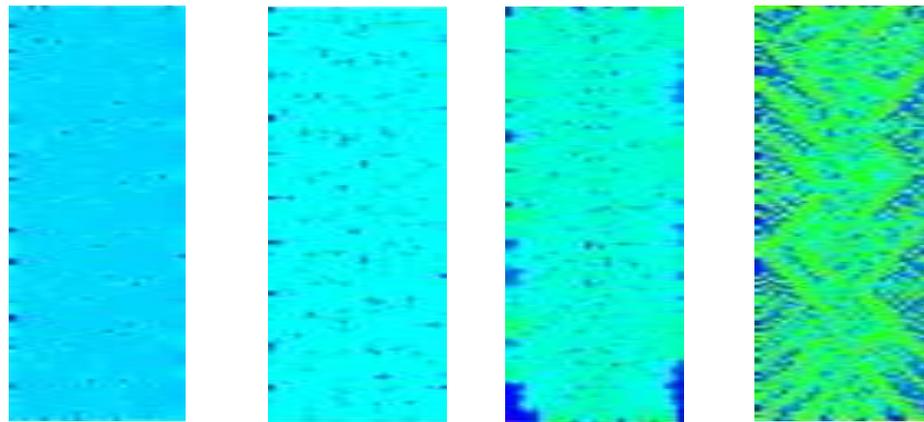
オーステナイト相のみ表示



-1000

-200 [MPa]

図 3.30 第3主応力の分布 (275°C)



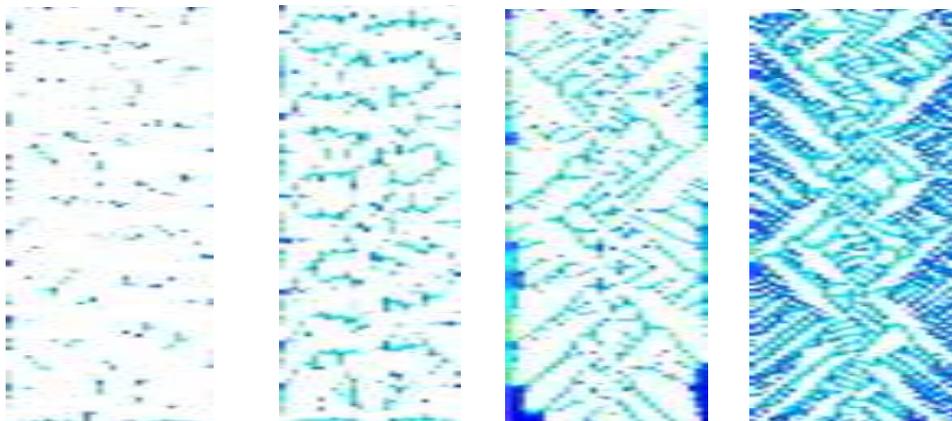
Model A

Model B

Model C

Model D

全体表示



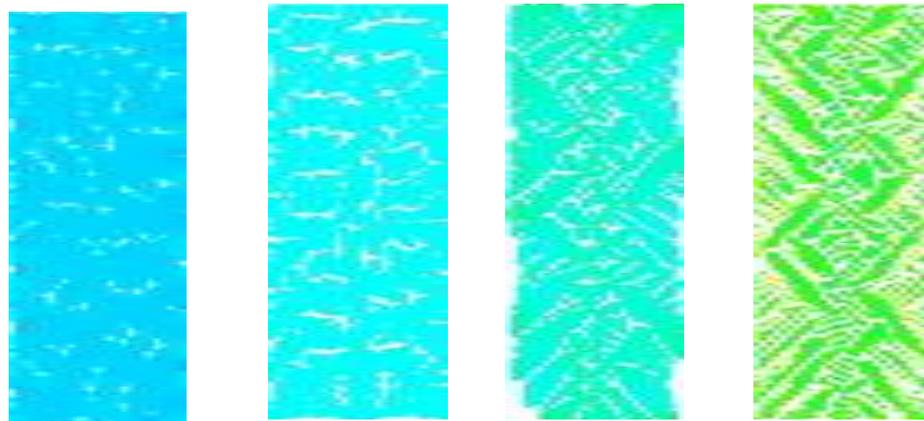
Model A

Model B

Model C

Model D

フェライト相のみ表示



Model A

Model B

Model C

Model D

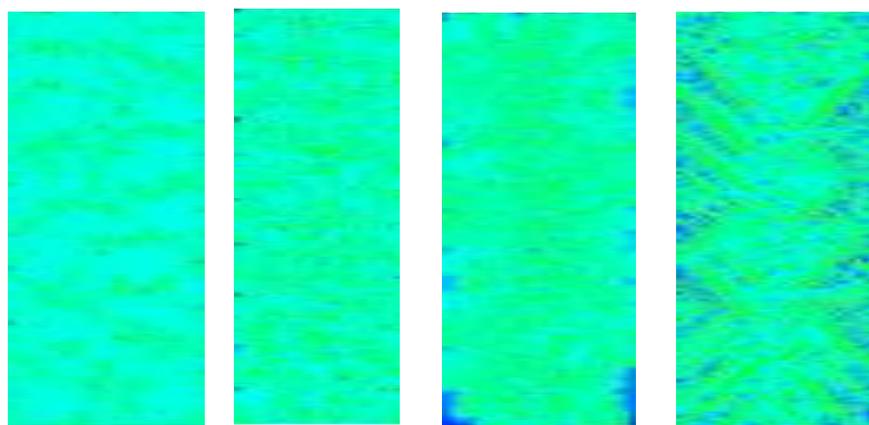
オーステナイト相のみ表示



600

1300 [MPa]

図 3. 31 ミーゼス相当応力の分布 (275°C)



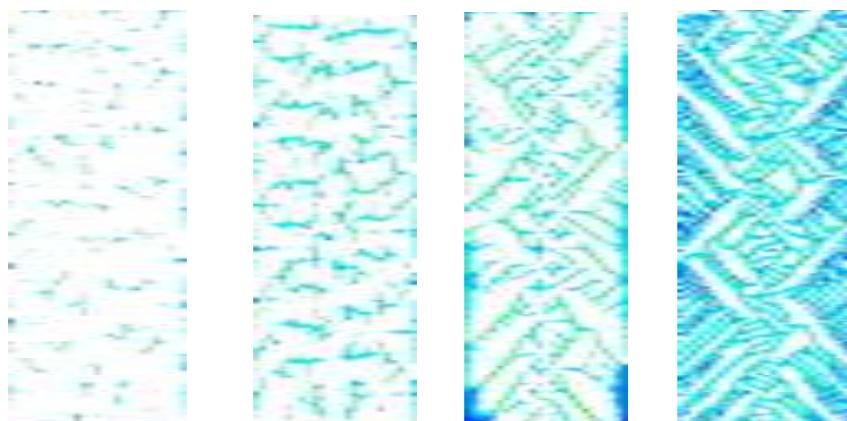
Model A

Model B

Model C

Model D

全体表示



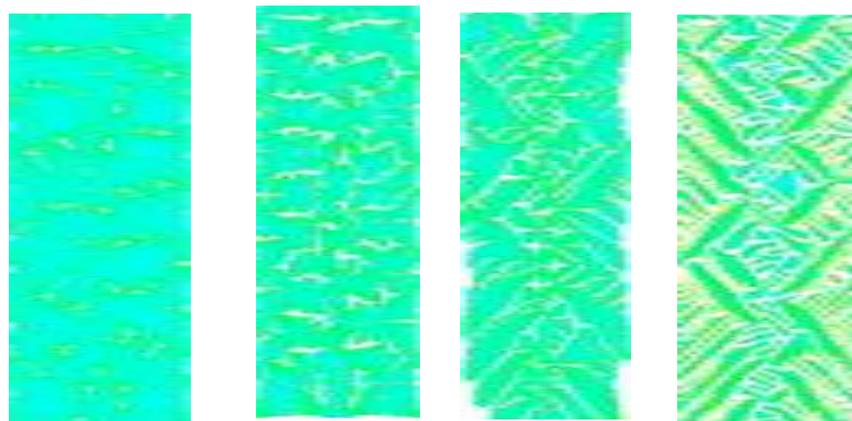
Model A

Model B

Model C

Model D

フェライト相のみ表示



Model A

Model B

Model C

Model D

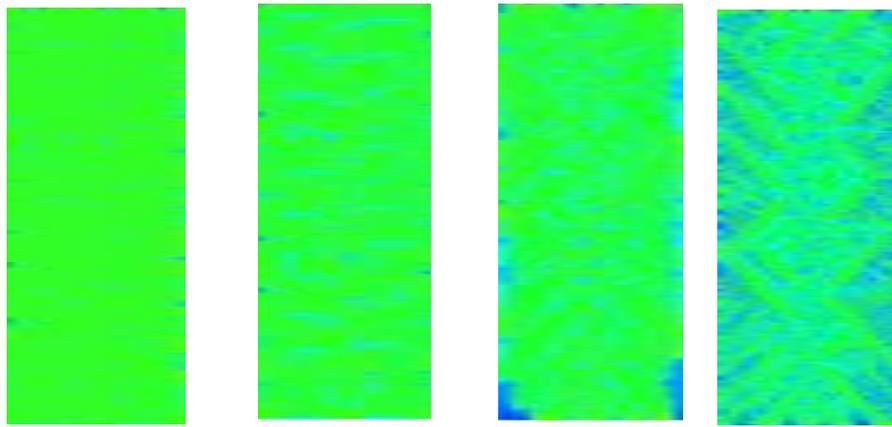
オーステナイト相のみ表示



0.3

1.3 [%]

