

# SUS630 の高温水中 SCC 挙動に及ぼす微細組織の影響

## The Effect of Microstructure on SCC behavior of SUS630 in High-temperature Water

山田 卓陽 (Takuyo Yamada)\*<sup>1</sup>

國谷 耕平 (Kohei Kokutani)\*<sup>1</sup>

大厩 徹 (Toru Oumaya)\*<sup>1</sup>

有岡 孝司 (Koji Arioka)\*<sup>1</sup>

**要約** SUS630 の PWR 1 次冷却材模擬水中の SCC 挙動については、熱時効の影響がない場合、比較的高靱性の H1100 と H1150 は、試験温度 290°C 以下であれば高応力拡大係数 ( $K=30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ) 条件であっても SCC 進展は生じないが、400°C、350°C、320°C で 20,000 h までの熱時効により硬化し、SCC 進展を生じるようになり、熱時効時間とともに SCC 進展速度が増加することをこれまでの研究で明らかにした。また、その硬化因子は、微細な Cu-rich 相の析出、G 相の生成、スピノーダル分解であることを報告したが、各々微細組織変化と SCC 挙動の関係が未だ不明確である。本研究では、同一熱時効条件で硬さもほぼ同じ HV1=400 程度の SUS630 (H1150 と H1100) の 320°C で 20,000 h 熱時効材の SCC 進展速度に一桁程度差異があったことに着目し、これらの熱時効材の微細組織を詳細に調べ、各々微細組織変化と SCC 挙動の関係について検討した。また、吸収水素量についても調べ微細組織との関係を検討した。

その結果、熱時効により生成した数 nm サイズの Cu-rich 相と隣接して生成する G 相が、硬さと SCC 挙動へ影響する可能性が示唆された。一方で未時効材と熱時効材で水素吸収に差が見られなかったことから、それらの熱時効生成物は水素のトラップサイトとは関係しないことが示唆された。

**キーワード** SUS630, 17-4PH ステンレス鋼, 熱時効, 高温水中応力腐食割れ (SCC), SCC 進展速度, 軽水炉

**Abstract** According to our previous report, in unaged H1100 and H1150 SUS630 (better toughness and lower hardness than H900 and H1025), no SCC growth was observed in simulated PWR primary water at temperatures below 290°C, which contained 500 ppm B, 2 ppm Li, and dissolved hydrogen (30cc STP H<sub>2</sub>/kg-H<sub>2</sub>O), even for the high applied stress intensity factor condition ( $K=30 \text{ MPa m}^{1/2}$ ). On the other hand, after thermal aging at 320, 350 and 400°C for up to 20,000 h of H1100 and H1150, the hardness and the SCC growth rate increased with aging time. In addition, it was suggested that age hardening was caused by microstructural changes with aging, such as precipitation of the fine Cu-rich phase, formation of the G phase and Spinodal decomposition. But the individual percent contributions for the age hardening and SCC behavior are still unclear. In this study, we evaluated correlations among the microstructural changes, hardness and SCC behavior using SUS630 (H1100, H1150) materials aged at 320°C for 20,000 h. Because of those aged H1100 and H1150 have one order difference of the SCC growth rate, despite being almost the same hardness. To consider a role for hydrogen in SCC, we carried out temperature desorption hydrogen analysis (TDA) using the materials.

From the obtained findings, we considered that the fine Cu-rich phase and G phase affected the age hardening and SCC behavior. On the other hand, no major difference was observed in the amount of hydrogen desorption between unaged and aged H1100 and H1150. This suggested that these aged precipitations did not act as hydrogen trap sites in these materials.

**Keywords** SUS630, 17-4 PH stainless steel, thermal aging, stress corrosion cracking (SCC) in high-temperature water, SCC growth rate, light water reactor

## 1. はじめに

SUS630 (17-4 PH ステンレス鋼) は、基本成分が 17%Cr-4%Ni-4%Cu のマルテンサイト系析出硬化型ステンレス鋼であり、1020~1060°C の固溶化熱処理後に析出硬化熱処理を施し、Cu-rich 相などの微細な第 2 相粒子を析出させることで、高強度と高硬度を得る材料である<sup>(1)</sup>。日本産業規格 (Japanese Industrial Standards, JIS) では硬度を重視する H900 から高靱性を重視する

H1150 まで 4 段階の析出硬化熱処理、即ち H900 (470~490°C/空冷)、H1025 (540~560°C/空冷)、H1075 (570~590°C/空冷)、H1150 (610~630°C/空冷) が規定されている<sup>(2)</sup>。海外の鉄鋼メーカー (AK-steel) では、これに加え H925, H1100 などさらに細かく規定されている<sup>(3)</sup>。この H900~H1150 は析出硬化熱処理記号であり、例えば 1150 は熱処理温度の摂氏 621°C を華氏に換算した温度に相当する。この鋼種は耐食性と高強度を兼ね備えていることから、軽水炉においても高強度が求

