タービン軸用鋼材の熱膨張率および 炭化物におよぼす熱処理の影響*

徳 田 昭**

Akira Tokuda : The Influence of Heat Treatment on the Thermal Expansion Coefficient and Carbides of Steel for Turbine Shafts. (Studies on the Reversible Deflection of Turbine Shaft, 1st Report). In this first report about a series of studies of the cause for reversible deflection of turbine shafts and generator-rotor shafts appearing in heat-indication tests, the author examined the influences of heat treatment on the thermal expansion coefficient and carbides of 1% Cr-1% Mo-V steel which has been found more subjective to reversible bending than low alloy steels containing nickel. 1% Cr-1% Mo-V steel shows the second hardening at the tempered parameter of 17,500, accompanying the precipitation of VC and Mo₂C; however, the structure of actual shaft forgings is quite stable because they are tempered at higher parameter than that of the second hardening. To study the relation between the change of carbides and heat treatment, electrolytic isolation, X-ray diffraction, extraction replica, electron diffraction of selected area and other means are used. As for the tested steel, M₃C is formed chiefly in its tempered martensite and tempered bainite, and M₂₃C₆ in tempered pearlite. No change owing to tempering or re-heating for 100 hours at 650° or 700° was observed in these carbides. The thermal expansion coefficient of M₃C and M₂₃C₆ are 12×10^{-6} and 20×10^{-6} (mean values from room temperature to 400°), respectively, which were calculated by means of high temperature X-ray diffraction patterns, using the method of least squares. The thermal expansion coefficient of 1% Cr-1% Mo-V steel was changed by heat treatment from 11.6×10^{-6} to 12.2×10^{-6} (mean values from 20° to 70°), but this difference cannot be referred to the difference of the carbides and the properties of the matrix should be taken into consideration accordingly.

(Received November 7, 1960)

** 株式会社日本製鋼所室蘭製作所研究所

* 1959年11月本会大阪大会に一部発表；タービン軸材の可逆変形に関する研究（第1報）

I. 緒 言

火力発電所の熱効率の向上に伴って蒸気タービンは大容量となり、これに使用される大型軸材が、稼動温度に昇温しても撓まないという保証を積極的に得るために行なう加熱計測試験が最近極めて重視されている。本試験が工業的に採り上げられたのは 1930 年代であり、わが国では比較的新しく 1950 年頃から本格的に実施されるようになった。加熱計測試験法[†] およびこれに関連する一般的問題点につい

Fig. 1 Typical five deflection curves in heat indication test.

ことが知られた⁽³⁾。

可逆変形の成因についての研究は Caplan⁽⁴⁾, Burton⁽⁵⁾, Barker⁽⁶⁾ によるものなど数少く、いずれも現象論的である。しかも A, C', D および B タイプの撓みの改善は容易であるが⁽³⁾, 可逆変形の改善には多くの時間と経費を要し、工業的に最も困難な問題を惹起するのである。これが可逆変形をここに採り上げた理由である。本研究は可逆変形の成因の本質を解明する第一歩として、大型タービン軸用低合金鋼^{††} の熱膨張率に対する熱処理の影響を明

ての詳細は別に述べた⁽¹⁾。本試験で観察される現象は非常に複雑であり、従来四つの単純な撓みに分類されていたが⁽²⁾, 著者の最近の研究によれば新しく C' タイプを追加して Fig. 1 に示すような 5 形式に分類され、タービン軸材として問題となるのは B タイプおよび試験するごとに出現する可逆変形の二つのみである

(1) 下田, 小野寺, 徳田, 本間: 日本製鋼技報, No. 5 (1960-8), 361.

(2) D. P. Timo, D. F. Parent: ASME, Paper No. 58-A-270, (1958).

† Heat Indication Test, Thermal Stability Test, Lathe Test あるいは Rundlaufprüfung. という。

(3) 下田, 小野寺, 徳田, 本間, 吉田: 日本機械学会講演前刷集 No. 18, (1960-4), 105.

(4) M. C. Caplan, L. B. W. Jolley, J. Reeman: Symposium on Internal Stress in Metals and Alloy, (1948), 139. Inst. of Metal.

(5) H. H. Burton, J. E. Russel: Proceedings of Forgemasters' Meeting, 1954, Spec. Rep. No. 60, (1957), 17, Iron and Steel Inst.

(6) A. Barker, J. W. Jones: Proc. Inst. Mech. Engr., 169 (1955), 853.

†† 研究の対象とした軸材は 66,000 kW 以上のターボ発電機用のものである。

らかにし、可逆変形の成因が軸材の熱処理にあるかどうかを検討した結果につき述べる。

II. 供試材と焼戻し硬度

可逆変形を起しやすい材質として経験的に知られている Table 1 に示す 1% Cr-1% Mo-V 鋼を供試材とした。

Fig. 2 に種々の熱処理後の硬度を示す。このように二次硬化

Table 1 Chemical compositions of tested steel.

