

## 実機供用 2 相ステンレス鋳鋼の熱時効評価

### Thermal-aging evaluation of on site aged cast duplex stainless steel

山田 卓陽\* 藤井 克彦\* 青木 政徳\* 有岡 孝司\*

**要約** 加圧水型原子力発電所の 1 次冷却材管として使用される 2 相ステンレス鋳鋼は、長時間の熱時効により靱性が低下することが知られており、実機使用温度で長期間使用後の破壊靱性値やシャルピー衝撃値等が予測評価されている。ただし、これらの評価は温度加速した加速熱時効材での評価であり、実機材による検証が望まれる。本報告では、実機主冷却材配管エルボ部として約 320°C で 196,500 時間使用された 2 相ステンレス鋳鋼の熱時効程度を評価した。評価の指標として、主としてマイクロ組織変化の観点で、アトムプローブ分析および透過電子顕微鏡観察、硬さ試験で調べ、その結果を既存の加速熱時効材の挙動と比較検討した。

その結果、アトムプローブ分析結果から、スピノーダル分解 (Cr 濃化領域) と Ni, Si, Mo クラスタリング (G 相析出の兆候) が確認され、加速熱時効材と同様のマイクロ組織変化が確認された。実機配管のフェライト相の硬さは HV (0.025)=616~630 で、同一鋼種の未時効材のフェライト相の硬さ約 300 に比べて、300 程度硬化していた。実機配管のオーステナイト相の硬さは HV (0.025)=155~180 で、同一鋼種の未時効材のオーステナイト相の硬さとほぼ変わらず、熱時効等による硬化の兆候はなかった。以上の結果から、スピノーダル分解による Cr 濃化相および G 相析出前駆段階のクラスタリングによりフェライト相が硬化し、またこのフェライト相の硬化が、シャルピー衝撃値等、機械的性質低下の主要因と考えられる。得られたフェライト相の硬さは、加速熱時効材のフェライト相硬さと活性化エネルギー 100kJ/mol を用いた硬さ予測線よりも低い値を示した。この結果は活性化エネルギー 100kJ/mol が、硬さ変化を予測するには過度に安全側の評価となっていることを示唆する。

キーワード 2 相ステンレス鋳鋼, 熱時効, スピノーダル分解, G 相, アトムプローブ分析, 時効硬化

**Abstract** Cast duplex stainless steel was widely used for main coolant pipe in pressurized water reactors, they can suffer a loss of toughness after long-term thermal-aging. To evaluate mechanical properties of such as thermal-aged materials was investigated in laboratory using accelerated aged materials. In addition, to investigate the degradation mechanism, micro-structural behaviors were also investigated. According to such as laboratory data, main cause of degradation of these materials was considered ferrite hardening by spinodal decomposition and G-phase precipitation in the ferrite phase. In this study, thermal-aging evaluation has been performed using service aged elbow pipe in PWR plant, aged at 320°C for 196,500h. Thermal-aging were evaluated using atom-probe analysis, scanning transmission electron microscope, and micro-Vickers hardness measurement. And then those parameters were compared accelerated thermal-aged materials.

As a result, micro Vickers hardness of ferrite in service material (SCS14A), HV (0.025) was 616~630. Since micro Vickers hardness of un-aged ferrite phase is about HV (0.025)=300 in commercial SCS14A, the increasing of ferrite hardness during aging was 300. Cr-rich and Fe-rich regions were observed in the ferrite phase using Atom-probe analysis. In addition, Ni, Si and Mo clustering were also observed in the ferrite phase. So the ferrite phase was hardened caused by these micro-structural changes. Micro Vickers hardness of austenite phase, HV (0.025) was 155~180. Since micro Vickers hardness of un-aged austenite phase is about HV (0.025)=180~200, and no micro-structural change was observed in the austenite phase, so no change was observed in the austenite phase during aging. To compare the micro Vickers hardness of ferrite in service and accelerated materials using activation energy,  $Q=100\text{kJ/mol}$ , the ferrite hardness of in service material was very low rather than predictive line. This seems the activation energy was too conservative.

\* (株)原子力安全システム研究所 技術システム研究所

**Keywords** cast duplex stainless steel, thermal-aging, spinodal decomposition, G-phase, Atom-probe analysis, aging hardening

## 1. はじめに

2相ステンレス鋼は、加圧水型原子炉（以下 pressurized water reactor, PWR）の主冷却材管（以降、main coolant pipe, MCP と呼ぶ）等として 290°C ~ 324°C で使用されているが、この温度で長期間使用されると熱時効により靱性が低下することが知られている。そのため、長期間供用後の機械的性質を予測するため、400°C 以下の加速熱時効により、そのシャルピー衝撃値や破壊靱性値等について、国内外において多くの研究がなされている<sup>(1)-(4)</sup>。これらのデータベースにおいて、その報告されている活性化エネルギーは低いもので 65kJ/mol、高いもので 243kJ/mol とその範囲が広く<sup>(1)(2)</sup>、その脆化メカニズムは必ずしも明確になっていない。加速熱時効による外挿評価は、あくまでも同一のメカニズムで脆化が起こる温度範囲において適用可能である。この加速熱時効による評価の妥当性の確認のため、米国<sup>(2)(5)-(6)</sup>、仏国<sup>(7)-(9)</sup>では、実機材を用いてその機械的性質や微細組織が調べられている。それらの結果によれば、シャルピー衝撃値あるいは破壊靱性値は、予測線どおりかあるいは過度に保守的な評価となっている。そこで本報告では、実機高温側 MCP エルボ部として、約 320°C で約 196,500 時間（熱時効時間として 22 年）供用された SCS14A ステンレス鋼の熱時効程度を、加速熱時効材の挙動と比較検討した。

