

# 17-4PH ステンレス鋼の析出挙動と二段時効処理

木村 秀途\*

Precipitation Behavior and 2-step Aging of 17-4PH Stainless Steel

Hideto KIMURA

**Synopsis :** The precipitation behavior of 17-4PH stainless steel, aged at 400–900°C for 0.1–4 h, was studied to understand the strengthening effect of mainly Cu and Nb. MC, M<sub>6</sub>C, and Cu-rich phases were identified through the x-ray diffraction of the extracted residue, the measurement of electric resistivity, and TEM observation. Among these, the Cu-rich phase was most finely (around 20 nm) dispersed in the matrix, and was supposed to have a dominating effect to strengthen the steel. The precipitation of Cu-rich phase was considerably rapid to start, showing the nose of a c-curve with a shorter aging condition than 700°C×0.1 h, and the high temperature limit of precipitation being about 700°C.

The Cu-rich phase was supposed to have the largest effect for strengthening at the earlier stage of precipitation, which was clarified using the tempering parameter separating the age hardening and the matrix softening by martensite recovery. A quantitative discussion, based on a morphological study of microstructure, was carried out through the mean free path calculation for dislocation. Also, several combinations of high-temperature and low-temperature aging (2-step aging) was tried for effective age hardening, and conditions for a better-balance of tensile strength, hardness and ductility than the H900 heat treatment in JIS was obtained. The difference between single and double-step aging was discussed.

**Key words:** heat treatment; alloying element; plate; stainless steel; microscopy; precipitation; hardenability.

## 1. 緒言

17%Cr–4%Ni–3%Cu–0.3%Nb ステンレス鋼は、17-4PHの名で知られ、耐食性と強度、韌性を兼ね備えたステンレス鋼として、近年特に、淡水環境で用いる高強度部材への適用が注目されている。日本工業規格では1991年より圧延鋼板の規定に加えられ(G 4304 SUS 630)、ダムの排砂設備向けの耐摩耗用途、河川水門、堰向けの高硬度用途など新規需要も現れた。

この鋼の合金開発は、1944年の米アームコ社による特許出願以前までさかのぼるものの<sup>1)</sup>、厚板としての工業生産には、低延性による耳割れの問題、最適成分の決定など課題が多い。特に添加元素の役割の理解は、析出挙動の把握が前提となるが<sup>2-4)</sup>、マルテンサイトの母相をベースに、Cu系、Nb系析出物での強化が考えられる17-4PHの時効析出挙動について、析出形態を含めて議論した研究例が十分多いとは言えない<sup>5)</sup>。

本文では、17-4PH鋼の成分、熱処理条件最適化の基礎検討を目的とし、加熱温度と時間毎の析出挙動を把握し、析出強化の極大化を目的として二段熱処理条件を策定した結果を述べる。さらに、時効処理の強度向上に与える効果を、析出形態の観察によって検討した結果を報告する。

## 2. 実験方法

### 2.1 供試材

標準材としたのは実験室で溶製した17-4PH鋼であり、この外に、Cuを減量して0~3%とした鋼を準備した。それらの化学成分をTable 1に示す。いずれも真空誘導溶解による溶製、鑄造ののち、1250°Cに加熱して複数パスで熱間圧延し、12 mm厚さとしたのち、1040°C×30分均熱、水冷の溶体化熱処理を施し試験に供した。

### 2.2 加熱温度、時間毎の析出物の同定

供試材について、400~900°Cで0.1~4時間の熱処理を行い、析出物を調査した。それぞれの熱処理材について、10%アセチルアセトン–1%テトラメチルアンモニウムクロライド–メタノールの溶液中で電解抽出を行い、抽出残渣のX線回折を行った。また、Cu-rich相の析出を検出する目的で、各加熱材の電気抵抗測定を行なった。

以上に加え、EDS (Energy Dispersive x-ray Spectroscopy) 機能を備えた透過型電子顕微鏡(TEM)観察によって、析出

Table 1. Chemical compositions. (mass%)

Symbol	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Nb	N	sol.Al
17-4PH	0.014	0.48	0.66	0.024	0.003	4.69	17.1	4.1	0.35	0.014	0.077
0Cu	0.008	0.57	0.49	0.020	0.002	5.97	15.2	0.4	-	0.008	0.088
1.6Cu	0.012	0.50	0.62	0.022	0.003	4.37	16.0	1.6	0.35	0.009	0.126
3Cu	0.012	0.49	0.63	0.024	0.003	4.30	16.0	3.1	0.34	0.008	0.123

Table 2. Identification results of x-ray diffraction for extracted residue.