図 3.32 第1主ひずみの分布 (275°C)



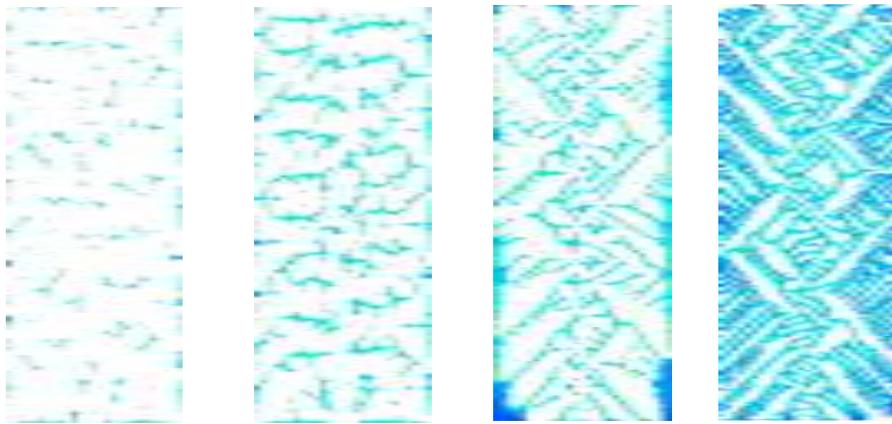
Model A

Model B

Model C

Model D

全体表示



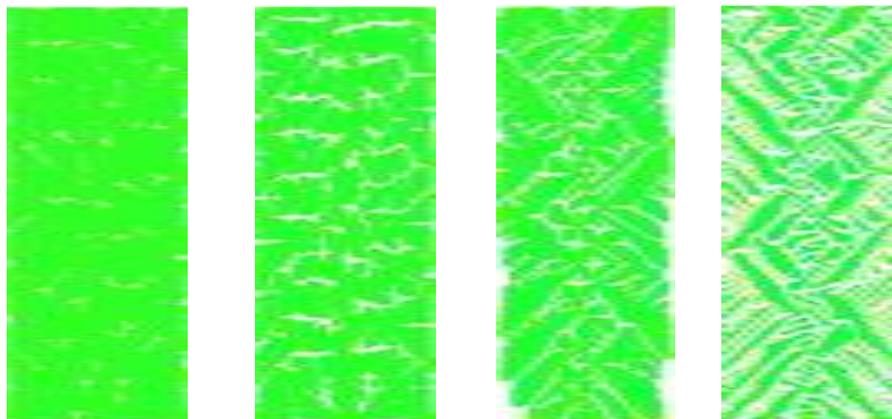
Model A

Model B

Model C

Model D

フェライト相のみ表示



Model A

Model B

Model C

Model D

オーステナイト相のみ表示



0.2

0.6 [%]

図 3.33 ミーゼス相当ひずみの分布 (275°C)

### 3.2.2. 条件⑤：475°C無拘束加熱0

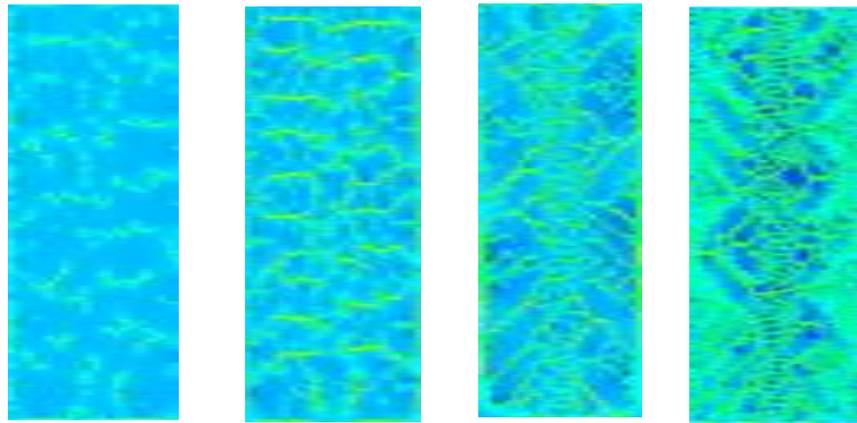
第1主応力の分布を図3.34に示す。275°C加熱と同様に、フェライト相の応力が全体的に高い。更に、一部のフェライト相狭隘部に強い応力集中が現れる。オーステナイト相には、部分的に負の第1主応力が発生し、3軸圧縮状態になっている。

第3主応力の分布を図3.35に示す。275°C加熱と同様に、オーステナイト相に強い圧縮応力が作用し、フェライト量が増えると、更に圧縮応力が強くなる。一方、フェライト相には強い圧縮応力は作用しない。

ミーゼス相当応力の分布を図3.36に示す。275°C加熱と同様に、オーステナイト相の相当応力がほぼ一様に高く、フェライト量が増えるほど、高くなる。フェライト相の相当応力は狭隘部でやや高くなる。

第1主ひずみの分布を図3.37に示す。275°C加熱と同様に、線膨張係数が高い分、オーステナイト相の第1主ひずみが大きく、フェライト相近傍にややひずみ集中が見られる。一方、フェライト相の主ひずみは全体的に低いものの、狭隘部に局所的な集中が見られる。

相当ひずみの分布を図3.38に示す。275°C加熱と同様に、オーステナイト相の相当ひずみがほぼ均一に高くなっている。一方、フェライト相の相当ひずみは全体的に低く、狭隘部に集中が見られる。



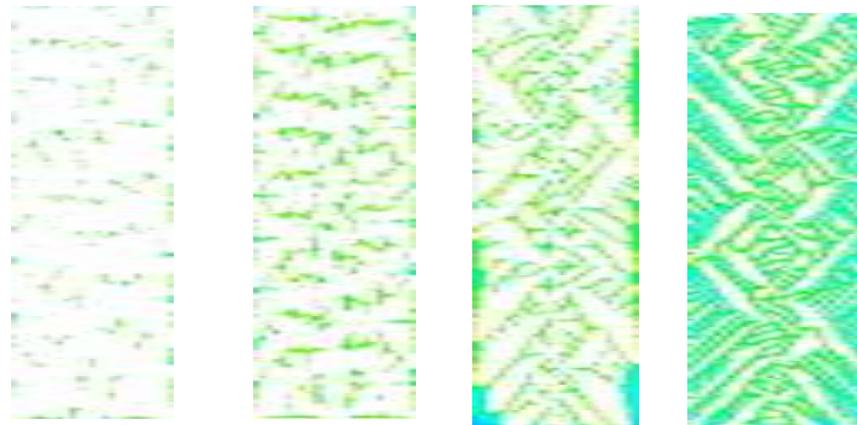
Model A

Model B

Model C

Model D

全体表示



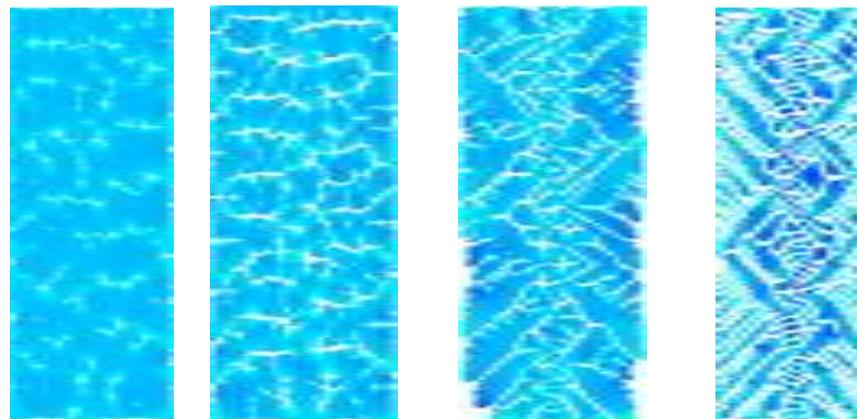
Model A

Model B

Model C

Model D

フェライト相のみ表示



Model A

Model B

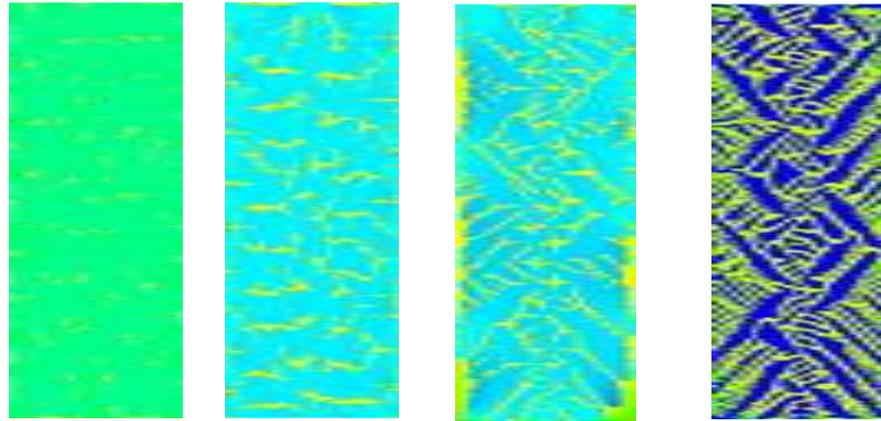
Model C

Model D

オーステナイト相のみ表示



図 3.34 第 1 主応力の分布 (475°C)