熱時効脆化に及ぼす微細組織変化としては、フェライト相硬化の主原因としてフェライト相中の相分離（スピノーダル分解）により生成する Fe リッチな  $\alpha$  相と Cr リッチな  $\alpha'$  相の生成<sup>(10)-(15)</sup>が報告されており、これが脆化の主原因と考えられている。フェライト相硬化因子としては、G 相（Ni, Si, Mo 等を主成分とする f.c.c. 構造の析出物）の析出<sup>(14)-(19)</sup>についても報告されているが、鋼種等の影響でその析出量が異なり、複雑である。フェライト相だけでなく粒界に生成する炭化物<sup>(16)-(18)</sup>、窒化物<sup>(17)</sup>、 $\gamma_2$  相などの析出物<sup>(19)</sup>、オーステナイト相中のスピノーダル様分解<sup>(17)</sup>なども報告されている。

以上のように、熱時効による変化はフェライト相の相分離のみならず、G 相の析出や、粒界、オーステナイト相の変化の可能性もある。フェライト相の相分離については、その初期過程を電子顕微鏡で観察するの

は困難であるが、相分離反応が終盤になればコントラストを検出可能である。また、G 相が析出した場合は、その結晶構造の違い（G 相は面心立方格子（f.c.c.））から、判定可能である。その他、粒界析出物の有無等を含め、走査透過電子顕微鏡（Scanning Transmission Electron Microscope, STEM）により確認することを試みた。フェライト相中の相分離挙動、および G 相生成の前駆段階のクラスタリングについては、原子レベルの濃度変化を検出可能な 3 次元アトムプローブ (3DAP) での観察を実施した。併せて、これらの微細組織変化に伴う硬さ変化は、マイクロビッカース硬さ試験機により、フェライト相、オーステナイト相の硬さを個別に評価した。

## 2. 実験方法

### 2.1 供試材

実機 MCP の概略図を図 1 (a) に示す。供試材採取位置は、赤点線で示した約 90 度位置の切断部である。図 1 (b) に、採取後の外観を示す。この切断部の外面側（図中①、以降 MCP ①）、内面側（図中②、以降 MCP ②）から、熱時効評価用の試験片を採取した。この位置は、溶接部から 40~50mm の範囲に相当するので、溶接による熱等の影響は受けていないと考えられる。図 1 (b) の切断片について、フェライトスコープにより板厚方向のフェライト含有量分布測定を実施した。フェライト含有量は、板厚方向以外でも場所によりばらつくが、概ね内面から外面に向かって増加する傾向であった。そのフェライト含有量範囲は 18.5~23% であったので、MCP ①は比較的フェライト含有量の多い部位、MCP ②は比較的フェライト含有量の少ない部位に相当する。MCP ①と MCP ②のミクロ組織の代表例を図 2 に示す。図中  $\alpha$  と示した島状に分布したグレーの部分がフェライト相である。図中  $\gamma$  と示した、それ以外の素地部分がオーステナイト相に相当する。実機 MCP 材の化学組成は不明であるが、鋼種は SCS14A で、静铸造法により製作されたものである。