\*1 (株) 原子力安全システム研究所 技術システム研究所

められる弁棒等に用いられている。

SUS630 の軽水炉での実機損傷事例については、Olender らがとりまとめた報告によると、析出硬化熱処理条件によって応力腐食割れ (stress corrosion cracking, SCC) の発生時期が異なること、推奨される析出硬化熱処理条件は、より靱性に有利な H1050 以上であることを報告している<sup>(4)</sup>。加えて、熱時効により SCC 感受性が増加すること、どのような熱処理条件においても、推奨される使用温度は 316°C 以下であることなどを報告している。一般に、硬化は SCC に関係するが、SUS630 は 300~450°C の温度で長期間時効すると硬化が生じる場合がある<sup>(5)</sup>。また、国内での SUS630 の弁棒折損事例では水素の関与した擬へき開状の割れとの報告があり<sup>(6)</sup>、水素の関与が指摘されている。

実験室における SCC 挙動評価については、Tsubota らが BWR (boiling water reactor) の酸素を含む環境 (normal water chemistry, NWC) 条件で、SUS630 を含む様々な高強度ステンレス鋼の SCC 感受性をすきま付定ひずみ曲げ (creviced bent beam, CBB) 試験法により調査し、ビッカース硬さ 340 以上で SCC 感受性が増加することを報告している<sup>(7)</sup>。一方で、PWR (pressurized water reactor) の 1 次冷却材環境下でこの鋼種の SCC 挙動を報告した例はほとんどなく、また熱時効の SCC に対する影響についてはよくわかっていない。

そこで著者らは PWR 1 次冷却材模擬水中の SUS630 の SCC 挙動について、長期間の熱時効による影響評価に 2016 年頃から取り組んできた。これまでの結果から、熱時効の影響がない場合、より高硬度の H900 と H1025 は、試験温度 290°C と 320°C で、高応力 ( $K=30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ) 条件下であれば、SCC 進展が確認された。一方で、比較的高靱性の H1100 と H1150 は、試験温度 290°C 以下であれば、高応力拡大係数 ( $K=30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ) 条件であっても SCC 進展が観察されず、良好な耐 SCC 性を示した<sup>(8)</sup>。しかし、同材料は 400°C、350°C と 320°C で 20,000 h までの熱時効により硬化し、SCC 進展を生じるようになり、熱時効時間とともに SCC 進展速度が増加すること、またその硬化は数 nm サイズの微細な Cu-rich 相の析出、G 相の生成、スピノーダル分解など複数の硬化因子によることについて報告した<sup>(9)(10)</sup>が、各々の析出物の硬化および SCC への寄与については未だ不明確である。

スピノーダル分解と G 相の析出は、熱時効したス

テンレス鋼やステンレス鋼溶接金属のフェライト相においても報告されているが、それらの材料は 400°C で 10,000 h を超える長時間熱時効後も、PWR 1 次冷却材模擬環境下で優れた耐 SCC 性を示すことが報告されており<sup>(11)</sup>、スピノーダル分解と G 相の析出およびそれによる硬化が、単純に SCC 進展速度の増加因子とはならない場合があり、さらなる微細組織変化の観点での評価が必要と考えられる。

そこで本報告では、同じ熱時効条件であるが SCC 進展速度に一桁以上の差異が観察された高靱性の 2 材料 SUS630 (H1100, H1150) の 320°C×20,000 h (以降 320°C×20kh と呼ぶ) 熱時効材に着目し、そのマイクロ組織データを拡充し、SCC 挙動に及ぼすマイクロ組織と熱時効硬化の影響を検討した。SCC 進展データについては再現性確認のためのデータ拡充も実施した。また、前述のように SUS630 の弁棒折損事例では水素の関与が指摘されている。そこで、熱時効による微細析出物の生成が水素吸収量に影響することを想定し、未時効材および熱時効材を水素チャージし、材料中の固溶水素量の熱時効による変化を調べ、微細析出物と水素の関係を検討した。

## 2. 実験方法

### 2.1 供試材

供試材は、市販の SUS630 で図 1(b)に示すような直径 100 mm の棒鋼に 1038°C の固溶化熱処理後急冷の後、2 種類の析出硬化熱処理 H1100 (600°C×6.5h/空冷)、H1150 (620°C×6h/空冷) を施した。H1150 については、JIS 規格に規定されている析出硬化熱処理条件を満足した。H1100 は JIS 規格にはないが、海外での使用実績<sup>(3)(4)</sup>を考慮し選定した。供試材の化学組成