IDENTIFIED PHASES	ASTM#38-1364	ASTM#35-1375	ASTM#17-128
	NbC	Ni-Cr-Fe(ferrite)	Fe <sub>3</sub> Nb <sub>3</sub> C

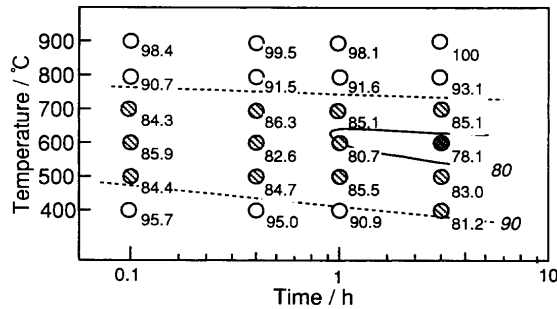


Fig. 1. Summary of electric resistivity of aged 17-4PH steel.

物の確認, 同定を行い, また析出物寸法の測定を透過型電子顕微鏡写真の画像処理によって行った。電子顕微鏡観察用の試料は, 薄膜および抽出レプリカ法で準備した。

### 2.3 熱処理条件と析出強化の検討

熱処理条件と析出強化の関係は, 主としてビッカース硬さとの対応から検討した。一部の条件に関しては, 丸棒試験片を用いた常温の引張試験を行って, 結果を比較した。また, 二段熱処理による析出強化については, 最初の熱処理条件を, 温度 400~480°C ( $T_1$ ), 均熱時間 1~5 時間とし, 二段目の熱処理温度( $T_2$ )をこれより 30~70°C 低く ( $\Delta T = T_1 - T_2$ : 30~70°C), 均熱時間 1~16 時間とした。冷却はすべて水冷とし, 硬さの測定結果から析出強化を評価した。

## 3. 結果

### 3.1 加熱温度, 時間毎の析出物のまとめ

代表的な抽出残渣の X 線回折結果を, Table 2 に示す。マルテンサイト母相の溶解条件で抽出を行ったが, 一部母相中のフェライトの脱落が検出された ( $d$  値 2.03 Å など)。析出物として同定された相は, MC (ASTM#38-1364: NbC) および  $M_6C$  (ASTM#17-128: Fe<sub>3</sub>Nb<sub>3</sub>C) であって, ともに炭化物であるとともに, 本実験範囲ではすべての加熱条件で認められた。X 線回折によって, Cu-rich 相は検出できなかった。この相は Cu ベースの固溶体と考えられ, 電解抽出に際して残渣として補集できなかったが, 析出時に大きな電気抵抗低下が認められるため, この測定結果からの簡便な析出の検出を検討した。17-4PH 鋼における各熱処理条件での比抵抗の測定結果を Fig. 1 に示す。

溶体化熱処理状態での比抵抗測定値 ( $104 \mu\Omega \cdot \text{cm}$ ), 比重 ( $7.9 \text{ g/cm}^3$ ), 銅の比抵抗値 ( $1.7 \mu\Omega \cdot \text{cm}$ ), 比重 ( $9.0 \text{ g/cm}^3$ ) から, 添加された Cu のうち 3.6% (体積率 3.2%) が析出すると仮定すると, Cu の固溶解消分で  $8.3 \mu\Omega \cdot \text{cm}$ , 第二相としての Cu-rich 相形成分で  $2.3 \mu\Omega \cdot \text{cm}$ , 計  $11 \mu\Omega \cdot \text{cm}$  の比抵

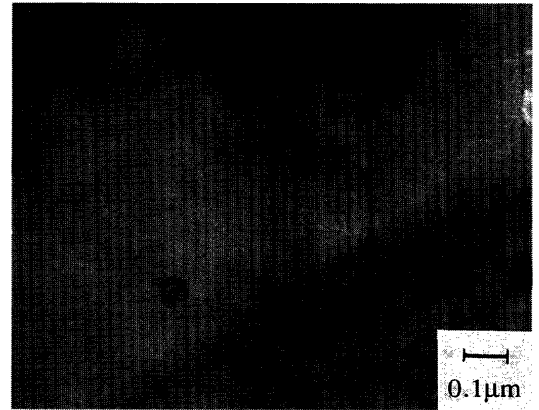


Fig. 2. Transmission electron micrograph of MC in 400°C×0.5 h aged 17-4PH steel (thin foil).