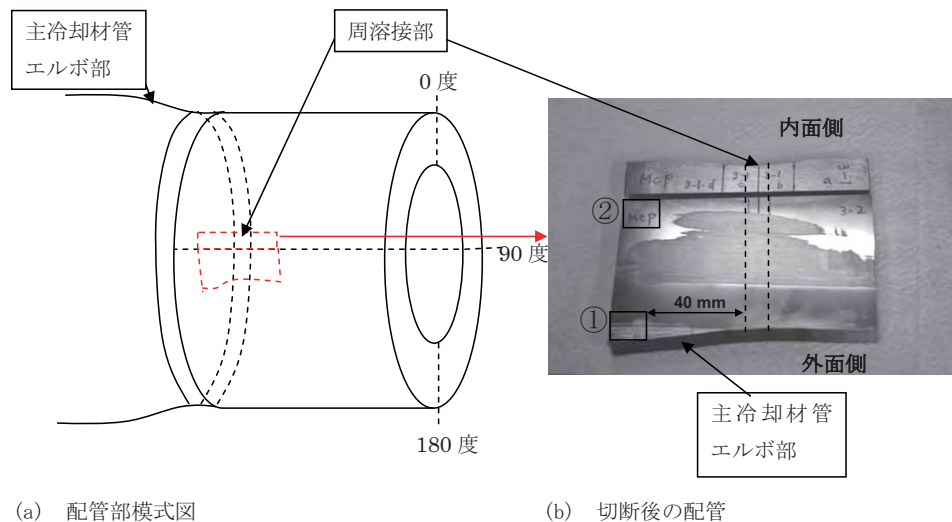


図1 主冷却材管エルボ部（2相ステンレス鋼）のサンプル採取位置

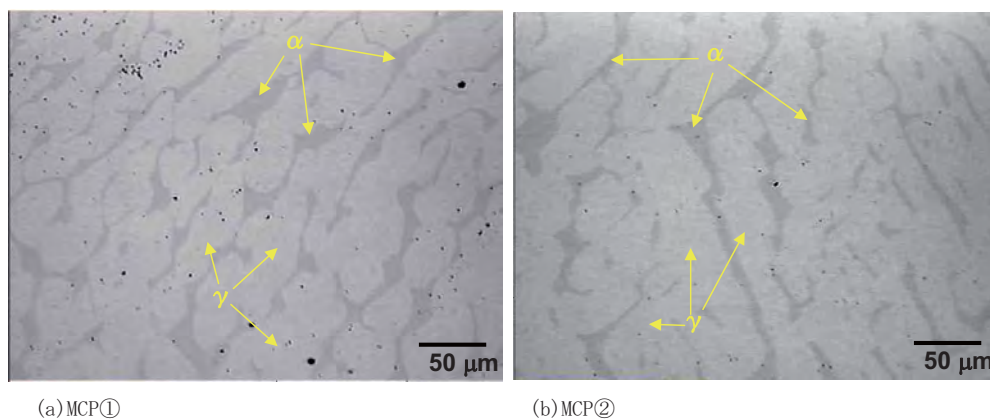


図2 実機 MCP 材のマイクロ組織の代表例

## 2.2 硬さ試験

MCP ①と MCP ②の試験片を樹脂埋めし、研磨の最終仕上げを  $1/4 \mu\text{m}$  の  $\text{SiO}_2$  懸濁液で 40 分以上バフ研磨としたものを硬さ測定に供した。

## 2.3 フェライト相中の 3 DAP 分析

MCP ①と MCP ②のフェライト相から、アトムプローブ分析用針状試験片を、ふげんラボに設置されている日立製 FIB/SEM (NB5000) で製作した。アトムプローブ分析には、ふげんラボに設置されている米国 Imago 社 (現 CAMECA 社) 製の局所電極型 3DAP (LEAP 3000X HR) を用いた。標準の測定条

件は、試料温度 60K、電圧パルスモード、パルス比 20%、イオン蒸発速度 1.5% である。

## 2.4 STEM による微細組織観察

MCP ①と MCP ②から、微細組織観察のための STEM 分析用試料を、日立製 FIB/SEM (NB5000) で製作した。STEM 分析用試料は、フェライト相/オーステナイト相の相境界を観察位置の中央部に入るように採取した。STEM 観察は、ふげんラボに設置されている日立製 STEM (HD-2700) を使用して、加速電圧 200kV にて観察し、併せてエネルギー分散型 X 線 (energy dispersive x-ray spectroscopy, EDX) 分析により、元素分析を行った。

### 3. 実験結果

#### 3.1 実機MCP材の硬さ評価

実機 MCP 材の硬さ測定は以下の 3 条件で実施した。

①荷重 1kg で 5 点計測し、平均値を求めた。

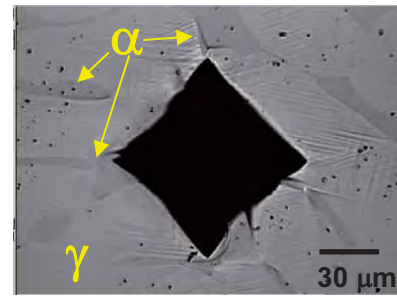
②荷重 25 g でオーステナイト相中を 5 点計測し、平均値を求めた。

③荷重 25 g でフェライト相中を 30 点計測し、上位 10 点の平均値を求めた。

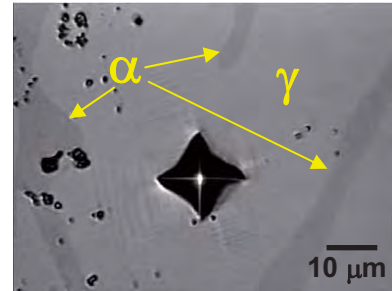
図 3 に各条件の圧痕の代表例を示す。図 3(a) に示したように、荷重 1kg の場合圧痕中にオーステナイト相 ( $\gamma$ )、フェライト相 ( $\alpha$ ) がランダムに存在する。一方、荷重 25g の場合の圧痕は、図 3(b), (c) に示したように、オーステナイト相、フェライト相それぞれ単独の相中に入るように計測したので、概ね各相の硬さとなる。ただし、図 4 に全データを示したように、フェライト相の硬さは  $HV(0.025) = 200 \sim 600$  と、大きくばらついた。このような大きなバラツキは、加速熱時効材のフェライト相の硬さ測定においても報告されている。これは表面に現出したフェライト相が圧痕に対して十分な大きさをもたず、必ずしも深さ方向に十分な厚さが無いためオーステナイト相の硬さと変わらない硬さとなるためである<sup>(14)(15)</sup>。したがって、フェライト相の硬さは、過小評価を避けるため、この 30 点計測データの上位 10 点の平均値を求めた。各測定条件の硬さ測定結果を、取りまとめて表 1 に示した。フェライト相の硬さは MCP ①, MCP ②ともに  $HV(0.025) = 600$  を越えた。同じ鋼種である SCS14A ステンレス鋳鋼の時効前のフェライト相硬さは、約  $HV(0.025) = 300$ <sup>(14)(15)</sup> なので、実機 MCP 材のフェライト相は約 300 硬化していることが確認された。

一方、オーステナイト相の硬さは MCP ①において  $HV(0.025) = 155.3$ , MCP ②において  $HV(0.025) = 177.9$  と評価された。オーステナイト相の場合、同様に SCS14A の時効前の硬さは  $HV(0.025) = 180 \sim 200$ <sup>(14)(15)</sup> なので、硬化した傾向は認められない。