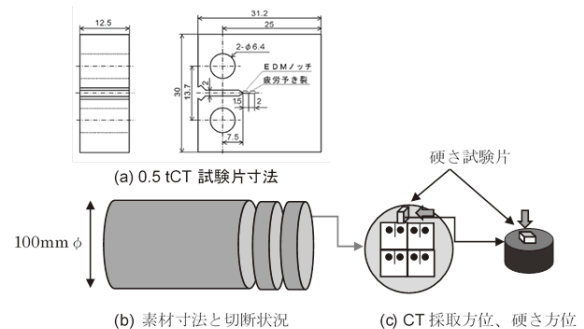


図 1 試験片寸法と採取方位

表1 供試材の化学組成 (wt%)

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Nb	Fe
Spec.	≤0.07	≤1.00	≤1.00	Max 0.040	Max 0.030	3.00- 5.00	3.00- 5.00	15.00- 17.50	0.15- 0.45	Bal.
分析値	0.05	0.26	0.84	0.034	0.003	3.32	4.26	15.60	0.24	

表2 供試材<sup>\*1</sup>の機械的性質

	析出硬化 熱処理条件	試験 温度	耐力 (MPa)	引張強さ (MPa)	伸び (%)	絞り (%)	硬さ HBW	硬さ HV1
H1100	600°C×6.5時間, 空冷	RT	(793)	(965)	(14)	-	-	-
		RT	976	1041	21	60	331	349
		320°C	807	854	13	57	-	-
H1150	620°C×6時間, 空冷	RT	(725)	(930)	(16)	(50)	(277)	-
		RT	1000	1049	20	59	341	348
		320°C	838	880	13	56	-	-

\*1: 溶体化熱処理条件は、全て 1038°C/ 急冷

( )内、規格値 (全て下限値)

を表1に、析出硬化熱処理条件と機械試験結果を表2に示した。全ての析出硬化熱処理条件で、強度は JIS あるいは海外規格を満足した。これらの2種類の析出硬化熱処理材に熱時効処理を施し、硬化と SCC 挙動に及ぼす熱時効の影響を評価した。熱時効温度は、400～320°Cで最長20,000hとした。これらの供試材から、図1(a)に示した0.5インチ厚さの(compact tension, CT)試験片を、同図(c)に示した方位で採取し、SCC進展試験に供した。また、硬さ試験片は、同図(c)に示したように軸方向断面で採取した。

## 2.2 SCC進展試験と試験後の評価

SCC進展試験は標準的なPWR1次冷却材環境を模擬し500ppm B+2ppm Li+30cc/kg-DHの水中で実施した。試験温度は320°Cとした。全ての荷重条件は一定荷重とし、応力拡大係数の目標値は $K=30\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ とした。試験時間は1,000hを目安として実施した。

SCC進展試験終了後、大気中疲労試験機にて破面開放し、デジタルマイクロスコープおよび走査型電子顕微鏡(scanning electron microscopy, SEM)により破面観察し、破面形態とSCC進展深さを評価した。

SCC進展深さは、板厚方向に5～10点計測しその平均値とした。

SCC進展速度CGR (mm/sec)は、SCC進展深さ $a$

(mm)を試験時間 $t$ (sec)で除して求めた。なお、1,000h未満で破断した試験片のSCC深さは一律6mmとしてSCC進展速度を算出した。

## 2.3 硬さ

析出硬化熱処理および熱時効による硬さ変化は、ピッカース硬さ(試験荷重1kg)で5点計測し平均値で評価した。個別の測定値は、前報で報告済み<sup>(10)</sup>であるが再掲する。

## 2.4 微細組織観察

熱時効による微細組織の評価は、アトムプローブ(Atom probe tomography, APT)分析を行った。APT測定には、米国Imago社(現CAMECA社)製の局所電極型3次元アトムプローブ(LEAP 3000X HR)を用いた。測定は、レーザーパルスモードで行った。測定条件は、試料温度35K、レーザー出力0.2nJ、パルス周波数200kHzである。収集したデータは、専用ソフトウェア上で元素の種類を決定し、Fe, Cr, Cu, Ni, Mn, Si, Mo, P, Nb, Cの3次元像形成処理(測定したデータからアトムマップを再構築するコンピュータ処理)を行った。なお、3次元像形成処理においては、アトムマップの $z$ 方向長さを最適化するために、電解蒸発