抗低下が見積もられる<sup>6)</sup>。

600°C×4 時間の加熱条件では, Cu-rich 相のオストワルド成長が観察されるが, 析出量の増加はほぼ飽和していると考え, 600°C×4 時間の比抵抗の実測値  $78 \mu\Omega \cdot \text{cm}$  に上記  $11 \mu\Omega \cdot \text{cm}$  を加えた,  $89 \mu\Omega \cdot \text{cm}$  の位置で, 図中に示す破線を描いた。ただし, Cu-rich 相析出以外の析出, および母相の転位密度の変化が同時に比抵抗低下に寄与している可能性があるため, 上記破線を, 最も遅く見積もった Cu-rich 相析出開始曲線と考えた。Fig. 2 は 400°C×0.5 時間時効材, 即ち破線の外の時効条件での透過型電子顕微鏡観察の結果であるが, 球状に MC 型炭化物の析出のみ認められ, Cu-rich 相は認められない。電子顕微鏡観察できない微小な析出の開始は有りうるが, 上記の遅く見積もった Cu-rich 相析出開始曲線 (破線) は透過型電子顕微鏡観察の結果と良く対応した。

薄膜 TEM による MC 型炭化物と Cu-rich 相の観察結果を, Fig. 3 (加熱: 600°C×4 時間) に示す。母相中に小球状ないし塊状の灰色に観察されるものが Cu-rich 相であり, その平均寸法は 22 nm と測定される。寸法上はこれらに近く, 白く抜けて観察されるものは, 薄膜作成段階で表面近くに存在する Cu-rich 相が, 脱落した穴であると考えられる。このような白抜き状の穴は, 他の Cu 含有合金の薄膜においても報告されている<sup>6-8)</sup>。Fig. 3(b) の比較的大型の球状粒子は MC 型炭化物である。MC の析出寸法は 100 nm 以上と大きい。Fig. 3(c) は Fig. 3(a) における Cu-rich 相に当てて測定した EDS 解析結果であるが, 母相の影響を含めて測定されているため, Cu 測定値は母相平均値 (4.1%) の約 2.5 倍にとどまっている。

また, 抽出レプリカ法によって, Fig. 4, Fig. 5 に示すように, 主に MC の観察を実施した。Fig. 4 は溶体化処理まま材に観察された MC 型炭化物であり, 200 nm を超える大型の球状もしくは塊状の未固溶炭化物である。一方, Fig. 5 中の 100 nm ほどの方形~球形析出物も, 制限視野電子線回折の指数付け結果を Fig. 6(a) に示すように, 格子定数

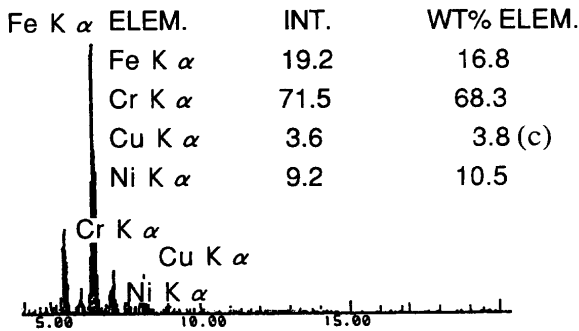
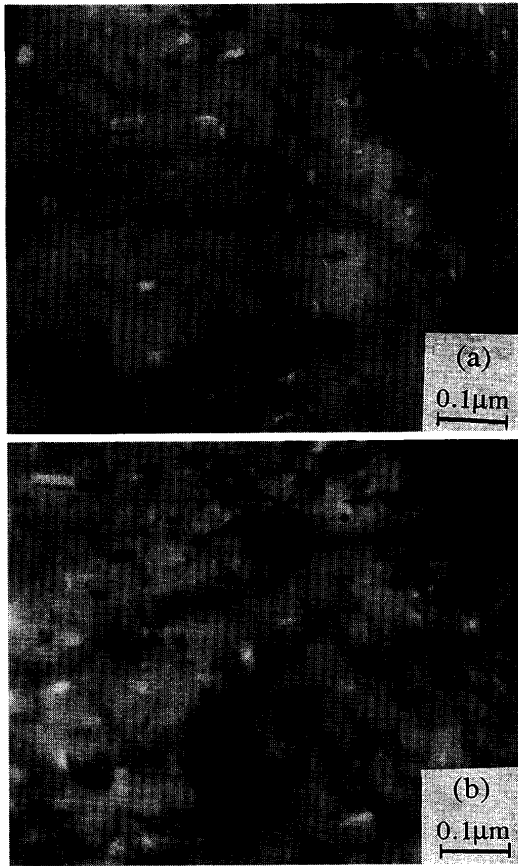


Fig. 3. Transmission electron micrograph of precipitates in 600°C×4 h aged 17-4PH steel (thin foil).  
 (a) Intragranular Cu-rich phase  
 (b) Cu-rich phase+NbC (spherical)  
 (c) EDX analysis (matrix+Cu-rich phase).