荷重 1kg の硬さを含めて、MCP ①と MCP ②の硬さに大きな差異は認められないので、熱時効変化は配管の厚さ方向で大きな差異は無いものと推察される。



(a) 荷重 1kg



(b) 荷重 25g、 $\gamma$  相



(c) 荷重 25g、 $\alpha$  相

図 3 各荷重条件の圧痕の代表例

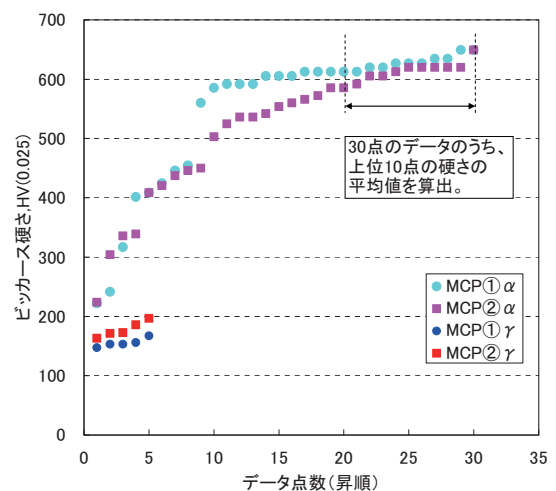


図 4 MCP 材の硬さのバラツキ (30 点のデータを昇順で並べ替えて表示した)

表1 MCP 材の硬さ測定結果一覧

	HV(1)	$\gamma$ 相:HV(0.025)	$\alpha$ 相:HV(0.025)
MCP ①	202.5 ± 17.7	155.3 ± 7.4	629.9 ± 12.2
MCP ②	201.1 ± 7.4	177.9 ± 13.3	616.3 ± 14.9

※: 誤差表示は, 標準偏差.

### 3.2 フェライト相の原子プローブ分析

図5にMCP ②の分析1の原子マップを主要成分のみ示す. 熱時効によるマイクロ組織変化は10 nm以下の程度の規模の変化であり, 測定範囲全体である100nm × 100nmで表示するとその濃度変化が重なり合うために必ずしも明瞭ではない. そこで, 厚さを薄くして, 重なりを回避することにより, 各元素の濃度変調をより明瞭にした原子マップを図6に示す. この原子マップの表示範囲の厚さは5 nmである. ここで, 左上に示した元素記号が個別に表示した元素に対応する. ただし, 質量数58の鉄とニッケルが同じ質量/電荷比を持つため原子プローブデータからは個々の原子がどちらの元素であるかを決定することは不可能である. そこで, ここでは質量数58(Fe/Ni)として取り扱った. 図6から局所的なCr濃度の変化が確認でき, いわゆるCrリッチな $\alpha'$ 相が形成していることが示唆される. また, Ni, 58, Si, Mn, Moが同じ場所で濃度が高くなっており, これらの元素が濃化したクラスタの形成が確認された.

図7に, Cr濃度とFe濃度の頻度分布を原子マップから求めた結果を示す. 原子マップデータを100原子毎に分割してそのブロック内のFe, Cr濃度を求め, その頻度分布を示したものである. 比較のため濃度に対応した二項分布(ランダムな状態から定義される分布)の計算結果を同時に示した. MCP材は局所的なCr濃度の変化により, 二項分布に比べて高さが減少し幅が広がっているため, 相分離が進行していることがわかる. 図8に測定データの頻度分布から二項分布の頻度分布を差引いた結果を示す. この図で正の値となる濃度の範囲は, ランダムな状態よりも頻度が高くなっている濃度の領域であることを示す. 図

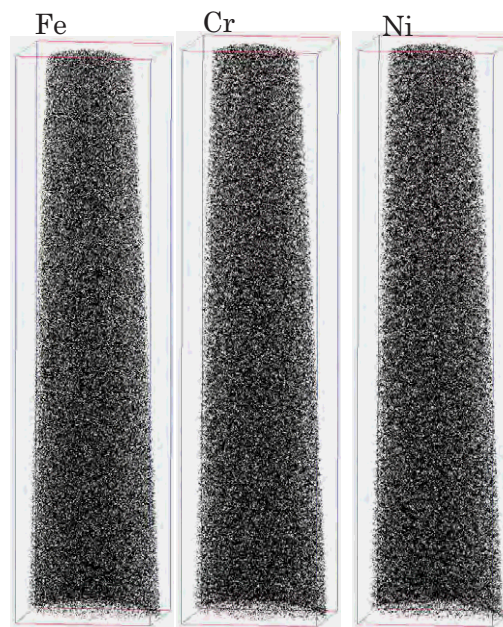


図5 MCP ②の分析1の原子マップ  
(Box size =90 × 87 × 382nm<sup>3</sup>)  
(主要成分のみ)

8(a)から, Cr濃度が30~50at%のCr高濃度領域が形成している. また図8(b)から, Fe濃度が60~90at%のFe高濃度領域も生成しているため, 相分離によるCrとFeの濃度変調が起こっていることがわかる. このCr高濃度領域のCr濃度の平均値を求めると32at%であった.

Ni, Si, Mo, Mn等のクラスタ形成を評価するために, 原子マップに対してマキシマム・セパレーション法<sup>(20)</sup>に基づくクラスタ解析を行った. 解析の詳細は省くが, この解析により得られた頻度分布を図9に示す. 平均4.6nm程度のクラスタが非常に高密度に形成していることが分かった.