場 (Evaporation Field) = 28.0 V/nm とアトムマップの伸縮係数 (Image Compression Factor) = 1.65 を用いた。スピノダル分解の程度を定量的に調べるために、第一近接分布解析法<sup>(13)</sup>を用いてCr濃度の分布解析を実施した。また、解析においてCuあるいはNi, Mn, Siのクラスターは除外した領域で実施した。第一近接分布解析法では、Crについて第一近接間距離を計算して頻度分布を求め、ランダム配置を仮定した分布との差をとった。第一近接分布解析法ではこの差の積分値でINN (1st nearest neighbor) パラメータの値が定義される。スピノダル分解が進行すると、頻度分布とランダム分布の差が大きくなり、INNパラメータも大きくなるので、これをスピノダル分解の指標とした。

## 2.5 固溶水素量の分析

SUS630 (H1100 と H1150) の未時効時と熱時効 (320°C×20kh) 材を対象として、水素チャージ前後の水素吸収量を評価した。水素チャージ用の試験片は、寸法: 5 mm × 5 mm × L10 mm 以下に加工したものを準備した。これに水素チャージ時間 0, 2, 4, 6 h で水素チャージ後、昇温脱離ガス分析 (Temperature desorption gas analysis, TDA) を実施した。昇温条件は5K/min、測定温度範囲は室温～約1100Kまでとした。

水素チャージ条件は、池田らの報告<sup>(14)</sup>を参考に、溶液は293Kに調整した0.5 vol.%の硫酸+0.5 g/lの亜硫酸を用いた。試験片表面の浸漬部位での電流密度が0.1 mA/cm<sup>2</sup>になるように設定し、水素チャージ後、速やかに水素量測定に供した。

## 3. 実験結果

### 3.1 SCC進展速度の熱時効依存性

図2に、SUS630 (H1100 と H1150) 熱時効 (320°C×20kh) 材のSCC進展試験 (320°C PWR 1次冷却材環境) 後のSCC破面を示す。H1100熱時効 (320°C×20kh) 材は955h試験後、板厚方向に均一なSCC進展が観察された。H1100の未時効ではほとんどSCC進展が観察されない<sup>(8)</sup>ため、熱時効の影響によりSCC進展感受性が増加したと考えられる。次にH1150熱時効材では、図2(b)のように955hで破断に至り、より熱時効の影響を受けたことが示唆される。なお、再現性確認のため実施したH1150熱時効材の結果 (図2(c)) でも、362 hと1,000 h

未満で破断に至り、同じ熱時効条件 (320°C×20kh) でもH1100とH1150でSCC進展挙動に差異があることが示唆された。

このSCC挙動の差異を定量的に比較するため、SCC進展速度を熱時効時間に対してプロットしたものを図3に示す。400°Cと350°Cの熱時効条件では、H1100とH1150両者のSCC進展に及ぼす熱時効の影響は類似の傾向であり、その差は大きくなかった。一方で、320°C×20kh熱時効材のデータを比較すると、図3中矢印で示したように一桁程度の差異が観察された。このことは、熱時効による微細組織変化など、SCC進展挙動に及ぼす何らかの差異がある可能性が示唆される。

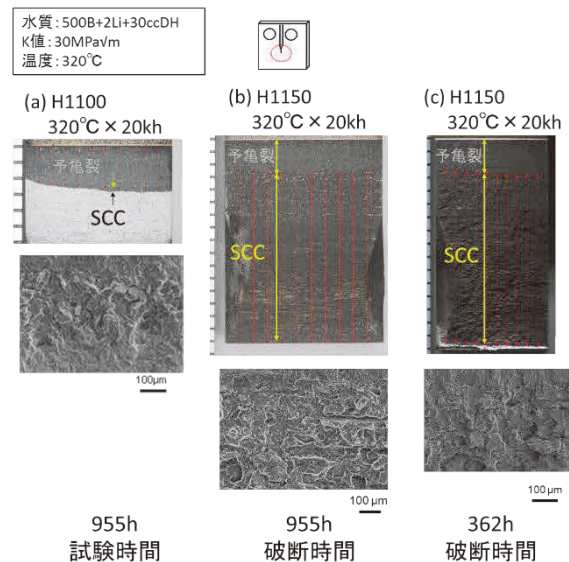


図2 SCC進展試験後の破面

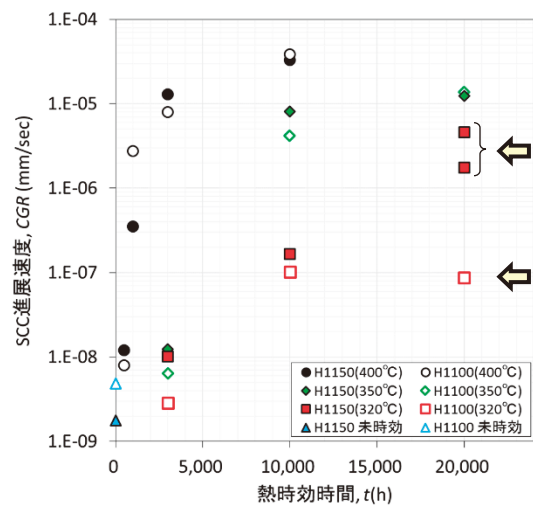


図3 SCC進展速度の熱時効依存性



### 3.2 硬さの熱時効依存性

図4にSUS630 (H1100とH1150) の硬さの熱時効依存性を示す。H1100とH1150両者の硬さに及ぼす熱時効の影響は類似の傾向であり、その差は大きくなかった。SCC進展速度に差異の確認された320°C×20kh熱時効材でH1100とH1150を比較すると、両者ともHV1=400程度(図中矢印で示した)と硬さの観点での差異は観察されなかった。