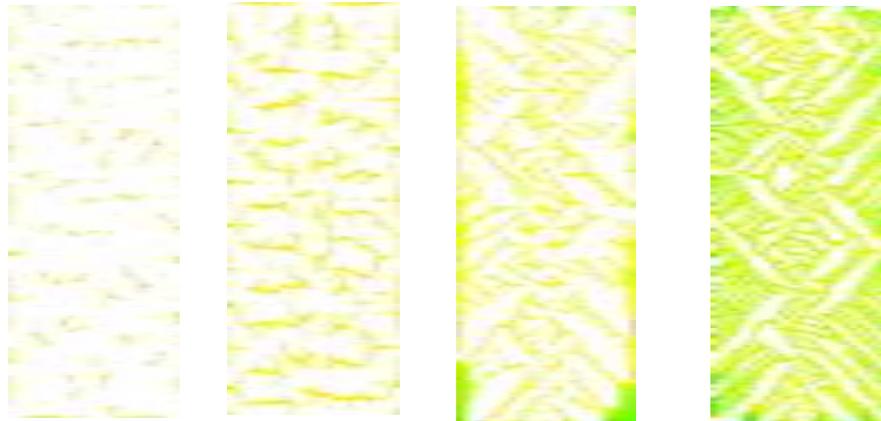
Model A

Model B

Model C

Model D

全体表示



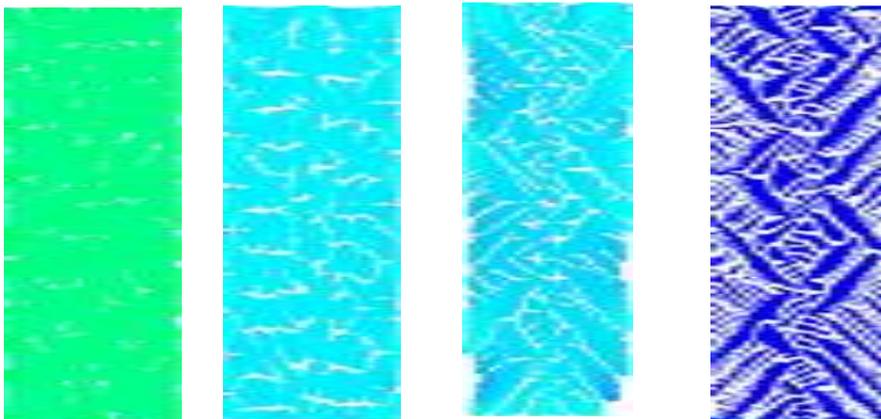
Model A

Model B

Model C

Model D

フェライト相のみ表示



Model A

Model B

Model C

Model D

オーステナイト相のみ表示



-1800

-500 [MPa]

図 3.35 第3主応力の分布 (475°C)

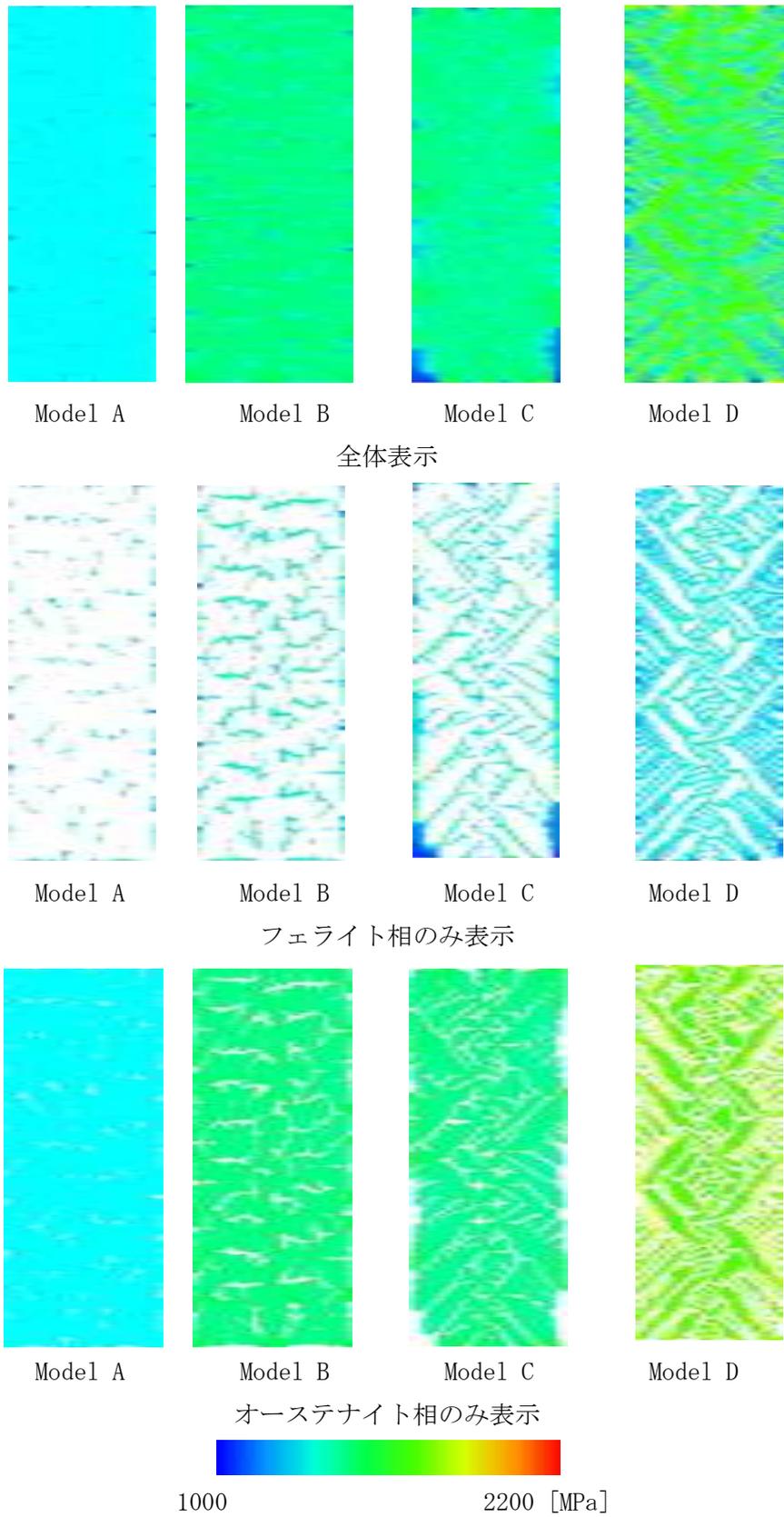
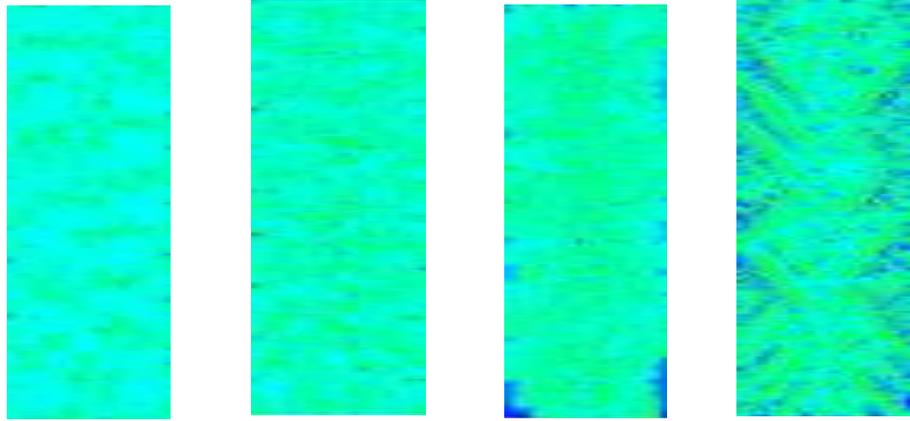


図 3.36 ミーゼス相当応力の分布 (475°C)