表2 MCP 材のクラスタ解析結果の比較

試料	直径 (nm)	数密度 (/m <sup>3</sup> )	組成(at%)							
			Fe	Cr	Ni	58	Mo	Si	Mn	P
MCP ①-分析1	4.7	1.6 × 10 <sup>24</sup>	53.1	23.9	3.9	7.8	3.4	5.8	1.8	0.3
MCP ①-分析2	4.7	1.5 × 10 <sup>24</sup>	55.6	23.4	3.5	6.7	3.5	5.5	1.5	0.3
MCP ②-分析1	4.4	2.0 × 10 <sup>24</sup>	55.6	25.2	3.1	6.1	3.7	4.8	1.2	0.3

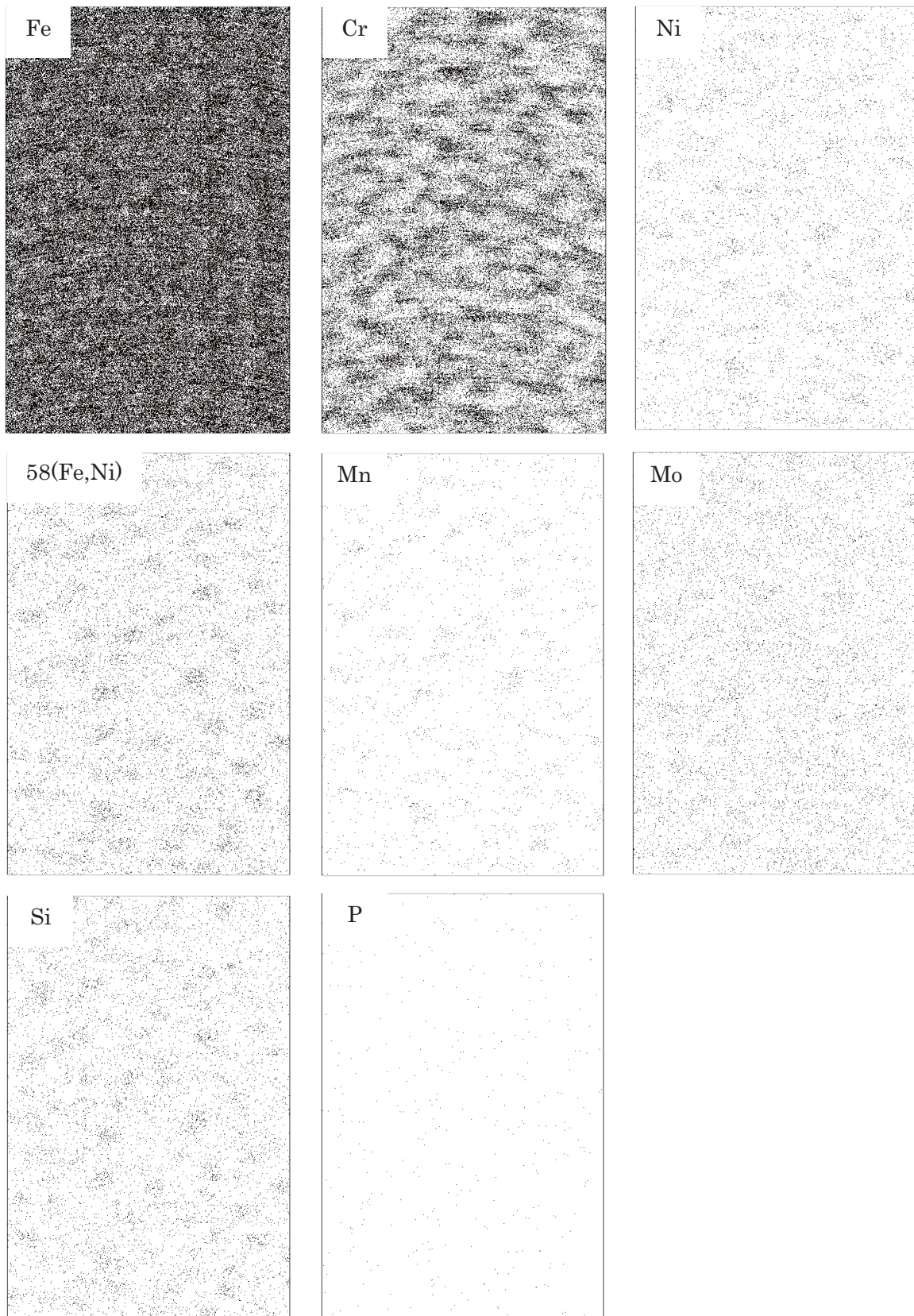


図6 MCP ②の分析1の原子マップ (Box size =  $60 \times 40 \times 5 \text{ nm}^3$ ) の範囲を抽出して表示した.