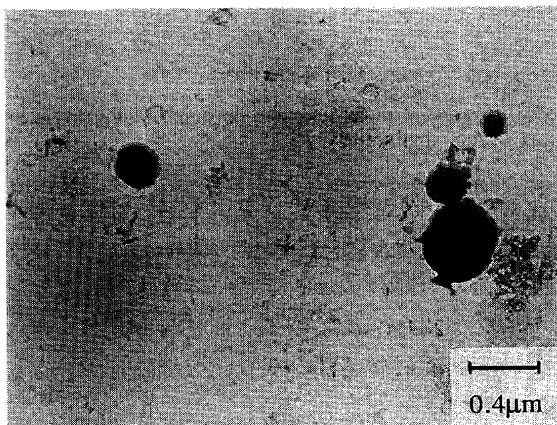


Fig. 4. Transmission electron micrograph of insoluble MC in solution treated 17-4PH steel (extracted replica).

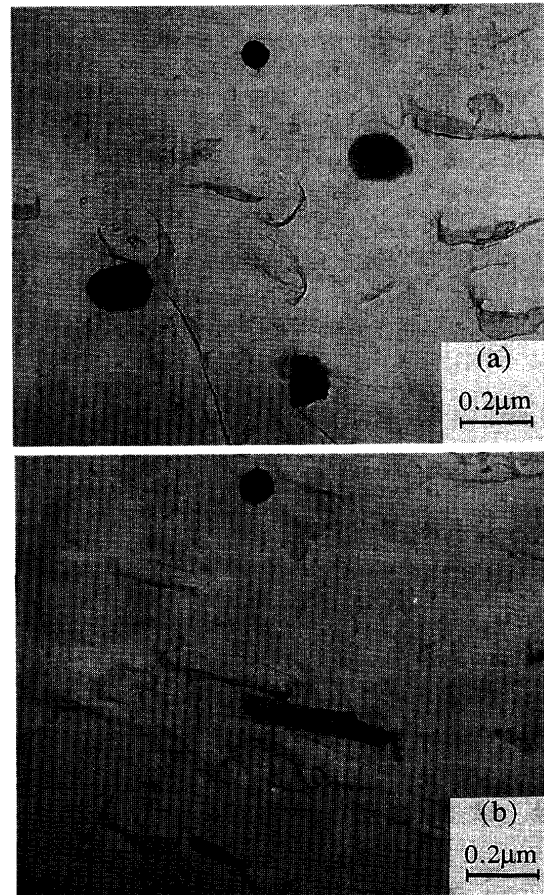


Fig. 5. Transmission electron micrograph of precipitates in 600°C×4 h aged 17-4PH steel (extracted replica).  
 (a) Intragranular NbC  
 (b) Intragranular NbC and rod-like phase

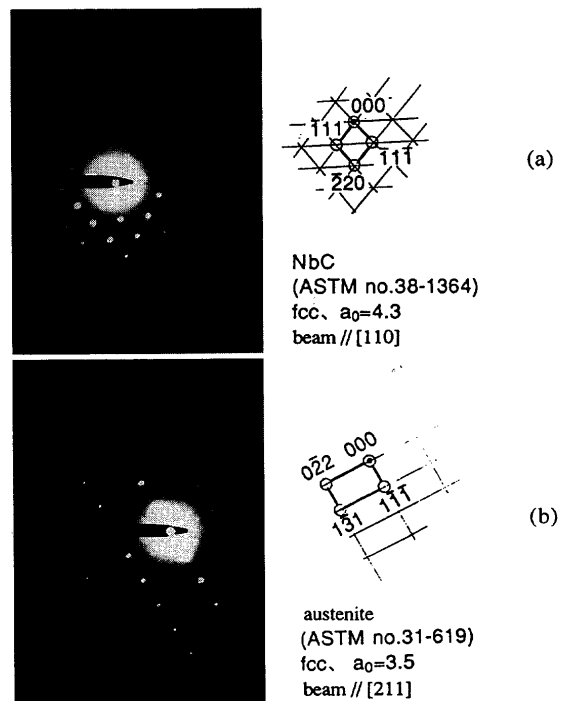


Fig. 6. Selected area electron diffraction of precipitates in Fig. 5.  
 (a) Spherical phase  
 (b) Rod-like phase

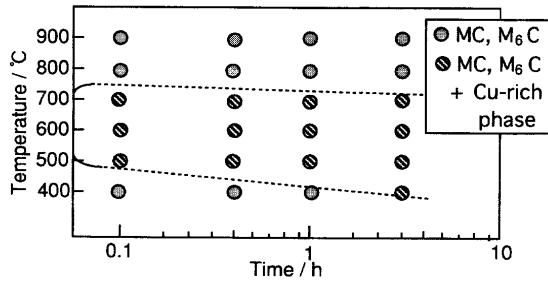


Fig. 7. Summary of the identified phases in aged 17-4PH steel.