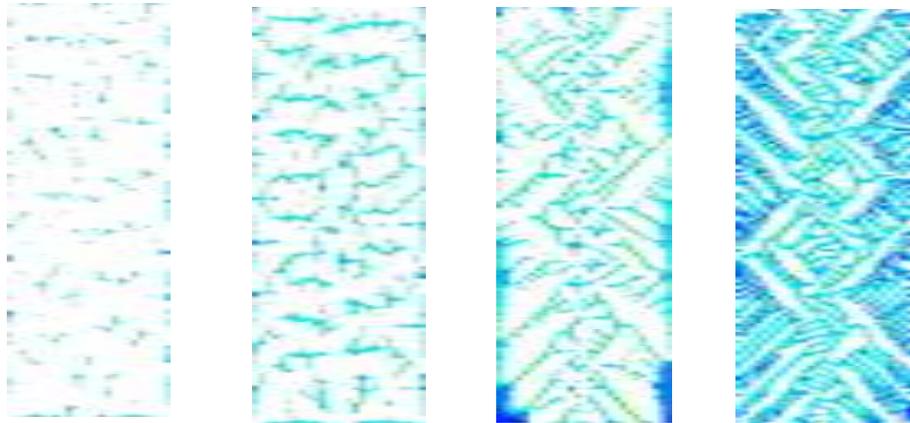
Model A

Model B

Model C

Model D

全体表示



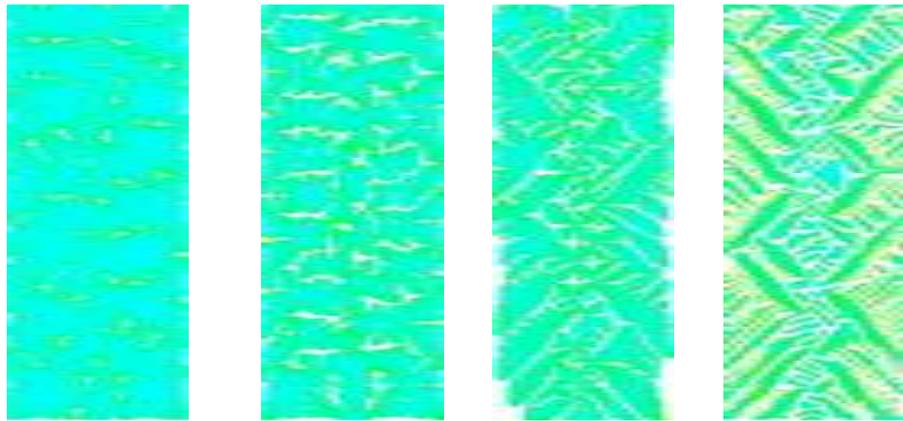
Model A

Model B

Model C

Model D

フェライト相のみ表示



Model A

Model B

Model C

Model D

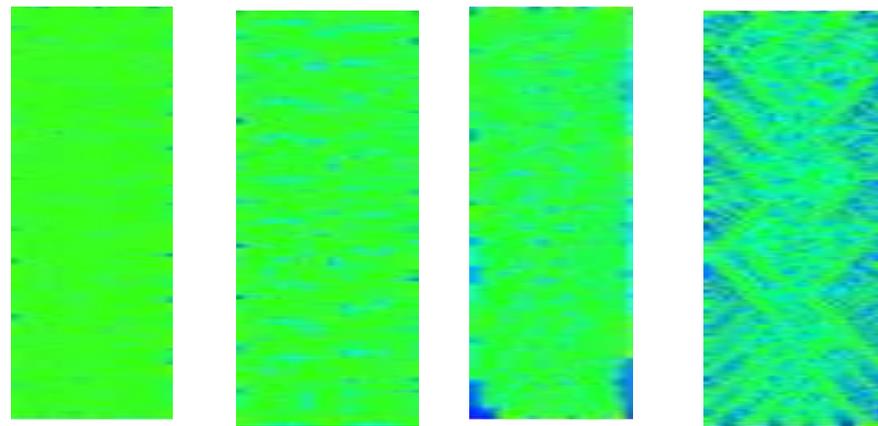
オーステナイト相のみ表示



0.6

2.2 [%]

図 3.37 第 1 主ひずみの分布 (475°C)



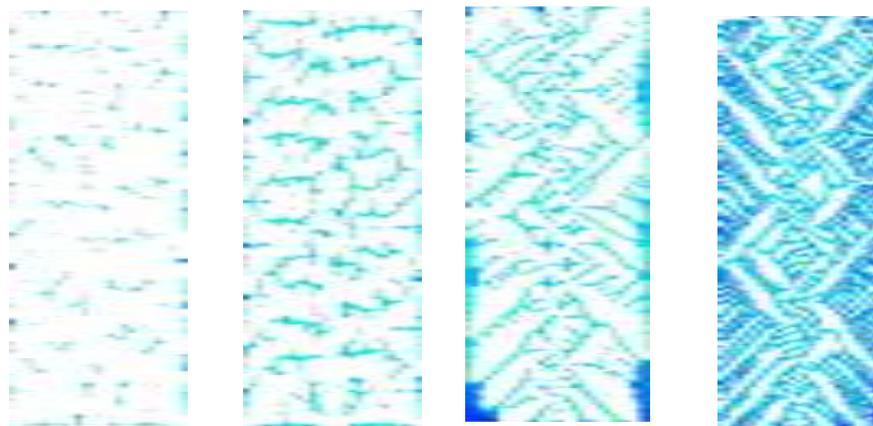
Model A

Model B

Model C

Model D

全体表示



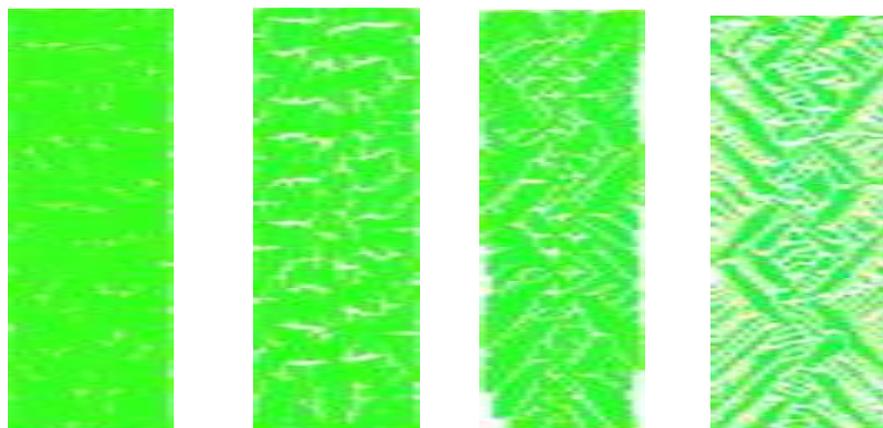
Model A

Model B

Model C

Model D

フェライト相のみ表示



Model A

Model B

Model C

Model D

オーステナイト相のみ表示



0.4

1.0 [%]

図 3.38 ミーゼス相当ひずみの分布 (475°C)

### 3.2.3. 熱応力に対するフェライト量の影響

上述の解析結果から、各相の最大値と平均値を求め、フェライト量との関係を調べる。ただし、絶対値の評価ではわかりにくいので、フェライト相とオーステナイト相を合わせた全体での平均値（マクロな公称値）で規格化したパラメータを用いる。

最大第1主応力とフェライト量の関係を図3.39に示す。オーステナイト相の応力はフェライト量の増加と共に増加するが、フェライト相の応力はモデルBまたはモデルCで最大値となり、モデルDではオーステナイト相とほぼ同じ値になった。最大点の違いは、線膨張係数の違いによる。

平均第1主応力とフェライト量の関係を図3.40に示す。平均的に見ると、オーステナイト相の第1主応力（引張応力）は常に0である。このことより、オーステナイト相の高い第1主応力はフェライト相の極近傍だけに限られていることがわかる。一方、フェライト相の第1主応力は平均的に見ても高く、平均値はモデルBで最大となる。

最大ミーゼス相当応力とフェライト量の関係を図3.41に示す。傾向としては、最大第1主応力と同じであるが、オーステナイト相の応力が相対的に高くなっている。フェライト相の応力はいずれの温度もモデルBで最大であった。

平均ミーゼス相当応力とフェライト量の関係を図3.42に示す。ミーゼス相当応力はオーステナイト相の方が高く、モデルAではフェライト相とほぼ同じ値であるのに対し、フェライト量が増えると、差が広がり、モデルDにおいて、オーステナイト相の応力が最大になっている。

最小第3主応力とフェライト量の関係を図3.43に示す。絶対値で見るとオーステナイト相の応力の方が大幅に高く、フェライト量が増加すると共に、圧縮応力が高くなることが分かる。

平均第3主応力とフェライト量の関係を図3.44に示す。平均値で見ると、フェライト相とオーステナイト相の圧縮応力の差はより顕著になり、オーステナイト相が全体的に大きな圧縮応力を受けることがわかる。そして、フェライト量の増加と共に、平均応力も増加する。ミーゼス相当応力と第3主応力を併せて考慮すれば、オーステナイト相は全体的に強い圧縮により、塑性変形を生じることになり、加工誘起マルテンサイト変態する可能性が極めて高いと考えられる。

最大第1主ひずみとフェライト量の関係を図3.45に示す。引張問題と同様に、最大第1ひずみはオーステナイト相の方が高い。しかし、フェライト量の影響はあまり大きくなく、オーステナイト相のひずみがやや増加するのみである。

