

p. 366~367

- 2) 塚本, 細江: 日本材料試験協会第10期総会学術講演会前刷 p. 117~118
- 3) 塚本, 川崎, 細江: 鉄と鋼, 47 (1961) 3, p. 371~372
- 4) 桜井, 川崎: 日本機械学会論文集, 24 (1958) 143, p. 532

(105) γ' 析出型耐熱合金の時効処理による析出過程について

(γ' 析出型耐熱合金の系統的研究—II)

日本冶金工業川崎製造所 加藤 正一

On the Precipitation Process during Aging of Gamma-Prime Precipitated Heat-Resisting Alloys.

(Systematic studies on gamma-prime precipitated heat-resisting alloys—II)

Shoichi KATOH

I. 結 言

第1報¹⁾においては、 γ' 析出型耐熱合金の高温特性におよぼす基質組成の影響と題して、Ni基合金からFe基オーステナイト系合金にいたるまでFe, Coを単独および複合添加し、基質組成を変化させた各種合金にTi, Al いづれも2%一定量添加した場合の析出硬化特性と高温強度特性の関係と、1,000h時効処理材の析出挙動についての2, 3の観測結果について報告した。その際Fe基合金にCoを10, 20%と加えると、高温強度に害をおよぼす β 相なる新たな析出相を認め、その他基質と析出相との間に高温強度に関係すると思われる興味ある事柄を認めたので、今回は、なおこれら諸現象を詳細に調査する目的で、時効処理による析出過程を追究した。

II. 試料と実験方法

試料は前報¹⁾で報告したものと同一のもので、その化学組成はTable 1に示す。これら各試料は、いづれも15mm ϕ ×60mmおよび15mm ϕ ×10mmの試片を用いて、1180°C, 2h水冷後、732および815°Cの二温度にて、4, 32, 128, 512および1024h時効処理を行なった。これらの試料のうち15mm ϕ ×60mmの試片では、いづれもa) 10% H₃PO₄水溶液、電流密度0.5~1.0mA/cm², 電解時間、約72h, b) 5% HCl+1%ピクリン酸アルコール溶液、電流密度15~20mA/cm², 電解時間、約24h, の2種の抽出条件にて得られた残渣を用いて析出相の同定を行ない、また10% H₃PO₄水溶液の抽出残渣のみを用いて、 γ' 相の格子常数の測定と微量化学分析による γ' 相の組成変化などについても調査した。また15mm ϕ +10mm試片では、X線回折による基質格子常数を測定し、電子顕微鏡により組織変化および γ' 粒子の生長性などについて観察した。

III. 実験結果

実験結果は、いづれの項目についても組織変化の顕著な815°C時効処理の場合のみ要点をしぼって示すとつぎのごとくである。

(1) 析出相の同定

各試料の時効に伴う析出相の同定結果はTable 2に示す。すなわちFeを含まぬCoF0, C1F0およびC2F0は、いづれも時効初期からMC, M₂₃C₆および γ' 相の各相を析出しているが、1,000h後にはM₇C₃が認められる。しかしFe含有量の増加とともに、各系列ともM₇C₃は消え、Feを多量に含むCoF5, C1F5およびC2F4では β 相および σ 相が認められる。しかもCoを含まぬCoF5は1,000h時効処理後においても γ' 相と β 相と共存しているが、Coを10, 20%と加え

Table 1. Chemical composition of alloys studied. (%)

Alloy marks	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Co	Fe	Ti	Al
CoF0	0.052	0.49	0.85	0.007	0.010	16.70	77.05	—	0.86	1.83	1.95
CoF2	0.075	0.53	1.02	0.011	0.010	16.50	60.00	—	19.33	1.94	1.83
CoF4	0.063	1.16	0.92	0.004	0.012	16.21	35.41	—	42.10	1.90	1.95
CoF5	0.059	0.68	1.18	0.011	0.007	16.20	25.11	—	51.80	2.36	2.12
C1F0	0.057	0.52	1.12	0.007	0.010	16.43	67.80	10.12	0.70	1.84	1.68
C1F1	0.064	0.59	1.26	0.007	0.007	15.25	59.41	9.75	9.90	2.05	2.16
C1F3	0.052	0.79	1.32	0.012	0.010	16.27	40.85	9.88	26.60	2.35	2.20
C1F5	0.065	0.76	1.19	0.011	0.007	16.52	21.03	9.90	46.00	1.98	1.90
C2F0	0.057	0.49	1.43	0.009	0.010	16.17	56.80	19.65	1.90	2.13	1.94
C2F2	0.060	0.66	1.24	0.012	0.010	16.42	37.75	18.50	21.00	1.95	2.05
C2F4	0.061	0.78	1.25	0.012	0.007	16.36	20.80	19.44	37.10	1.95	2.20

Table 2. Change of phases distinguished in specimens after aging treatment at 815°C.