$a_0=0.43$  nmのMC型炭化物であった。一部Fig. 5(b)に認められる長い相は、Fig. 6(b)の同定結果のようにオーステナイトであり、母相の一部として抽出された残留オーステナイトと考えられる。

以上の同定結果は、Fig. 7のように集約できる。析出相のうちMC、 $M_6C$ はすべての加熱条件で認められ、析出C曲線は求められなかった。またCu-rich相は、遅く見積ったCu-rich相析出開始曲線として記載したが、透過型電子顕微鏡観察の結果とは良く対応し、析出上限温度700°C、析出のノーズは700°C×0.1時間より短時間側にあった。

3.2 Cu添加量、時効条件と硬さ変化

時効条件毎の硬さ測定結果は主として、加熱による析出強化と、マルテンサイトの回復の効果が複合したものと考えられるので、これらを同時に考慮するため、焼戻しパラメータ  $T.P.$  (Tempering Parameter, (1)式) による整理を考える<sup>9)</sup>。

$$T.P. = T(c + \log t) \dots\dots\dots (1)$$

ここで  $T$  は温度(K),  $t$  は時間(h)である。定数  $c$  については  $c=20$  とした。Cu無添加材~4.1% Cu材の時効条件とビッカース硬さの関係を、 $T.P.$  で整理して図示した結果が、Fig. 8である。Cu無添加材の示す曲線はマルテンサイトの回復に対応しており、これとの差が各Cu添加材の析出強化に対応すると考えられ、析出強化の程度は最初  $T.P.$  とともに増加し、ピークを経て減少に転ずることがわかる。Cu添加量が多いほど、ピーク硬さは大きく、しかも小さい  $T.P.$  でピークに至る傾向が認められる。

3.3 二段時効と機械的性質

試行した二段時効の条件と、このときの  $T.P.$  値、得られたビッカース硬さを、4.1%Cu材について一覧表にしてTable 3に示す。ただし、二段時効材の  $T.P.$  値の計算は、一段目の時効条件を二段目の時効時間に  $T.P.$  値が等価になるように揃え、時間を加算して計算した。 $\Delta T=30^\circ C$  の付近で硬さ上昇が最も大きい傾向があるが、焼戻しパラメータ整理によれば、Fig. 9に示すように、 $T.P.=14000\sim 15000$  付近でHVは極大となることがわかる。また、一段熱処理では加熱の温度、時間条件の種々の変化に応じ、硬さ変化は図中の実線上を移動するが、二段熱処理の条件のなかには、

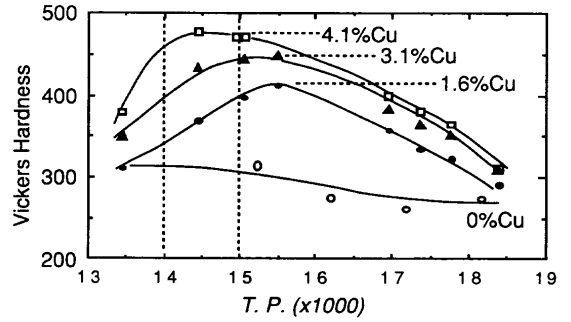


Fig. 8. Tempering parameter dependence of hardness after aging.

Table 3. Aging condition, tempering parameter ( $T.P.$ ) and hardness after aging (4.1% Cu steel).

Solution Treatment	step 1	$T_1 - T_2$	step 2	$T.P. (\times 1000)$	HV
1040°C×0.5h	620°C×4h	-	-	18.40	311
	590°C×4h	-	-	17.78	364
	570°C×4h	-	-	17.37	380
	550°C×4h	-	-	16.96	398
	480°C×1h	-	-	15.06	470
	30°C	450°C×4h	15.21	485	
	50°C	430°C×4h	15.10	484	
	50°C	430°C×8h	15.14	481	
	50°C	430°C×16h	15.20	472	
	480°C×4h	-	-	15.51	475
	450°C×1h	-	-	14.46	476
	30°C	420°C×1h	14.50	495	
	30°C	420°C×4h	14.59	496	
	30°C	420°C×8h	14.68	494	
50°C	400°C×4h	14.50	480		
70°C	380°C×4h	14.47	482		
70°C	380°C×8h	14.48	470		
70°C	380°C×16h	14.49	469		
450°C×5h	-	-	14.97	470	
400°C×1h	-	-	13.46	378	
30°C	370°C×4h	13.57	407		
50°C	420°C×4h	13.49	390		

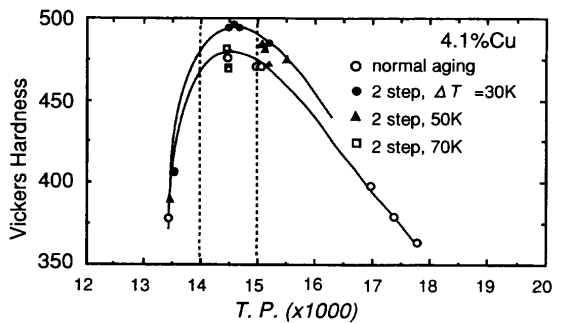


Fig. 9. Tempering parameter dependence of hardness after aging for several  $\Delta T$ .