平均第1主ひずみとフェライト量の関係を図3.46に示す。平均値で見ても、オーステナイト相のひずみが大きく、フェライト量の影響は小さい。ただし、475°CのモデルDのみは、フェライト相の方が平均ひずみが高くなった。

最大相当ひずみとフェライト量の関係を図3.47に示す。相当ひずみも、オーステナイト相の方が高く、フェライト量の影響はほとんど無い。ただし、モデルBのみ、フェライト

相とオーステナイト相の最大ひずみが同程度になった。

平均相当ひずみとフェライト量の関係を図 3.48 に示す。平均値で見ても、オーステナイト相のひずみが高く、フェライト量の影響はほとんど無い。ただし、475°Cのモデル D のみ、フェライト相の方が平均ひずみが高くなった。

以上の結果より、熱応力問題では、オーステナイト相に発生する高圧縮応力が特徴であり、相当応力もオーステナイト相の方が一様に高いことから、オーステナイト相は圧縮で塑性変形を生じる。この塑性変形により、オーステナイト相は加工誘起マルテンサイト変態を生じ、スピノーダル分解によるフェライト相の硬化と相俟って、熱時効脆化を促進する可能性が極めて高いことがわかった。そして、その傾向はフェライト量の増加と共に強くなる。一方、フェライト相は局所的に高い第 1 主応力が発生するため、熱時効脆化したフェライト相の場合、損傷し易くなり、き裂を生じることによる強度低下も考慮する必要があると考えられる。

ただし、本計算は弾性解析であり、ヤング率の温度依存性も考慮していない。よって、厳密な議論はできないが、降伏応力はオーステナイト相の方が低く、フェライト相が熱時効硬化すると、その差は更に大きくなる。その意味で、熱応力によりオーステナイト相が圧縮で塑性変形することは、ほぼ確実である。その塑性変形を考慮した上で、フェライト相の応力とひずみを検証しなければならず、フェライト相の損傷には、弾塑性解析による検討が必要である。よって、今後の課題として、弾塑性応力・ひずみ関係とその温度依存性の考慮、更にスピノーダル分解や加工誘起マルテンサイト変態による材料特性の変化の考慮が挙げられる。