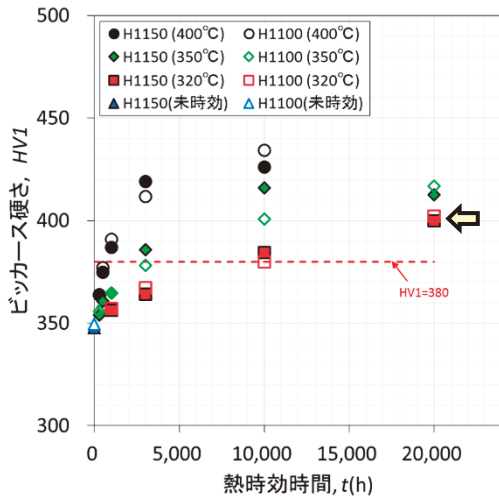


図4 硬さの熱時効依存性

### 3.3 熱時効材 (320°C×20kh) の微細組織

図5にH1100 (320°C×20kh) 熱時効材, 図6にH1150 (320°C×20kh) 熱時効材のアトムマップを示す。分析結果は全てマルテンサイト母相中の分析結果である。図中Cuのアトムマップに矢印で示した30 nmサイズのCu-rich相は未時効材のH1150でも観察される<sup>(9)</sup>ので、熱時効前(析出硬化熱処理後)に生成した析出物と考えられる。一方で、数nmサイズのCu-rich相は、未時効材のH1150では観察されない<sup>(9)</sup>ので、320°C×20khの熱時効により生成したと考えられる。このCu-rich相とほぼ同じ位置にSiとNiとMnを含むG相の生成も確認された。これらの熱時効生成物は、前報で報告したH1150の320°C×10kh熱時効材でも観察されている<sup>(10)</sup>。これらの微細な熱時効生成物のクラスタ解析を実施した。クラスタ解析にあたっては、30 nmサイズの析出物を除外し図5, 6で示したような赤枠内に限定し評価した。この微細なCu-rich相とG相は隣接して存在す

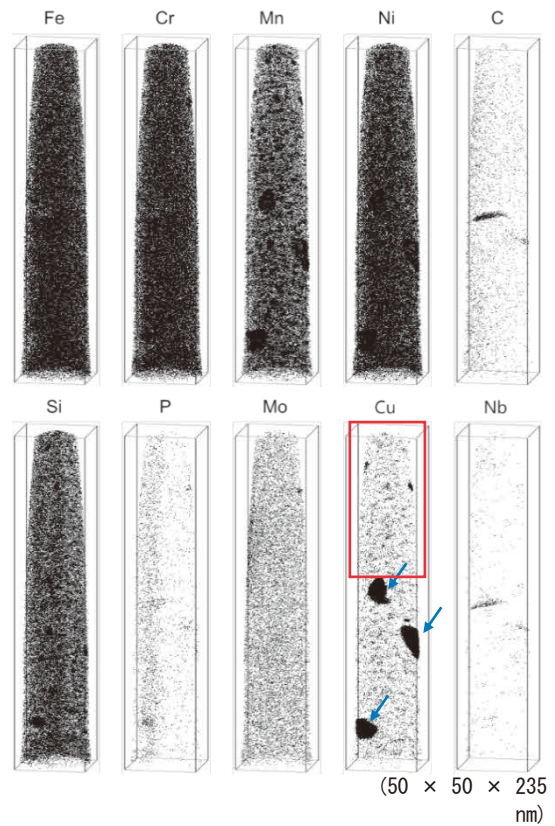


図5 SUS630のアトムマップ  
H1100(320°C×20kh)