ソリッドのデータ点で示すようなより高い硬度が得られるものがある。すなわち、 $\Delta T=30^\circ C$  の時、二段熱処理における硬さのピーク値は約490で、一段熱処理におけるピーク値よりHV:20以上高い。

試行した二段熱処理条件のうち、

Cu量：4.1%，加熱条件：450°C×1時間→420°C×4時間（「条件\*」とする）

Table 4. Comparison of mechanical properties after JIS H900 and 2-step\* heat treatment.

Heat Treatment	Tensile Properties				Vickers Hardness
	0.2XPS	TS	EL	RA	
JIS H900 : 480°C×1h	1231 MPa	1355 MPa	17%	47%	453
2-step* : 450°C×1h→420°C×4h	1332	1469	17	49	496

で最も高い硬さ(HV:496)が得られた。

この条件について、実用的な試験用延板サイズでの時効処理と引張試験、硬さ試験を行い、JIS H900材との機械的性質の差を比較した。結果を Table 4 に示す。

JIS 規定の熱処理中、H900 (480°C×1時間) は最大の強度を得る熱処理であるが、Table 4 によれば、上記二段熱処理(\*)は H900 より 100 MPa 以上高い破断強さが得られ、しかも延性は H900 と同等である。

## 4. 考察

### 4.1 析出物の強化への寄与

本鋼の析出物は、主に炭化物と Cu-rich 相であるが、転位の移動への抵抗の差については、Cu-rich 相も、母相との整合性を喪失した後は、固有の変形抵抗によって、変形しない粒子と同様に  $\sigma_p \propto 1/\lambda$  型の強化作用を持つと考える (転位が粒子を迂回するのに要する応力  $\sigma_p$ 、平均自由行程  $\lambda$ )。また、炭化物では、母相との格子の整合性を有しない粒子の、Orowan<sup>10)</sup>型の転位ピンニングによる強化機構が働くと考え、炭化物、Cu-rich 相のいずれの場合であっても、非整合析出を前提に、一律に  $\sigma_p \propto 1/\lambda$  型の整理をすることが可能であると考えられる。これに基づき、本鋼で MC 炭化物、Cu-rich 相がそれぞれ単独で析出したと仮定した場合の分散強化への析出物の寄与を比較する。MC はほぼ全量が粒界析出すると考えられ<sup>11)</sup>、析出強化には寄与しないと考える。

析出相の母相との格子整合性については臨界寸法があり、Brown<sup>12)</sup>らが検討しているように、整合/非整合の臨界寸法  $d_c$ 、格子 misfit のトータル  $\epsilon$ 、転位のバーガスベクトルの長さ  $|\mathbf{b}|$  の間に (2) 式の関係がある。これから MC 炭化物、Cu-rich 相について算出すると、

$$d_c = |\mathbf{b}| / \epsilon \dots \dots \dots (2)$$

MC 炭化物:  $d_c = 2.4$  (nm)

Cu-rich 相:  $d_c = 8.4$  (nm)

ただし析出物と母相の結晶方位関係として、MC では Baker/Nutting の方位関係<sup>13,14)</sup>、Cu-rich では

$$(0, 1, 1)_\alpha // (1, 1, -4)_{\text{Cu}}$$

$$[1, -1, 1]_\alpha // [-1, 1, 0]_{\text{Cu}}$$

なる方位関係<sup>15)</sup>をとるとした。

析出相の 600°C×(0.5~4)時間までの加熱材における粒子

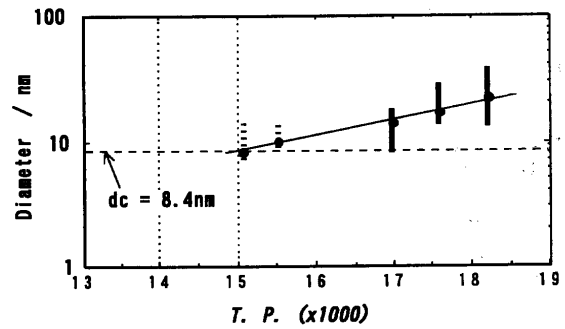


Fig. 10. Tempering parameter dependence of precipitation diameter of Cu-rich phase.