Alloy marks	4 h	128 h	1024 h
C0F0	M(N _C), M(C _N), γ'	M(N _C), M ₂₃ C ₆ , γ'	M(N _C), M(C _N), M ₂₃ C ₆ , M ₇ C ₃ , γ'
C0F2	M(C _N), M(C _N), M ₂₃ C ₆ , γ'	M(N _C), M(C _N), M ₂₃ C ₆ , γ'	M(C _N), M ₂₃ C ₆ , γ'
C0F4	M(C _N), γ'	M(N _C), M(C _N), M ₂₃ C ₆ , γ'	M(N _C), M(C _N), M ₂₃ C ₆ , γ' , σ
C0F5	M(N _C), M(C _N), γ'	M(N _C), M(C _N), γ' (β)	M(N _C), M(C _N), γ' , σ , β
C1F0	MN, M(N _C), M ₂₃ C ₆ , γ'	M(N _C), M ₂₃ C ₆ , γ'	M(C _N), M ₂₃ C ₆ , M ₇ C ₃ , γ'
C1F1	M(N _C), M(C _N), M ₂₃ C ₆ , γ'	M(N _C), M(C _N), M ₂₃ C ₆ , γ'	M(C _N), M ₂₃ C ₆ , γ'
C1F3	M(N _C), M(C _N), M ₂₃ C ₆ , γ'	M(N _C), M(C _N), M ₂₃ C ₆ , γ'	M(N _C), M(C _N), γ' , σ
C1F5	M(N _C), M(C _N), γ' , β	M(N _C), M(C _N), γ' , β	M(N _C), M(C _N), σ , β
C2F0	M(N _C), M(C _N), M ₂₃ C ₆ , γ'	M(N _C), M(C _N), M ₂₃ C ₆ , γ'	M(N _C), M(C _N), M ₂₃ C ₆ , M ₇ C ₃ , γ'
C2F2	M(N _C), M(C _N), M ₂₃ C ₆ , γ'	M(N _C), M(C _N), M ₂₃ C ₆ , γ'	M(N _C), M(C _N), γ' , σ
C2F4	M(N _C), M(C _N), γ' , β	M(N _C), M(C _N), γ' , β	M(C _N), σ , β

Note; M(N_C)=N rich M(CN), M(C_N)=C rich M(CN)

た C1F5 および C2F4 では 128 h 時効までは前者と同様であるが、1000 h 後においては β 相のみとなる。このことから Fe 基合金に Co を加えることは、 γ' 相の析出をおさえて、 β 相の析出を助長する結果となる。したがってこれらの場合の最終安定相は β 相であろうと考えられる。この β 相は CsCl 型の body-center cubic で、格子常数約 2.92 Å で NiAl の Ni に Co または Fe, Co, Al に Ti が固溶したものと推定される。

(2) 基質格子常数の変化

Fig. 1 は時効に伴う基質格子常数の変化を示したものである。固溶処理後の格子常数は、各系列ともに Fe 含有量の増加とともに増大するが、Co 含有量が増加し

ても、あまり変化は認められない。時効に伴う基質格子常数は、 γ' 相の析出が認められている試料は、いずれも 1,000 h 後までほとんど変化を示さない。しかし β 相の認められた試料は、いずれもいちじるしい格子常数の低下を示している。

(3) γ' 相および β 相の格子常数の変化

Fig. 2 は時効に伴う γ' 相および β 相の格子常数の変化を示す。 γ' 相の格子常数も、各系列ともに Fe 含有量の多くなるにしたがって、その値は増加するが、各試料とも時効に伴って、その値はほとんど変化しない。しかし Fe を含まぬ C0F0, C1F0 および C2F0

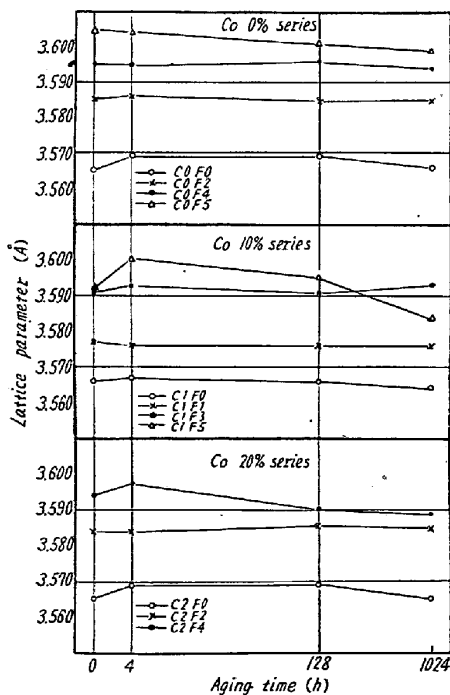


Fig. 1. Change of matrix's lattice parameters after aging treatment at 815°C.