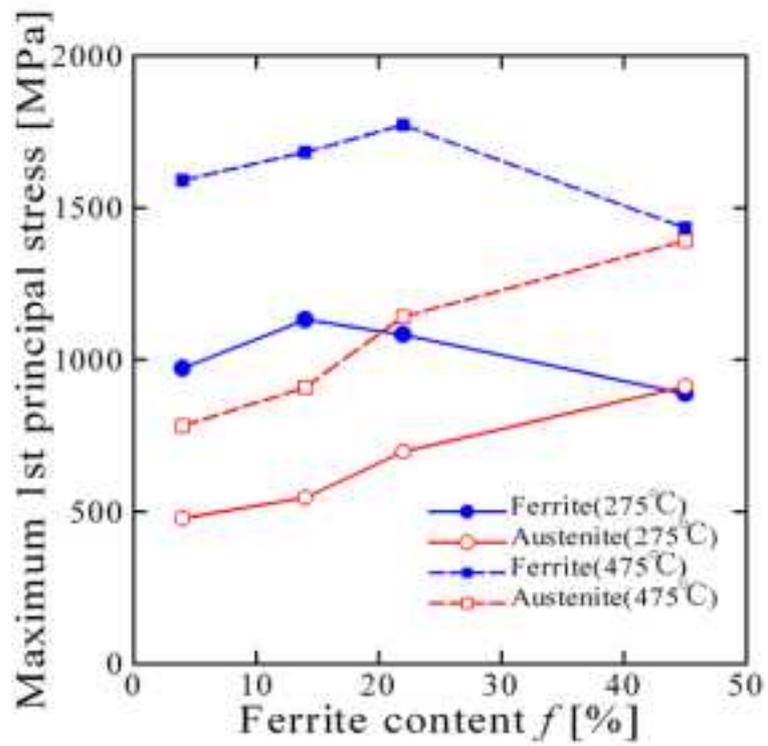


図 3.39 最大第1主応力の変化

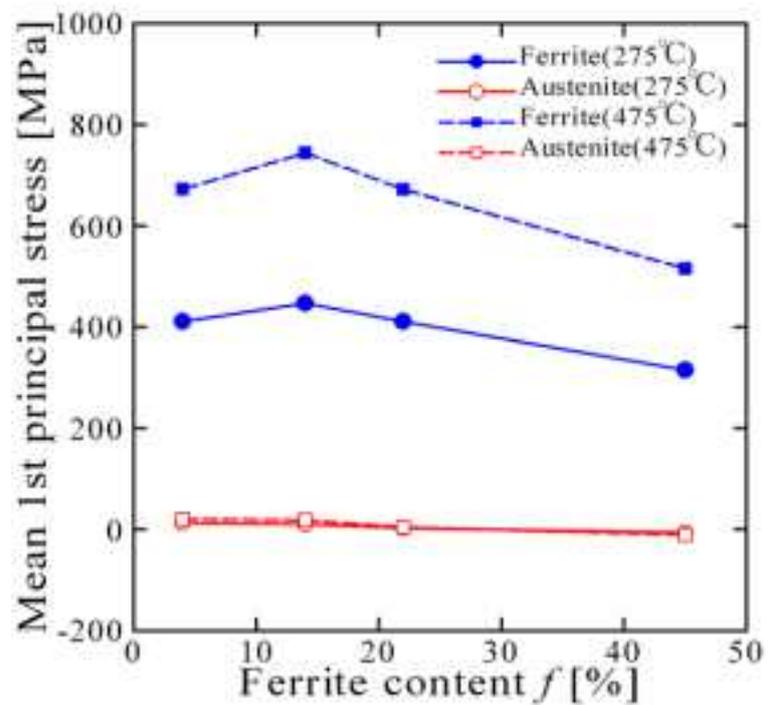


図 3.40 平均第1主応力の変化

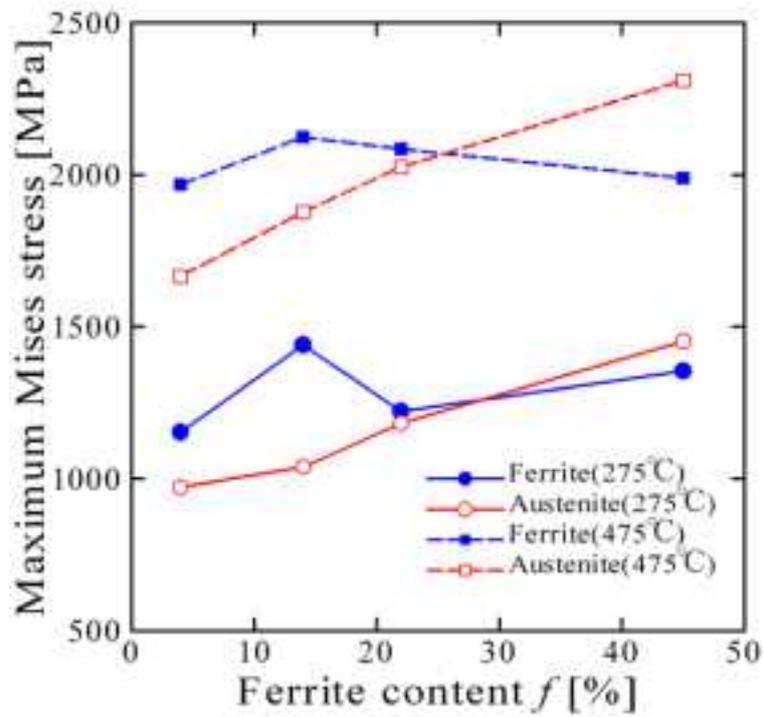


図 3.41 最大ミーゼス相当応力の変化

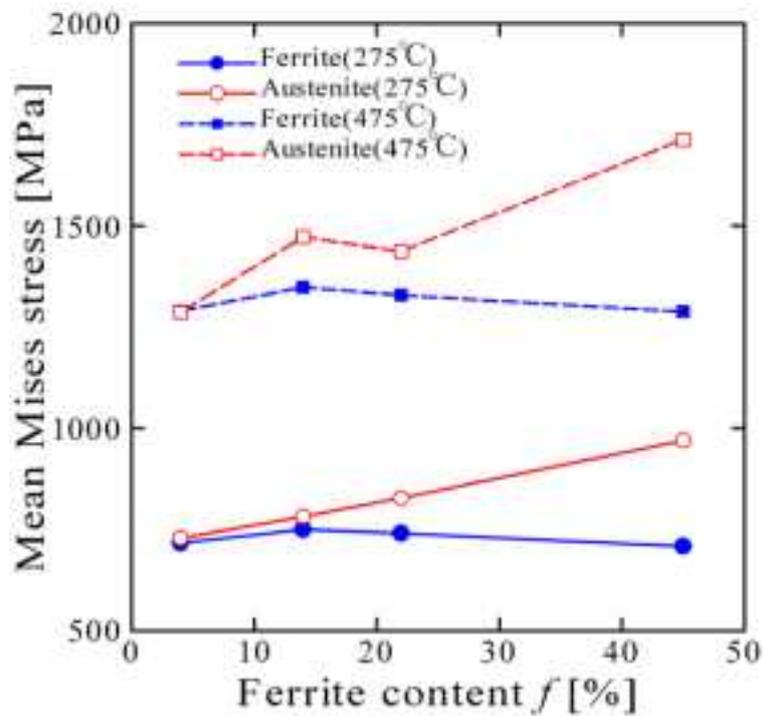


図 3.42 平均ミーゼス相当応力の変化

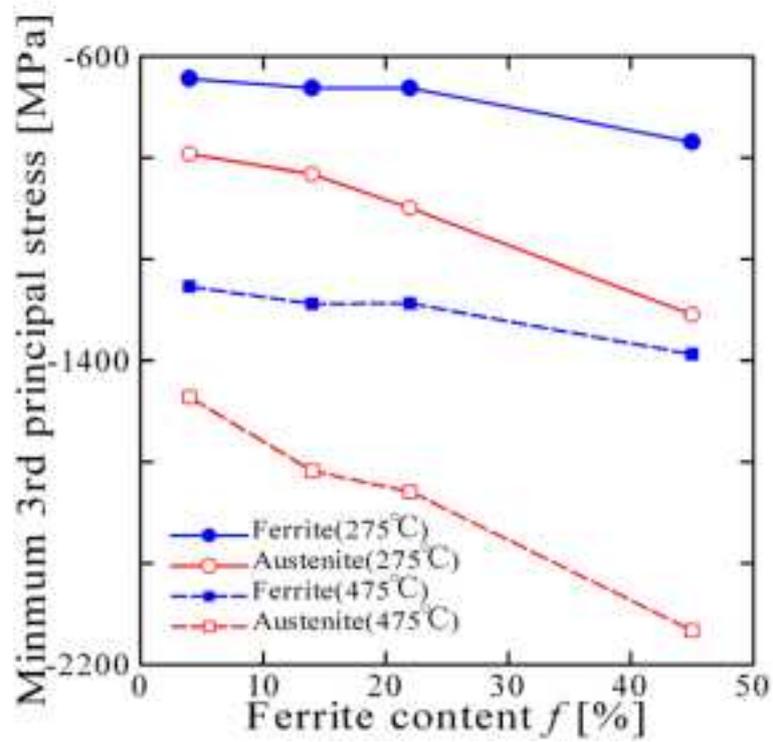


図 3.43 最小第3主応力の変化

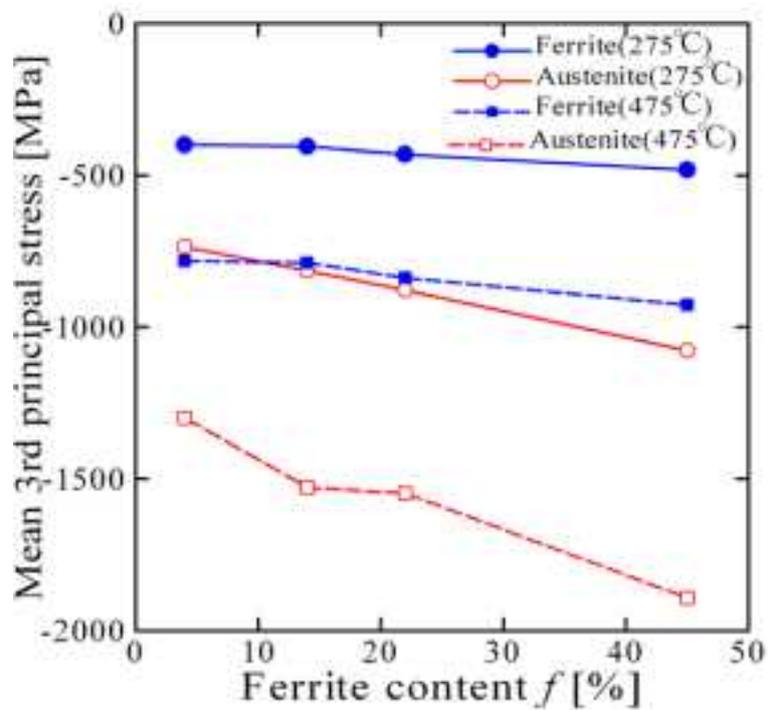


図 3.44 平均第3主応力の変化

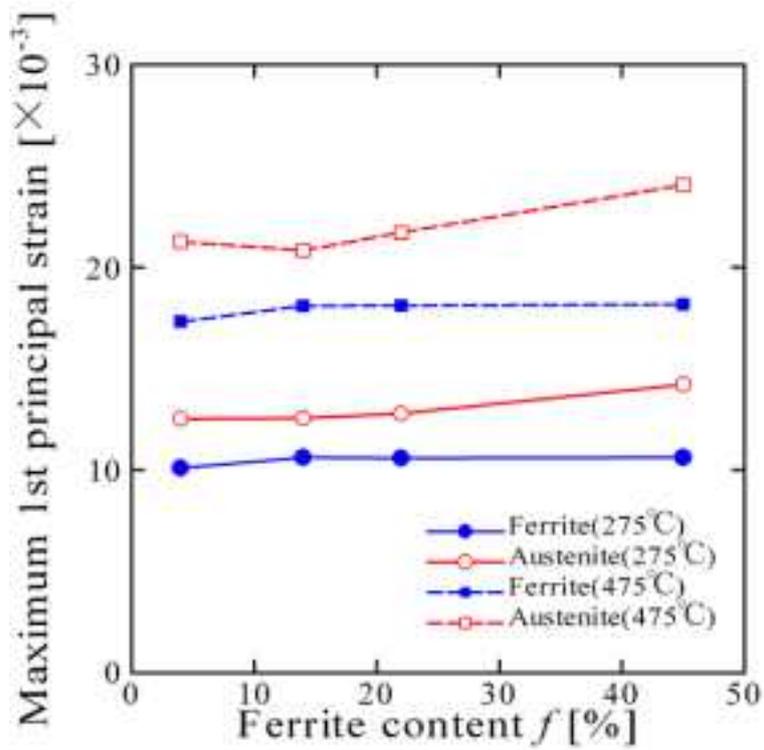


図 3.45 最大第 1 主ひずみの変化

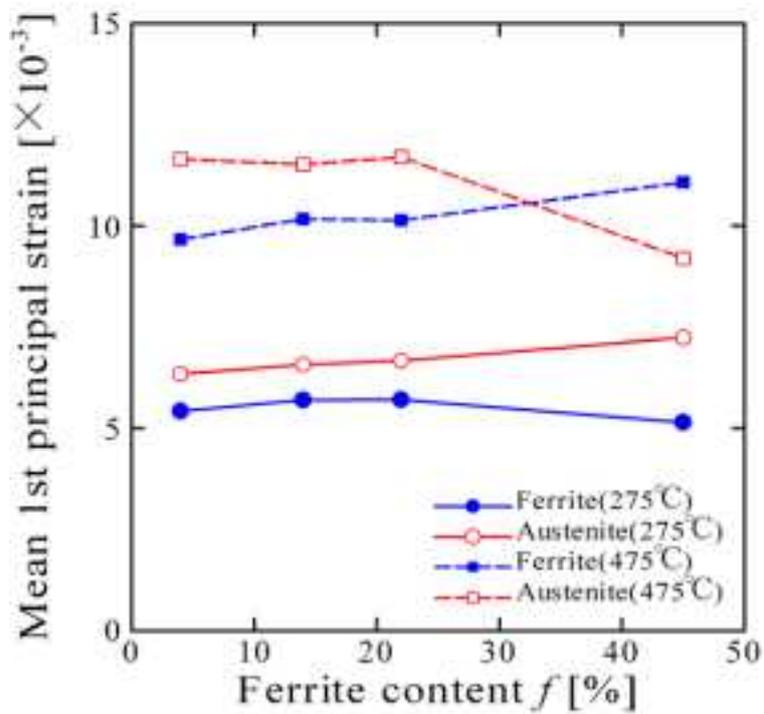


図 3.46 平均第 1 主ひずみの変化

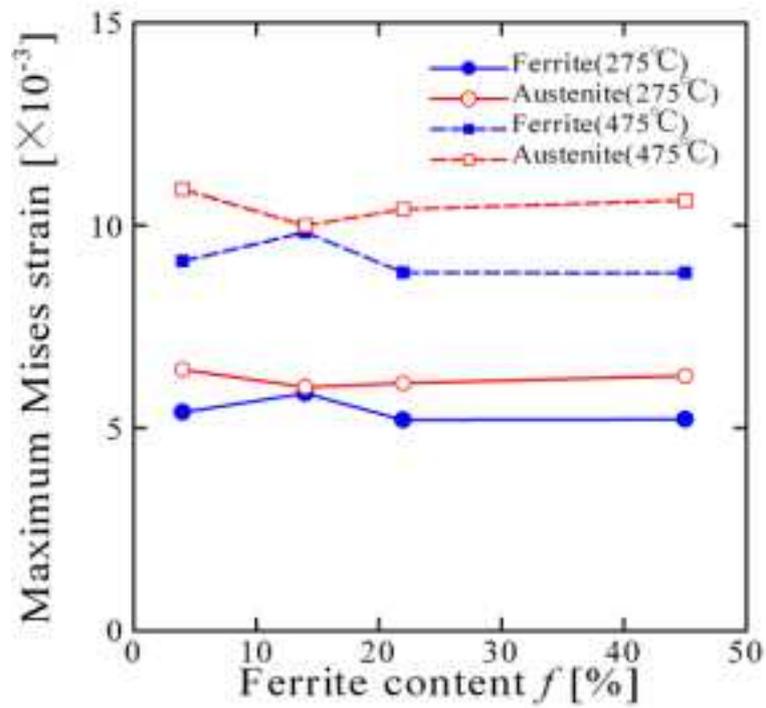


図 3.47 最大相当ひずみの変化

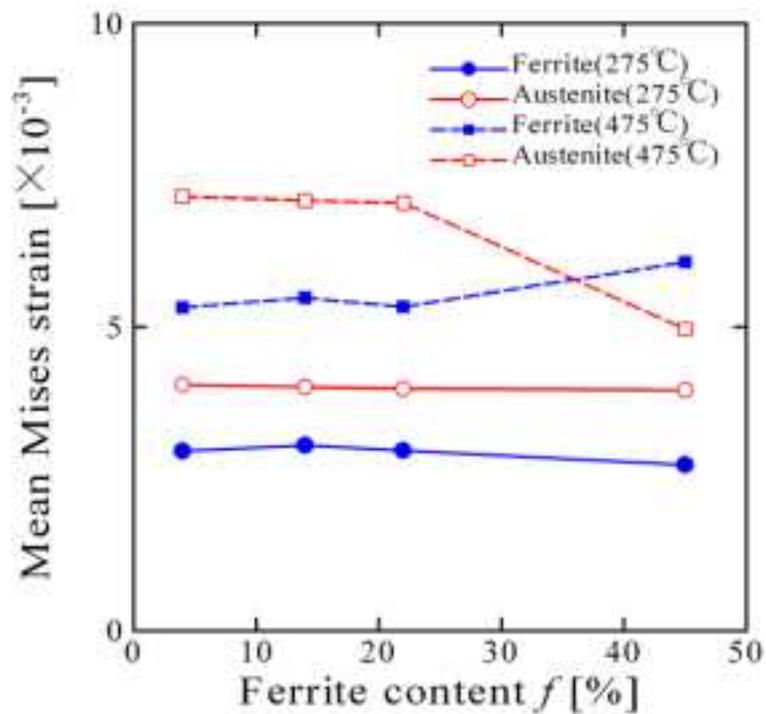


図 3.48 平均相当ひずみの変化

#### 4. 結論

フェライト量の目標値を5, 12, 25, 40%としたフェーズフィールド解析から得られた凝固組織画像を使用して、イメージベース有限要素弾性解析および熱弾性解析を実施した。引張解析の結果より得られた知見を以下に列挙する。

- 引張負荷に対して、応力はフェライト相に集中し、ひずみはオーステナイト相に集中する。
- フェライト量が増加すると、フェライトネットワークが形成され、応力・ひずみが均一化され、最大応力も最大ひずみも、フェライト量の増加と共に、低下する。
- フェライト量が多くなると、フェライト相の応力が増加し、フェライト相が損傷し易くなる。
- フェライト相の平均的な引張ひずみは、フェライト相の増加と共に、フェライトネットワークの形成により、増加する。
- オーステナイト相には高い相当ひずみが発生するため、加工誘起マルテンサイト変態が起こる可能性がある。

また熱応力解析の結果より得られた知見を以下に列挙する。

- 熱膨張変形では、フェライト相には強い引張応力が作用し、オーステナイト相には強い圧縮応力が作用する。
- ミーゼス相当応力はオーステナイト相の方が高く、フェライト量の増加とともに、オーステナイト相のミーゼス相当応力は増加する。
- オーステナイト相は、フェライト相による拘束から、強い圧縮応力を受け、全体的に高いミーゼス相当応力を生じるので、加工誘起マルテンサイト変態が発生する可能性が高い。

以上の結果より、スクリーニング基準であるフェライト量25%付近での劇的な変化は確認できなかったが、フェライト量が増加するほど、フェライト相およびオーステナイト相ともに、損傷し易くなることが示された。また、熱応力に対しては、オーステナイト相の加工誘起マルテンサイト変態の可能性が強く示唆され、スピノーダル分解と加工誘起マルテンサイト変態の相乗効果により、フェライト量25%以上の場合、脆化が強くなる可能性が示唆された。

今後の課題は、弾塑性材料特性とその温度依存性、更にスピノーダル分解または加工誘起マルテンサイト変態による材料特性変化を考慮することにより、定量的な破壊強度予測、つまり定量的な熱時効脆化予測へ発展させることである。

## 5. 参考文献

- (1). 福谷耕司, 西岡弘雅, 藤井克彦, ステンレス鋼の軽水炉照射挙動, INSS MONOGRAPHS No. 4 (2009), 原子力安全システム研究所.
- (2). ASTM A800 / A800M - 10, Standard Practice for Steel Casting, Austenitic Alloy, Estimating Ferrite Content Thereof (2010).
- (3). NUREG-1801, Revision 2, Generic Aging Lessons Learned (GALL) Report - Final Report (2010).