寸法は、MC 炭化物で 80~200 nm、Cu-rich 相で 12~30 nm であり、すべて上記  $d_c$  より大きく、母相との整合性はすでに失われていると考えられる。

そこで、析出相の平均スペーシングから強化の比を算出する。Fig. 3 と同条件の 600°C×4時間加熱材においては、TEM 写真の画像処理により平均の粒子直径は MC 炭化物で 120 nm、Cu-rich 相で 56.7 nm と求められた。また、熱力学データベース Thermo-calc<sup>16)</sup>を用いて計算した平衡状態での MC、Cu-rich 相の体積率  $f$  は、 $f_{\text{Cu}} = 0.0229$ 、 $f_{\text{MC}} = 0.0015$  (Table 1, 17-4PH 成分前提) であることから、平均スペーシングは (3) 式によって以下のように求められる。

$$\lambda = d(1-f^{1/3})/f^{1/3} \dots \dots \dots (3)$$

$$\lambda_{\text{Cu}} = d_{\text{Cu}}(1-f_{\text{Cu}}^{1/3})/f_{\text{Cu}}^{1/3} = 56.7 \text{ (nm)} \dots \dots \dots (4)$$

$$\lambda_{\text{MC}} = d_{\text{MC}}(1-f_{\text{MC}}^{1/3})/f_{\text{MC}}^{1/3} = 976 \text{ (nm)} \dots \dots \dots (5)$$

析出物の変形抵抗増加に対する寄与分は、スペーシングの逆数に比例することから、MC、Cu-rich 相の寄与は、

$$\Delta\sigma_{\text{Cu}} : \Delta\sigma_{\text{MC}} = 1/\lambda_{\text{Cu}} : 1/\lambda_{\text{MC}} = 16.4 : 1 \dots \dots \dots (6)$$

となる。すなわち、Cu-rich 相の寄与分は炭化物の 16 倍程度あると考えられる。

以上は主に 600°C の時効条件において議論したが、17-4PH 鋼が最も高い硬さを示す 480~550°C 付近の時効条件では、MC の分布状態が 600°C と同等、Cu-rich 相はより微細であることから、両者の強化への寄与の比は (6) 式よりもさらに大きくなることが考えられる。

### 4.2 粒子寸法と強化作用

前項の議論を受け、主たる析出強化因子の Cu-rich 相についてさらに検討する。

いくつかの加熱条件での TEM 写真の画像処理により、平均の寸法を測定して T.P. に対して整理したものを Fig. 10 に示す。ただし  $T.P. \leq 16000$  のような析出初期の段階では、Cu-rich 相は TEM におけるコントラストが微弱で、寸法測定の精度は良くない。しかし、前項で求めた  $d_c = 8.4$  (nm) になる条件は  $T.P. = 15000$  の付近と見られ、3.5 で述べたように、 $T.P. = 14000 \sim 15000$  付近で HV が極大となることと良

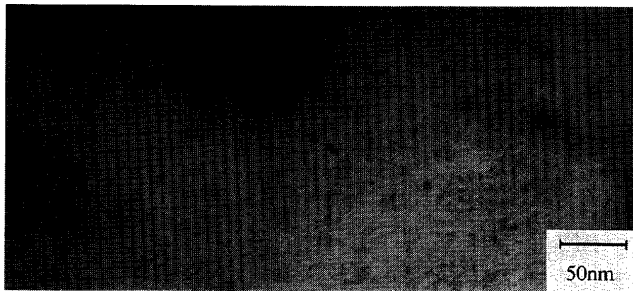


Fig. 11. Transmission electron micrograph of Cu-rich phase in 17-4PH steel step-aged at the condition with  $\Delta T=150^\circ\text{C}$  in Table 4 (thin foil).

Table 5. 2-step aging condition with varying  $\Delta T$  and constant tempering parameter.