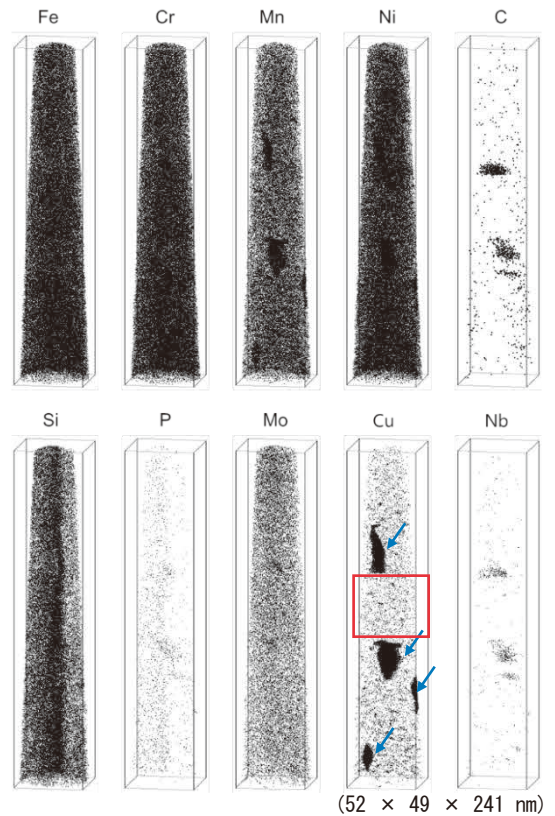


図6 SUS630のアトムマップ  
H1150(320°C×20kh)

ることを前報で報告した<sup>(10)</sup>が、本報告ではコア原子をCu, Ni, Mn, Siとしてクラスタ解析を実施し、一つのクラスタとして取り扱った。その結果を表3に取りまとめた。また、クラスタの平均組成を表4に示した。H1100とH1150の熱時効材ともに数 nmサイズのクラスタが確認され、H1150熱時効材ではそのサイズがやや大きく、数密度もわずかに多い傾向であるものの、両者に大きな差異はなかった。クラスタ平均組成もわずかな差は見られるが大きな差ではなかった。スピノーダル分解の進行度は1NNパラメータで0.055および0.057と両者ともに差が明瞭ではなく、スピノーダル分解の硬化への影響は少ないものと考えられた。以上から、320°C×20kh熱時効材の主たる熱時効硬化因子は、前者の熱時効生成物が寄与したことが示唆され、H1100とH1150の320°C×20kh熱時効材の硬さがHV=400とあまり変わらないことも整合する。

表3 解析結果一覧

材料条件	H1150 320°C20kh	H1100 320°C20kh
クラスタ直径 (nm)	3.34(0.53)	3.26(0.52)
クラスタ数密度 (m <sup>3</sup> )	1.04E+24	9.02E+23
スピノーダル1NN	0.055	0.057

( ) 内は標準偏差

表4 クラスタ平均組成(at.%)

	Fe	Cr	Ni	Mn	Mo	Si	C	P	Cu	Nb
H1150 Cuあり	59.65	10.99	19.04	5.27	0.09	3.03	0.01	0.03	1.88	0.01
H1100 Cuあり	59.56	11.52	19.03	5.12	0.10	3.21	0.02	0.04	1.40	0.00

### 3.4 固溶水素量分析結果

図7にH1150熱時効材(320°C×20kh)の水素放出曲線を示す。TDA測定は、水素チャージ時間を0, 2, 4, 6 hとし、それぞれ測定した。図のように、水素チャージ時間が長くなるにつれて、400 K近傍のピークが増大することが分かる。一般に、弱い結合のトラップサイトからの水素の放出は比較的低温の100~200°Cに対応し、いわゆる「拡散性水素」として議論されることが多いが、ここでは水素チャージによって明確に増加が確認された700K以下の吸収量を積算し、水素チャージ時間毎に図8に示した。H1100, H1150ともに、未時効材と熱時効材の水素吸収量を比べると、熱時効前後の水素吸収量に大きな差はなかった。またH1100と

H1150との比較においても、水素吸収量に明確な差はなく、むしろSCC進展速度の遅いH1100の方が若干多い傾向であった。これらの結果から、それらの熱時効生成物が水素のトラップサイトとは関係しないことが示唆された。