- (4). 独立行政法人 日本原子力研究開発機構 安全研究センター, 平成 22 年度 福井県における高経年化調査研究 報告書 (2010).
- (5). 小山敏幸, 高木知弘, フェーズフィールド法入門, (2013), 丸善.
- (6). 小山敏幸, 材料設計計算工学 計算組織学編 フェーズフィールド法による組織形成解析 (2011), 内田老鶴園.
- (7). [http://www.khk.or.jp/activities/technical\\_standards/sc\\_pv/dl/20090916\\_pub\\_03.pdf](http://www.khk.or.jp/activities/technical_standards/sc_pv/dl/20090916_pub_03.pdf)
- (8). 才田一幸, 溶接接合教室 第 2 章 金属材料と溶接性 2-8 ステンレス鋼の溶接性, 溶接学会誌, 79 巻, 9 号 (2010), pp. 582-592, 日本溶接協会, (日本溶接協会 溶接情報センター ホームページ [http://www-it.jwes.or.jp/lecture\\_note/index.jsp](http://www-it.jwes.or.jp/lecture_note/index.jsp)) .
- (9). ISO14577-1, Metallic Materials - Instrumented Indentation Test for Hardness and Materials Parameters - Part 1: Test Method, (2002).
- (10). Sawa, T. and Tanaka, K., Simplified method for analyzing nanoindentation data and evaluating performance of nanoindentation instruments, *J. Mater. Res*, Vol. 16, (2001), pp. 3084-3096.

## 別紙 9

### モデル合金 ひずみ時効確認試験結果

## 1. 内容

H24年度高経年化調査研究の一環で実施する2相ステンレス鋳鋼モデル合金を用いた分析評価において、侵入型原子（炭素・窒素）の添加とひずみ時効の有無の関係を検討した。一般の引張試験を用いたひずみ時効評価法ではフェライト相とオーステナイト相のひずみ時効を独立に評価できないため、ナノインデント硬度試験を用いてフェライト相とオーステナイト相のひずみ時効を独立に評価する手法を考案し、実施した。

## 2. 試験対象試料

評価対象は、炭素添加と窒素添加の影響をみるために、高純度モデル合金（H23-1：低炭素量・低窒素量）、高窒素量モデル合金（H23-4：低炭素量・高窒素量）、高炭素量モデル合金（H23-5：高炭素量・低窒素量）の3鋼種とした。それぞれの化学組成を表1に示す。試料作製方法は陽電子消滅測定用試料と同様とした。

## 3. 実験方法

評価対象試料を石英管に真空封入し、マッフル炉にて1070℃、30分の固溶化熱処理後に冷水中にて急冷し、溶体化処理を施した。溶体化処理後速やかに機械研磨およびバフ研磨処理を行い、測定の影響となる表面酸化層および表面加工層を十分に取り除いた。その後後述する所定の温度で熱時効を行い、フェライト相およびオーステナイト相の時効時間と硬度の関係をナノインデント硬度試験機を用いてそれぞれ独立に評価した。高純度合金（H23-1）および高窒素量合金（H23-4）については26℃時効のみ、高炭素量合金（H23-5）については、26℃、60℃、90℃の3段階の温度で熱時効を行なった。26℃時効はナノインデント硬度試験機の試料チェンバーを26℃に保持し、所定の時効時間経過毎に硬度評価を行なった。60℃時効および90℃時効においては、恒温槽を用いて一定温度に保持した純水中で熱時効を行ない、所定の時効時間経過ごとに試料を恒温槽から取り出し、その都度バフ研磨を行なって表面酸化層を十分に取り除き、ナノインデント硬度試験機を用いて硬度評価を行なった。硬度試験の測定温度は26℃とした。硬度評価後、さらに追加で熱時効を行ない、試験終了まで熱時効と測定を繰り返した。