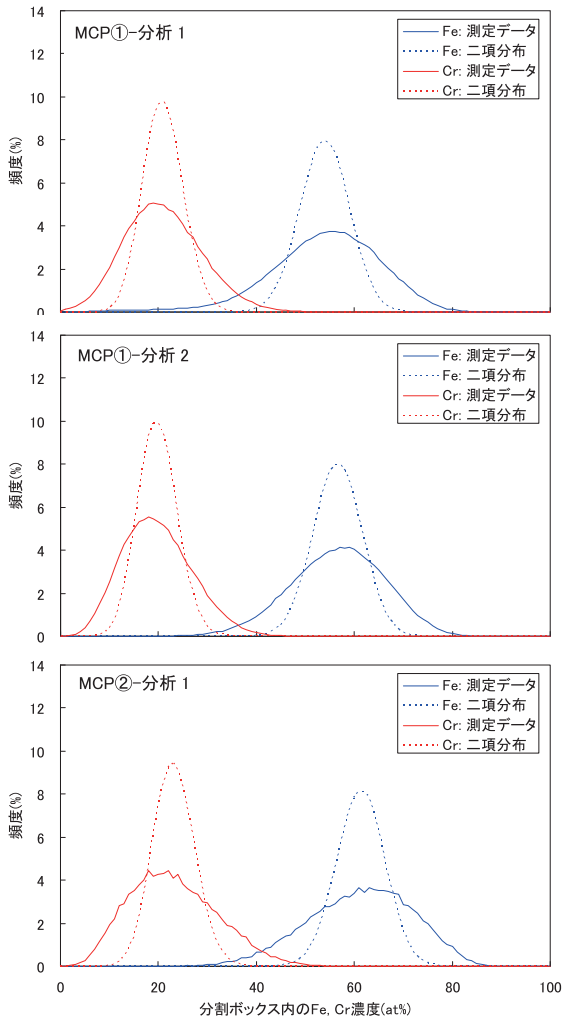


図7 実機 MCP 材の Fe, Cr 濃度の頻度分布

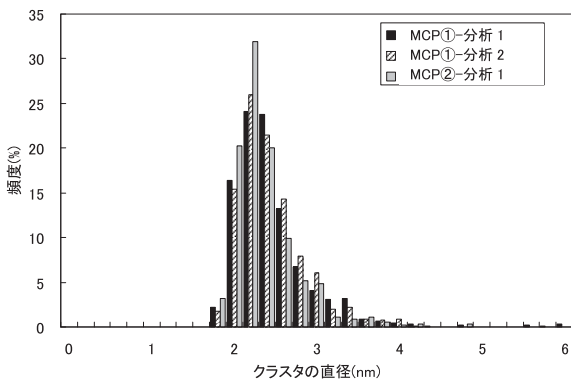
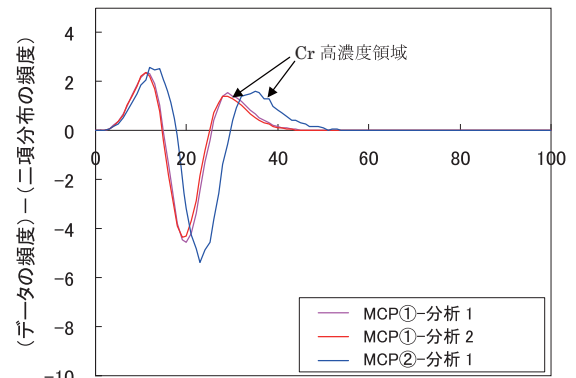
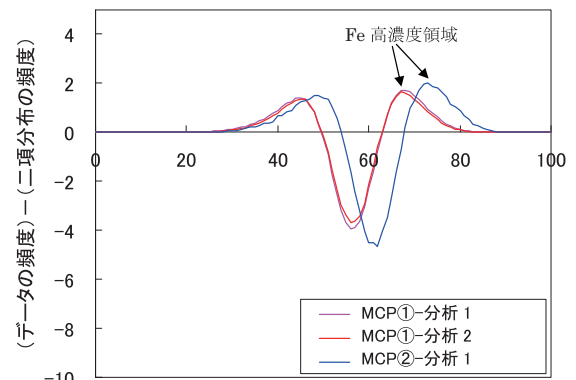


図9 MCP 材中のクラスタの直径の頻度分布



(a) 分割ブロック内のCr濃度(at%)



(b) 分割ブロック内のFe濃度(at%)

図8 実機 MCP 材の Cr, Fe 濃度のデータの頻度分布と二項分布との差

### 3.3 STEM 観察結果

MCP 材の STEM 観察結果の代表例を図 10 に示す。フェライト相には、黒いコントラスト (数 nm~max20nm) が観察され、オーステナイト相や粒界に析出物は観察されなかった。図には示さないが、各析出部の EDX スポット分析結果から、この高コントラスト部での Cr 濃度については、基材フェライト相の標準的な Cr 濃度 25wt% と変わらなかった。この微細コントラストが G 相の場合、前述のとおり電子線回折で f.c.c. を検出できると考えられるが、この観察範囲では、f.c.c. の電子線回折像は検出できなかった。また、このような微細析出物の場合、Cr 高濃度領域であっても、試料厚さと空間分解能の問題から STEM/EDS では必ずしも高 Cr を検出できない。これらのことから、このコントラストは、いわゆる G 相に相当するものでなく、スピノーダル分解による Cr 高濃度領域に起因するコントラストであると推察されるが、この点はさらに検証が必要であろう。

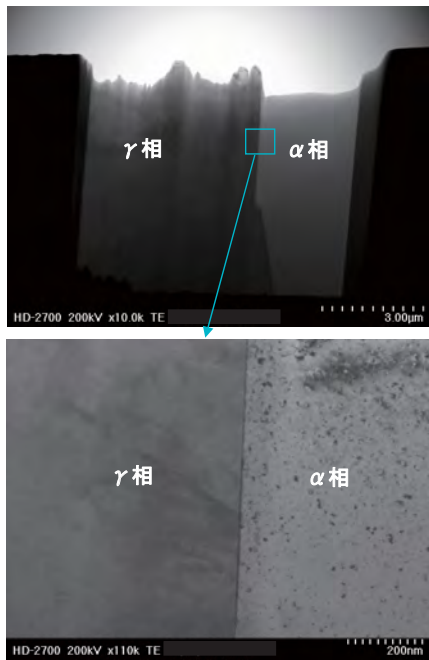


図 10 実機 MCP 材の STEM 観察結果の代表例

#### 4. 考察

##### 4.1 フェライト相硬さによる熱時効程度の比較

実機 MCP 材のフェライト相硬さを、同一鋼種の加速熱時効材 (SCS14A 2相ステンレス遠心鑄造管 (フェライト目標含有量 23%) を 400°C で最大 4 万時間時効したフェライト相硬さ<sup>(14)(15)</sup>と以下で比較する。

加速熱時効材のフェライト相硬さを熱時効時間に対してプロットしたものを図 11 に示す。図中、赤丸○、緑丸○、青丸○で示したのが、それぞれ 400°C、370°C、350°C で加速熱時効した SCS14A のフェライト相の硬さである。赤、黒のひし形 (◆◆) が、MCP 材のフェライト相の硬さである。加速熱時効による温度加速倍率を目安として示すため、シャルピー衝撃試験値の変化から求められた見かけの活性化エネルギーとして、Trautwein らが提案した 100kJ/mol<sup>(1)</sup>を用いての硬化予測線を求めることとした。まず、400°C のフェライト相の硬さの実測値を硬さ HV(0.025) = 400 から 800 の間で直線近似したものが図