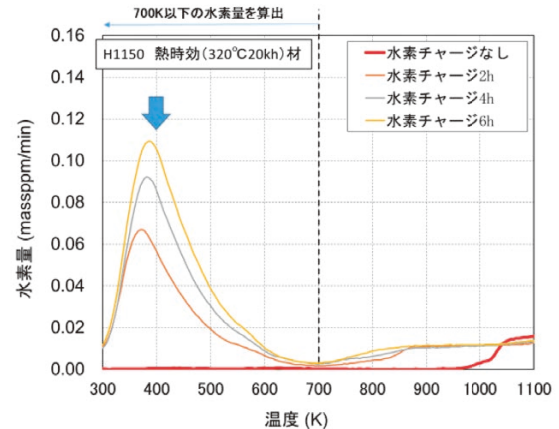


図7 水素吸収量の分析結果例

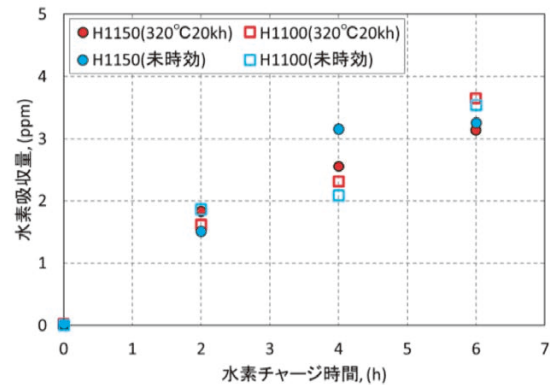


図8 700K 以下の水素吸収量の比較

## 4. 考察

SUS630 (H1100とH1150) 熱時効材 (320°C×20kh) に着目してその微細組織を調べた結果、数 nmサイズのCu-rich相が生成すること、また隣接してG相が生成することが確認された。図9に各種熱時効条件のスピノーダル分解の1NNパラメータを熱時効時間に対してプロットして示した。第一近接分布解析法では、Crについて第一近接間距離を計算して頻度分布を求め、ランダム配置を仮定した分布と差をとった。第一近接分布解析法ではこの差の積分値で1NN (1st nearest neighbor) パラメータの値が定義される。スピノーダ

ル分解が進行すると、頻度分布とランダム分布の差が大きくなり、1NNパラメータも大きくなる。320°C×20kh熱時効材のスピノーダル分解は、図5と6のCrのアトムマップからも濃度変調を示す特徴は明瞭でないが、図9の1NNパラメータにおいても、この熱時効条件のスピノーダル分解の進行は明瞭ではなかった。以上からこの熱時効条件の主たる熱時効硬化因子は数 nmサイズのCu-rich相とG相の生成によるものと考えられる。

400°Cの熱時効硬化因子としては、マルテンサイト相中においても400°Cで5,000 hの熱時効でスピノーダル分解とG相の析出が生じることが、Murayamaらから報告されており<sup>(15)</sup>、本研究でも前報にてH1150の400°Cで3,000 h以上の熱時効条件では、APT分析によりこのスピノーダル分解とG相の生成を確認するとともに、微細なCu-rich相の生成を確認し報告している<sup>(9)(10)</sup>。図9のH1150の400°Cの熱時効条件の1NNパラメータは、320°Cの値よりも明確に大きかった。400°Cの値は、比較のため示したステンレス鋼SCS14Aのフェライト相中の1NNパラメータに比べると小さいもののCrのアトムマップにおいても明瞭なCrの濃度変調が確認されている<sup>(9)</sup>ことから、スピノーダル分解は進行している。したがって、400°Cの熱時効条件においては、スピノーダル分解も熱時効硬化に寄与するものと考えられる。これらの結果から、熱時効条件(熱時効温度、時間)によって各々熱時効析出物の生成量は異なる傾向が見られ、今後SCC挙動および熱時効硬化と微細組織の関係を明瞭にするためには、より詳細な整理が必要と考えられる。

本報告では、熱時効生成物の増加により、水素吸収挙動に何らかの変化を見出すことを意図し、熱時効前後の水素吸収量についても調査したが、熱時効前後で水素チャージ後の水素吸収量に大きな違いは観察されなかった。このことは、前述の微細な熱時効生成物が、水素トラップサイトとは関係しないことを示唆する。一方で、前述のように一部のSUS630の弁棒折損事例において、水素の関与が指摘されている<sup>(6)</sup>。本研究結果が直ちにSCC挙動に及ぼす水素の関与を否定するものではないが、水素脆化機構との関連性を含めてさらなる検討が必要である。

破面形態や既報のSCC進展経路から、SCCは主として旧オーステナイト粒界ではなく、マルテンサイト相粒内を進展し、またラス状組織に対しては、直交方向のものが多い傾向であった<sup>(10)</sup>。したがって、この熱時

効SUS630のSCC進展の増加には、マルテンサイト母相内の微細析出物および硬化が寄与したものと考えられる。しかし、本報告で確認したH1100とH1150の微細析出物の差異は、両者のSCC進展速度の差異を説明するには、十分な差とは言い難い。今後このSCCメカニズム検討のためには、高温水中の酸化挙動や亀裂進展経路などSCC挙動に影響する微細析出物以外の影響因子の検討も必要と考えられる。