## 4. 分析方法

硬度評価には、福井大学附属国際原子力工学研究所のナノインデント硬度試験機（ELIONIX ENT-1100a）を用いた。モニター上の光学顕微鏡像からフェライト相（ $\delta$ 相）およびオーステナイト相（ $\gamma$ 相）を識別し、フェライト相とオーステナイト相の硬度を独立に評価した。測定モードは押し込み荷重一定方式とし、試験荷重は5mN、測定点数は30点以上とした。なお、ナノインデント硬度試験機で得られる試験結果はインデントーション硬度（ $H_{IT}$ ）であるが、ここでは簡便のためビッカース硬度（ $H_V$ ）に換算して議論する。

## 5. 結果

高炭素量モデル合金 (H23-5) の溶体化処理後の硬さの熱時効変化を図 1 に示す。オーステナイト相 ( $\gamma$ ) は時効温度に依らずほぼ一定値となっているが、フェライト相 ( $\delta$ ) は時効に伴い硬さが顕著に変化している。フェライト相の 26°C 時効では 50 時間で硬さが飽和し、60°C 時効では 1 時間時効の時点で既に硬さが飽和している。90°C 時効では 2 時間で硬さが最大となり、過時効と思われる軟化の過程を経て、10 時間以降から再び硬化する傾向へ転じている。これらの硬さ変化は過飽和に固溶している炭素原子の移動・集合に起因する硬化と考えると矛盾なく説明できる。マトリクス中の炭素原子は 100°C 以下程度の比較的低い温度領域でも自由に格子間を移動できることが知られているが、本実験の温度域での炭化物形成は考えにくい。したがって、高炭素量モデル合金の熱時効に伴う硬化は、転位芯近傍に固溶炭素原子が偏析 (固着) する、いわゆるコトトレル雰囲気の形成による硬化と考えるのが妥当である。

次に、高純度 (低炭素量・低窒素量) モデル合金 (H23-1) の溶体化処理後の硬さの熱時効変化を図 2 に、高窒素量モデル合金 (H23-4) の溶体化処理後の硬さの熱時効変化を図 3 に示す。いずれも、フェライト相・オーステナイト相のどちらもほぼ一定値であり、硬さ変化は認められなかった。

今年度実施した陽電子消滅測定による分析結果からも、高炭素量モデル合金 (H23-5) において、転位芯近傍の炭素のコトトレル雰囲気形成を支持する結果が得られている。以上から、高炭素量モデル合金のフェライト相の硬化の原因は転位芯への炭素の固着であることが明らかになった。

## 6. まとめ

ナノインデント硬さ試験を用いて、モデル合金のフェライト相とオーステナイト相のひずみ時効を独立に調べた。高純度モデル合金 (H23-1)、高窒素量モデル合金 (H23-4)、高炭素量モデル合金 (H23-5) の 3 鋼種のひずみ時効を評価した結果、高炭素量モデル合金中のフェライト相からだけひずみ時効が確認され、硬化の原因はフェライト相中の転位芯への炭素の固着であることが明らかになった。

今後の課題としては、実機の使用温度 (280°C) におけるモデル合金および実機材のひずみ時効の高温その場評価、および 280°C における陽電子消滅法の高温その場測定など、より実機材に近い環境での分析・評価を行なうことで、フェライト相のひずみ時効硬化が、2 相ステンレス鋼実機材の熱時効脆化に与える影響をより詳細に検討することが望まれる。

表 1 評価対象モデル合金の化学組成

材料名	フェライト生成元素			オーステナイト生成元素			
	Cr	Si	Mo	Ni	Mn	C	N
H23-1	20.82	0.790	2.280	9.250	1.02	0.0030	0.0033
H23-4	20.92	0.810	2.270	9.260	1.04	0.0030	0.0700
H23-5	20.61	0.830	2.210	9.110	1.00	0.0790	0.0036

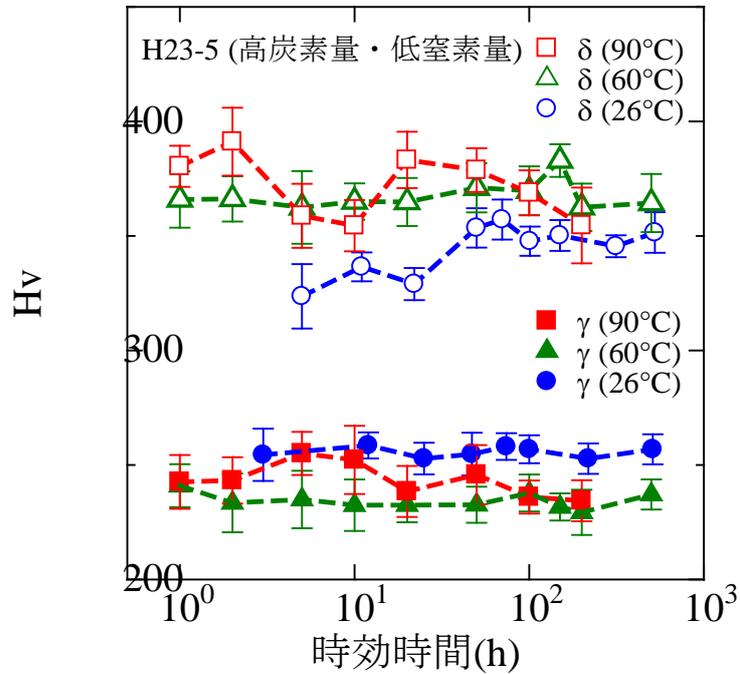


図 1 高炭素量モデル合金 (H23-5) の硬さの熱時効挙動

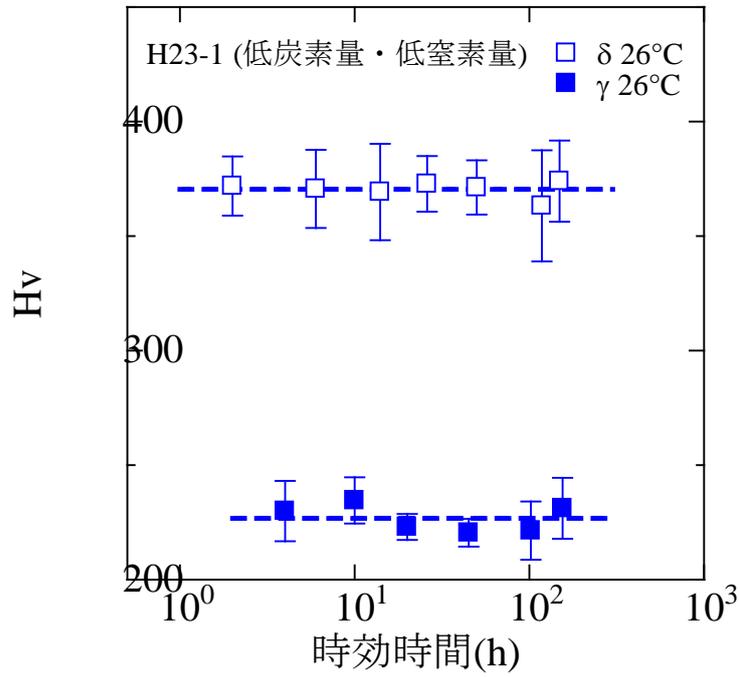


図 2 高純度（低炭素量・低窒素量）モデル合金（H23-1）の硬さの熱時効挙動

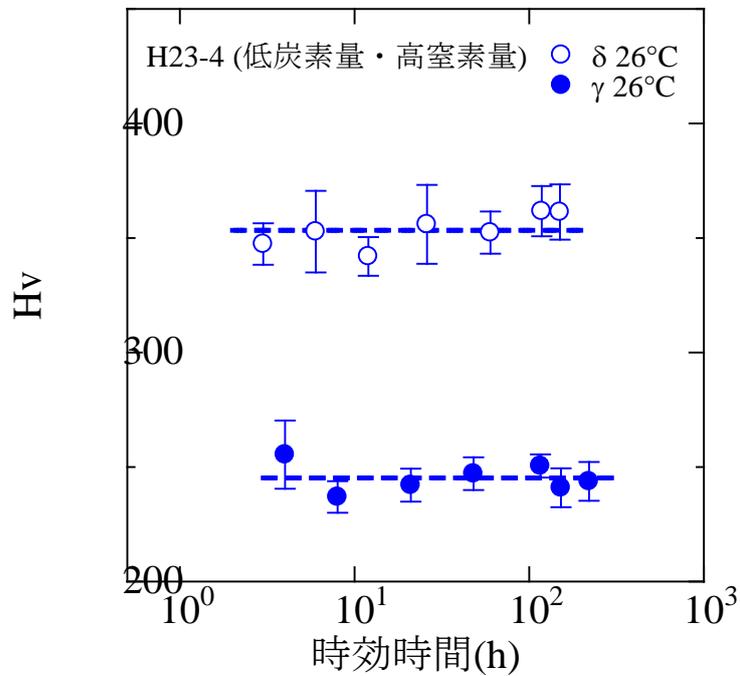


図 3 高窒素量モデル合金（H23-4）の硬さの熱時効挙動