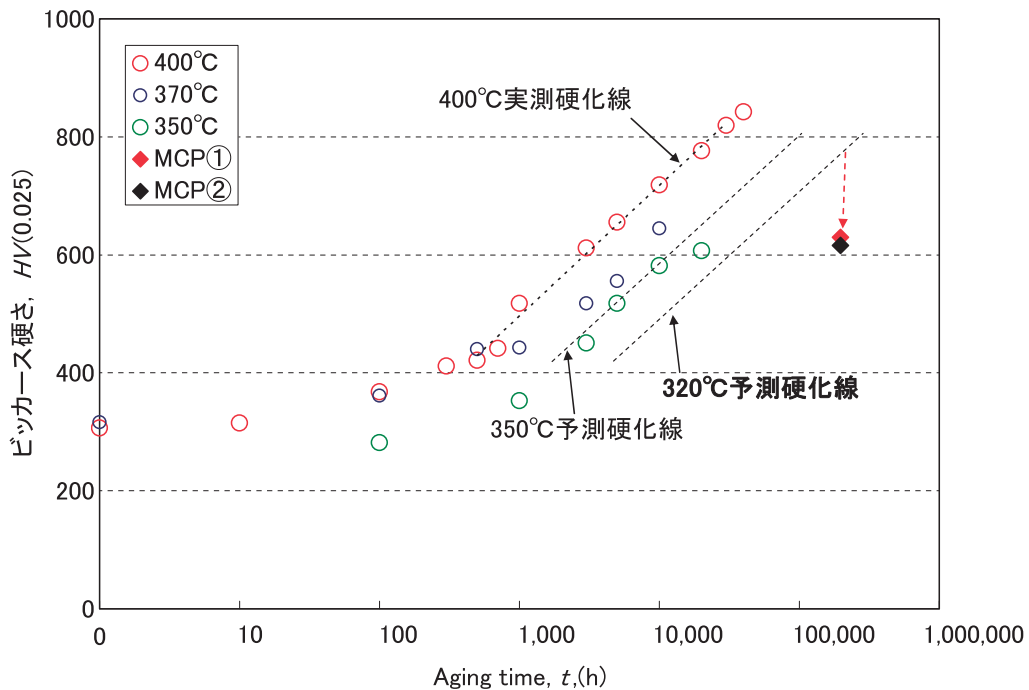


図 11 加速時効材のフェライト相の硬さ変化と MCP 材硬さの関係  
予測硬化線は、 $U = 100\text{kJ/mol}$  を仮定して表示。



中 400°C 実測硬化線である。次に, Trautwein らが提案<sup>(1)</sup>した(1)式を示す。ある温度  $T$  [K]での時効時間  $t$  (h)は, 時効パラメータ  $P(t, T)$

$$P(t, T) = \log(t) + 0.4343 \left\{ \frac{U}{R} \left( \frac{1}{673} - \frac{1}{T} \right) \right\} \quad (1)$$

を用いて, 673K での等価な時効時間に変換できる。ここで,  $t$ : 時効時間 (h),  $T$ : 時効温度 (K),  $U$ : 活性化エネルギー (kJ/mol),  $R=8.314 \times 10^{-3}$  (kJ/mol · K): 気体定数である。MCP 材のフェライト相硬さとして得られた HV (0.025) = 630 に到達する時効時間は, 加速熱時効材 (SCS14A (F23)) 400°C では約 4,000 時間なので,  $P=3.6$  となる。また,  $U=100$  kJ/mol とし, 350°C と 320°C における硬さ HV (0.025) = 630 に到達する時効時間を(1)式から算出すると, それぞれ 16,800h と 44,600h となる。この到達時間を基準として, 硬化挙動としては 400°C の実測硬化線をそれぞれ 350°C と 320°C の時効時間に平行移動して示した。

図から MCP 材のフェライト相の硬さは,  $U=100$  kJ/mol を仮定すると, 予測硬化線よりもかなり低い値であった。相分離による硬化量は相分離が 80% 程度に達すると 300 程度増加させる<sup>(15)</sup>。実機 MCP 材の相分離の進行割合が不明なため, 相分離による硬化量を見積もることはできないが, 著者らの結果から相分離による硬化のみでもフェライト相の硬さは, この HV (0.025) = 630 に到達し得る<sup>(15)</sup>。しかし, 図 6 のアトムマップから Cr 高濃度領域は未だ凝集段階には到達しておらず, 相分離による硬化は, まだ最終段階ではなく, 今後さらに硬化する可能性がある。

G 相による硬化は, その材料の化学組成によりその析出量が増減し, 400°C 4,000 時間時効では, フェライト相を 0~100 程度硬化させると見積もられる<sup>(15)</sup>。ただし, 析出過程ではないクラスタリングの段階で, どの程度硬さに寄与するのか不明である。いずれにせよ, この時効温度でさらに長時間使用され, この G 相が析出段階に移行した場合, さらに硬化する可能性は否定できない。西本ら<sup>(21)</sup>によると, 相分離と G 相の析出が同時並行的に起こる場合, その硬化には加算則が適用できる。したがって, 320°C で 196,500 時間以上のさらなる長期間の使用により, フェライト相はさらに硬化する可能性がある。