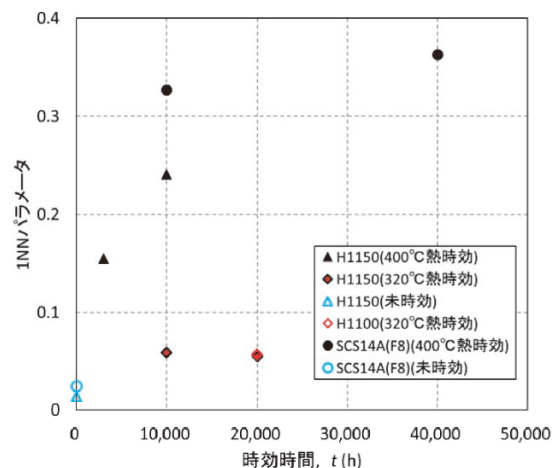


図9 1NNパラメータと時効時間の関係

## 5. 結論

同一熱時効条件で硬さもほぼ同じHV1=400程度のSUS630 (H1100とH1150)の320°C×20kh熱時効材のSCC進展速度に一桁程度差異があったことに着目し、これらの熱時効材の微細組織を詳細に調べ、各々微細組織変化とSCC挙動の関係について検討した。また、吸収水素量についても調べ、微細組織との関係を検討した結果以下の知見を得た。

熱時効により生成した数 nmサイズのCu-rich相と隣接して生成するG相が、硬さとSCC挙動へ影響する可能性が示唆された。スピノーダル分解は、この熱時効条件では顕著ではなく、硬さおよびSCC進展への寄与は少ないものと考えられた。

水素吸収の観点では、それらの熱時効生成物は水素のトラップサイトとは関係しないことが示唆された。

今後、熱時効したSUS630のSCCメカニズム検討のため、高温水中の酸化挙動や亀裂進展経路など、微細析出物以外のSCC影響因子の検討も予定している。



## 謝辞

本研究を遂行するにあたり、各種実験準備や腐食試験等の実施、データ整理や解析のサポートにあたっては、(株)原子力安全システム研究所 材料グループ 村上公治氏、黒崎登氏、小島敦子氏、宮下明子氏による多大な協力があった。この場を借りて謝意を表します。

## 引用文献

- (1) ステンレス鋼便覧, 日刊工業新聞社, p.642, (1976).
- (2) JIS G 4303 (2005), “ステンレス鋼棒”, JIS ハンドブック, 鉄鋼I, p.1099, (2007).
- (3) 17-4PH Stainless steel, Products Data Sheet, AK Steel, (2007).
- (4) A. Olender, J Gorman, C. Marks, G. Ilevbare, “Recent Operating Experience Issues with 17-4PH in LWRs”, Fontevraud 8, (2014).
- (5) B. Yrieix, M. Guttman, “Aging between 300 and 450°C of wrought martensitic 13-17 wt% Cr stainless steels”, Materials Science and Technology, 9, pp.125-134, (1993).
- (6) ニューシア, 報告書番号1988-九州-T007, 登録日2004年3月26日, 更新日2005年7月7日, <http://www.nucia.jp/nucia/kn/KnTroubleView.do?troubleId=1517>
- (7) M. Tsubota, K. Hattori, T. Kaneko, T. Okada, “Effect of Tempering Temperature on SCC Susceptibility of Martensitic Stainless Steels in High Temperature Water”, 4th Int. Conf. of Degradation of Materials in Nuclear Power Systems Water Reactor, pp.9-66-75, (1990).
- (8) 山田卓陽, 寺地巧, 岡本マキエ, 有岡孝司, “SUS630の高温水中のSCC進展挙動”, INSS JOURNAL Vol.24, pp.101-108, (2017).
- (9) 山田卓陽, 寺地巧, 岡本マキエ, 有岡孝司, “SUS630の高温水中のSCC進展挙動(第2報)-熱時効, 温度, 応力の影響”, INSS JOURNAL Vol.25, pp.91-101, (2018).
- (10) 山田卓陽, 寺地巧, 岡本マキエ, 有岡孝司, “SUS630の高温水中SCC挙動に及ぼす長時間熱時効の影響”, INSS JOURNAL Vol.27, pp.187-196, (2020).
- (11) T. Yamada, T. Terachi, T. Miyamoto and K. Arioka, International Congress on Advances in Nuclear Power Plants, ICAPP 2017, 17432, (2017).
- (12) 牧正志, “鉄鋼の相変態—マルテンサイト変態編 I—鉄合金のマルテンサイト変態の特徴—”, まてりあ, p.557, 第54巻, 第11号, (2015).
- (13) M. Kato, Acta Met., 29 (1981) 79.
- (14) 池田裕樹, “高強度マルテンサイト系ステンレス鋼の水素脆化”, Sanyo Technical Report Vol.9 (2002) No.1
- (15) M. Murayama, Y. Katayama and K. Hono, “Microstructural evolution in a 17-4 PH stainless steel after Aging at 400°C”, Metall. Mater. Trans. A. Vol. 30A, pp. 345-353, (1999).