S. T.	Step 1	$\Delta T$	Step 2	T. P.	HV
1040°C×0.5h	570°C×8s	150°C	420°C×100h	15.28×10 <sup>3</sup>	471
	480°C×12min	60°C	420°C×100h	15.27×10 <sup>3</sup>	497
	450°C×1h	30°C	420°C×100h	15.27×10 <sup>3</sup>	495
	420°C×113h	0°C	-	15.28×10 <sup>3</sup>	512

好な対応を示している。これは、Cu-rich相の析出寸法が、整合限界の付近で misfit strain が極大となることに対応すると考えられる。

さらに、二段加熱に関する考察のため、Table 5 に示すように  $\Delta T$  を  $0^\circ\text{C}\sim 150^\circ\text{C}$  に変化させ、T.P. を約 15300 に揃えた四種類の二段加熱を試行し、硬さ測定を行った。

硬さは  $\Delta T$  が小さいほど大きくなる傾向があった。T.P. 整理において、T.P. が約 15000 以降は過時効領域であり、これら四条件はすべて T.P. の増加と共に硬さの低下する領域にある筈であるが、T.P. が一定であっても、 $\Delta T$  が大きいほど早く時効が進行し、硬さが低下する傾向があることがわかる。Table 5 の条件中唯一、わずかな Cu-rich 相の像が現れた  $\Delta T=150^\circ\text{C}$  の時効材の TEM 組織を Fig. 11 に示す。これ以外の時効条件ではいずれも、Cu-rich 相は認められなかった。すなわち、T.P. が同じであっても、一段目に高温加熱を挿入した時効条件の方が、サイト決定を含む析出の初期過程が早く進むことがわかり、二段時効の利点の一つに時効処理の効率化があると考えられる。これに加え、二段目の時効を低温で行うことにより、サイトの結合によるサイト数の減少が相対的に抑制されるものと考えられる。これらの理由によって、二段時効でより大きな強化がもたらされると考えられる。

## 5. 結言

近年特に、淡水環境の高強度部材への適用等で注目されている 17%Cr-4%Ni-3%Cu-0.3%Nb 鋼について、加熱時間、温度毎の析出物調査を通じた析出挙動の把握と時効熱処理の強度向上に与える効果を検討した。

(1) 時効後の析出物として、炭化物(MC,  $M_6C$ )、Cu-rich 相が認められた。

(2) 上記のうち、Cu-rich 相の析出が最も微細で、 $600^\circ\text{C}\times(0.5\sim 4)$ 時間までの加熱材で寸法は約 30 nm 以下であり、強化作用は最も大であると考えられた。

(3) 焼戻しパラメータで整理することによって、マルテンサイト母相の回復と析出強化作用を同時に評価することができた。これによると、4.1%Cu 材では T.P. (焼戻しパラメータ)=14500 付近で最大の時効硬化が認められた(HV: 475)。

(4) 二段時効材には、T.P. のみでは整理しきれない条件があり、例えば条件:  $450^\circ\text{C}\times 1$ 時間  $\rightarrow 420^\circ\text{C}\times 4$ 時間の時効後の硬さは、一段時効の最高到達値より 20 高い、HV: 496 が得られた。二段時効を行うと、一段目の高温時効で析出の初期段階が速やかに進行し、二段目の低温時効で析出サイト数の減少が相対的に抑制されると考察した。

## 文 献

- 1) U.S. Patent no. 2, 482, 096-2, 482, 098 (1944/1949).
- 2) Y. Imai and T. Mashimoto: *Bull. Jpn. Inst. Met.*, **3** (1964), 581.
- 3) K. Shinmochi, K. Hirose and S. Yamamoto: *Res. Rep. Matsue Tech. College, Natural Sci. and Eng.*, no. 14, (1979), 31.
- 4) C. R. Aita, R. J. Lad and A. J. Purdes: *Scr. Metall.*, **13** (1979), 771.
- 5) B. Soyulu R. W. K. Honeycombe: *Phase Transform.* '87, (1988), 135.
- 6) H. Kimura and Y. Minami: *Proc. Int. Conf. on Creep, JSME, Tokyo*, (1986), 211.
- 7) H. Senba, M. Igarashi and Y. Sawaragi: *CAMP-ISIJ*, **9** (1996), 570.
- 8) Y. Sawaragi, N. Otsuka, K. Ogawa, A. Natori and S. Yamamoto: *Sumitomo Met.*, **46** (1994), 27.
- 9) T. Nishimura: *Tetsu-to-Hagané*, **53** (1967) Feb., 116.
- 10) E. Orowan: *Dislocation in Metals*, AIME, (1954), 128.
- 11) Y. Minami, H. Kimura and Y. Ihara: *Mater. Sci. Technol.*, **2** (1986), 795.
- 12) L. Brown and R. Ham: *Strengthening Methods in Crystals*, Appl. Sci. London, (1971), 12.
- 13) M. Tanino and K. Aoki: *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, **8** (1968), 337.
- 14) R. G. Baker and J. Nutting: *Iron Steel Inst. Special Report*, no. 64, (1959), 1.
- 15) P. J. Othen, M. L. Jenkins and G. D. W. Smith: *Philos. Mag. A*, **70** (1994), 1.
- 16) B. Sundman and J. Ågren: *J. Phys. Chem. Solids.*, **42** (1981), 127.