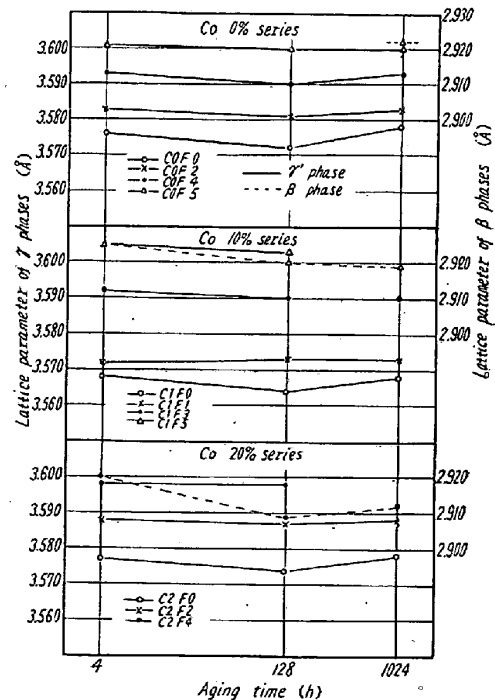


Fig. 2. Change of lattice parameters of γ' phase and β phase after aging treatment at 815°C.

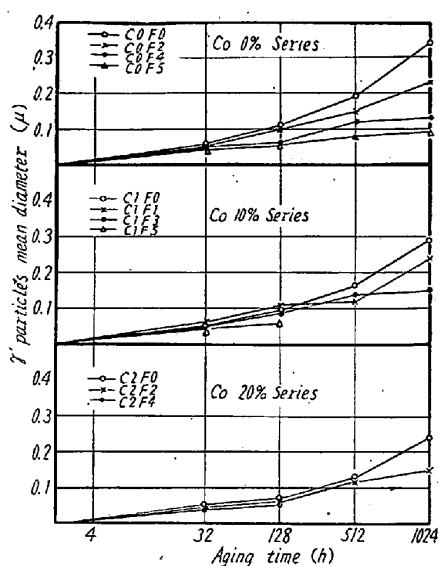


Fig. 3. Change of γ' particle sizes after aging treatment at 815°C.

の3試料のみが、1,000 h 後において、ほんのわずか増加しているようにも見受けられる。一方 β 相の認められた試料のみ、その格子常数も測定したが、その値は時効時間とともに低下の傾向が認められる。

(4) γ' 相粒子の生長性

Fig. 3 は 1,000 h までの時効処理過程において認められた γ' 相粒子の大きさを測定した結果である。認められた γ' 相は、いずれもほぼ丸い形状であるので、任意に約 100 個の直径を測定した平均値を示す。いずれの γ' 相も時効処理時間の増加とともに、その粒子は生長するが各系列とも Fe 含有量の増加とともに粒子の生長性は遅れる。

また Fe を含まぬ C0F0, C1F0 および C2F0 についても同様 Co 含有量の増加とともに γ' 相の生長性は、やや遅れるように見受けられる。

以上の他に電子顕微鏡組織および γ' 相組成の時効に伴う変化などを加え、時効処理による析出過程について詳細に報告する予定である。

文 献

- 1) 横田, 深瀬, 加藤: 鉄と鋼, 47 (1961) No. 3, p. 411

(106) 蒸気タービン軸用Cr-Mo-V鋼のクリープラプチャー強度におよぼす焼戻温度の影響

(蒸気タービン軸用 Cr-Mo-V鋼の高温強度に関する研究-I)

日本製鋼所室蘭製作所

工博 渡辺十郎・本間亮介・熊田有宏

Effect of Tempering Temperature on the Creep Rupture Strength of a Cr-Mo-V Steel for Steam Turbine Shafts. (Studies on the high-temperature strength of a Cr-Mo-V steel for steam turbine shafts - I)

Dr. Juroh WATANABE, Ryōsuke HOMMA and Yukoh KUMADA

I. 緒 言

発電機の単機容量の増大にともなつて、使用される軸材も大型となる一方、運転効率の向上のために蒸気温度も漸次上昇する傾向にある。したがつて、高温強度の秀れた大型軸材の開発が要求されているが、現在、高圧および中圧大型軸車材として一般に使用されている鋼種は Cr-Mo-V 鋼であり、そのクリープラプチャー性質を知ることが軸材の改善および開発に役立つことと考えられる。このため、数本の Cr-Mo-V 大型軸材についてクリープラプチャー試験を行なつたが、この試験結果は Fig. 1 に示すごとくで、そのクリープラプチャー強度にはかなりの巾が認められる。しかし、これらの軸材はすべて同一過程で製造されたものであり、その諸機械的性質も従来の規格に合格しているものである。このように master rupture curve で示されたクリープラプチャー

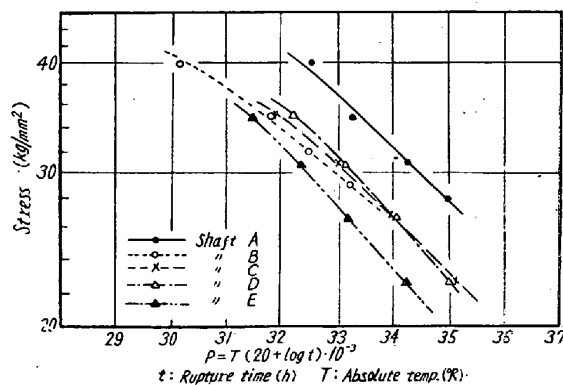


Fig. 1. Master rupture curves of Cr-Mo-V steam turbine shafts.