## 4.2 シャルピー衝撃値の推定

ここでは, 実機 MCP 材で想定されるシャルピー衝撃値を概算する。シャルピー衝撃値の熱時効による変化は, フェライト相の硬化が 600 を越えると, それ以上の硬化はあまりシャルピー衝撃値に影響せず, おおむね飽和する<sup>(15)</sup>。これは, シャルピー衝撃値の飽和値は, 材料の大部分を占めるオーステナイト相量 (77~82%) に依存するためである。したがって, この実機 MCP 材のシャルピー衝撃値は, 既に飽和値近傍まで低下しているものと推定される。S.Kawaguchi ら<sup>(4)</sup>は, 種々の CF8 および CF8M 材から得られた熱時効後の機械的性質から, 長時間熱時効後のシャルピー衝撃値の予測式を(2)式のように提案している。

$$\log_{10} A = 2.8357 - 0.0592 \times F\% \quad (2)$$

ここで,  $A$ : 325°C のシャルピー衝撃値 (J),  $F\%$ : フェライト含有量 (%) である。

実機 MCP 材のフェライト含有量は 18.5~23% だったので, この値を(2)式に代入すると, 30~55J と推定される。実機 MCP 材でフェライト相以外のマイクロ組織変化や, オーステナイト相の硬化の兆候は観察されなかった。言い換えれば, この材料の大部分 (77~82%) を占めるオーステナイト相に, 320°C で 196,500 時間の熱時効による硬化等の兆候が観察されないことから, 今後フェライト相の硬化は, 相分離の進行, および G 相の析出等により, さらに硬化する可能性があるが, シャルピー衝撃値としては大きく変化しないものと推定される。

## 5. まとめ

実機 MCP 材のフェライト相の硬さは HV (0.025) = 630 に到達し, 同一鋼種の SCS14A の時効前のフェライト相硬さが HV (0.025) = 約 300 なので, 300 程度硬化していることが確認された。この硬化は, 3 DAP により確認されたスピノーダル分解と Ni, Si, Mo のクラスタリングに起因して硬化したものと考えられる。ただし, それぞれの硬化への寄与度については不明であり, 今後の検証が望まれる。

実機 MCP 材のフェライト相硬さは, 活性化エネルギー 100 kJ/mol を仮定し加速熱時効材から推定した 320°C 硬さ予測線よりも低い値であり, この活性化エネルギーは過度に保守的である可能性がある。

実機 MCP 材のフェライト相硬さは HV (0.025) =600 を超えているので、シャルピー衝撃値は飽和値近傍の値を示すものと推定される。実機 MCP 材のオーステナイト相の硬さに熱時効による硬化の兆候はなかったため、この配管のシャルピー衝撃値は、今後フェライト相がさらに硬化しても、あまり変化しないものと推論される。

## 6. 謝辞

本研究はふげん廃炉措置センター内、高経年化研究ラボを使用して実施した研究である。関係各位に謝意を表する。

## 参考文献

- (1) A.Trautwein and W.Gysel: Stainless Steel Castings, ASTM STP 756, pp.165-189(1982)
- (2) O.K.Chopra : SMiRT 13, pp.349-354(1995)
- (3) G.Bezdikian : PVP-Vol, Plant Systems/Components Aging management ASME, pp95-102 (1997)
- (4) S. Kawaguchi, T. Nagasaki, K. Koyama, " Prediction method of tensile properties and fracture toughness of thermal aged cast duplex stainless steel piping," Proc. ASME Pressure Vessels and Piping Division Conference, Denver, USA, July 17-21, (2005).
- (5) O. K. Chopra et al.: NUREG/CR-5385, August (1990)
- (6) O.K.Chopra : Transaction of the 13th International Conference on Structural Mechanics in Reactor Technology (SMiRT 13), (August, 1995)pp.13-18
- (7) C.Poker et al.: Fontevraud 6 A070-T05
- (8) G. BEZDIKIAN: Fontevraud 6 A147-T05
- (9) C. Pareige et al. : Fontevraud 7O02-A071-T05
- (10) J.E.Brown, G.D.W.Smith, P.H.Pumphrey and M. K. Miller, Fifth International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems -Water Reactors. Monterey, August (1991).
- (11) P.Auger, F.Danoix, O.Grisot, J.P.Massoud and J. C. Van Duysen, Ann. Phys. Colloq., 20 (1995) C3-143-155.
- (12) T. Miura, H. Kuwano, K. Itoh and Y. Ishikawa, J. Japan Inst. Metals 63 (1999) 1503-1509.
- (13) T. Miura, H. Kuwano and K. Kikuchi, Tet-su-to-hagane 87 (2001) 31-36.
- (14) 山田卓陽, 根岸和生, 工藤大介, 桑野壽, INSS Journal 2000, 7, pp.145-158 (2000).
- (15) T. Yamada, S. Okano, H. Kuwano: Journal of Nuclear Materials, 350, pp.47-55.(2006).
- (16) S.A.David, J.M.Vitec and D.J.Alexander, Journal of Nondestructive Evaluation, 15 (1996) 129-136.
- (17) H.M.Chung and T.R.Leax, International Workshop on Intermediate-Temperature Embrittlement Processes in Duplex Stainless Steels, August 1-2, Oxford, England (1989).
- (18) J.M.Vitek, S.A.David, D.J.Alexander J.R.Keiser and R.K.Nanstad, Acta Metall. Mater. 39 (1991) 503-516.
- (19) Z.W.Hu, S.S.Hsu and X.L.Jiang, Scripta Met. 25 (1991)645-650.
- (20) J. M. Hyde, C. A. English, in : Proc. Mater. Res. Soc. Symp. 650, 2001, R6, 6.1.
- (21) 西本和俊, 才田一幸, 有田知功, 溶接学会概要集, 71(2002), p.142