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V
1% Cr-1% Mo-V steel	0.34	0.35	0.56	0.020	0.027	0.47	1.01	1.08	0.25

Fig. 2 Tempered hardness of 1% Cr-1% Mo-V steel quenched in oil.

B: Isothermal transformation product tempered at 650°.

P: Isothermal transformation product re-heated at 650°.

を示す鋼種には適用できないといわれている Hollomon-Jaffe の指数⁽⁷⁾ $M = T(20 + \log t)$ ($T^{\circ}\text{K}$: 焼戻温度, t hr: 焼戻時間)によって整理した結果を Fig. 3 に示す。最高の

Fig. 3 Relation between hardness and temper parameter of 1% Cr-1% Mo-V steel quenched in oil.

二次硬化は $M = 17,500$ で起っている。実際の使用に供する軸材の指数は上述の 17,500 よりはるかに大きく (20,000 以上), このことから使用に供する軸材は十分安定した組織であることが知られる。またマルテン、ペーナイト、パーライトを同一条件にテンパーないし再加熱 ($650^{\circ} \times 100$ hr) しても同じ硬度にならないことが Fig. 2 に示されている。さらに二次硬化は V 炭化物と Mo 炭化物の析出に関

(7) J. H. Hollomon, L. D. Jaffe: Trans. AIME, 162 (1945), 223.

連して起ることがⅤ節の実験結果から知られる。

III. 熱 膨 張 率 の 測 定

鋼の熱膨張率に対する炭素の影響は略々知られているが、添加元素、熱処理の影響などは前者ほど明確でない。

1. 示差膨張計による測定

本実験では各試料の熱膨張率の定量的大小関係が求められれば一応の目的は達せられることから、細心の注意をもつて調整した示差膨張計による測定を実施したところ、*M* ($1000^{\circ} \times 1 \text{ hr O. Q.}$, $650^{\circ} \times 100 \text{ hr A. C.}$) は *P* ($1000^{\circ} \times 1 \text{ hr} \rightarrow 700^{\circ} \times 10 \text{ hr A. C.}$, $650^{\circ} \times 100 \text{ hr A. C.}$) に比較して $0.21 \sim 0.07 \times 10^{-6}$ 大きく、また *B* ($1000^{\circ} \times 1 \text{ hr} \rightarrow 400^{\circ} \times 3 \text{ hr A. C.}$, $650^{\circ} \times 100 \text{ hr A. C.}$) は *P* に比較して $0.16 \sim 0.09 \times 10^{-6}$ 大

Table 2 The thermal expansion coefficients (mean values from 20° to 70°) and carbides of 1% Cr-1% Mo-V steel.

Heat treatment	Tempering parameter ($\times 10^3$)	Carbide			Thermal expansion coefficient (confidence limit of 95%)
		X-ray diffraction		Electron diffraction	
		Main carbide	Carbide coexisted		
Quenched and tempered					
1000° × 1 hr O. Q.,	11.5	—	—	—	× 10 ⁻⁶
300° × 1hr A. C.		—	—	—	11.65 ± 0.05
◇ 500° × 1hr	15.5	M ₃ C	—	—	—
◇ 600° × 1hr	17.5	M ₃ C	—	—	11.76 ± 0.05
◇ 650° × 0.5hr	17.8	M ₃ C	—	—	—
◇ 650° × 1hr	18.5	M ₃ C	—	VC	12.04 ± 0.04
◇ 650° × 20hr	19.7	M ₃ C	VC	VC, Mo ₂ C	—
◇ 650° × 100hr	20.3	M ₃ C	VC	VC, Mo ₂ C	12.20 ± 0.05
◇ 700° × 1hr	19.5	M ₃ C	VC	VC, Mo ₂ C	—
◇ 700° × 100hr	21.4	M ₃ C	VC, Mo ₂ C	VC, Mo ₂ C	12.12 ± 0.03
Bainite transformation					
1000° × 1hr → 400° × 3hr A. C. as.	—	M ₃ C	—	—	11.64 ± 0.05
◇ 650° × 0.5hr A. C.	17.8	M ₃ C	—	—	12.01 ± 0.05
◇ 650° × 100hr A. C.	20.3	M ₃ C	VC	VC, Mo ₂ C	12.20 ± 0.04 12.12 ± 0.03
Pearlite transformation					
1000° × 1hr → 700° × 10hr A. C. as.	—	M ₂₃ C ₆	VC, M ₃ C	VC, Mo ₂ C	11.89 ± 0.05 11.96 ± 0.05
◇ 650° × 0.5hr A. C.	—	M ₂₃ C ₆	VC, M ₃ C	VC, Mo ₂ C	12.06 ± 0.05 12.00 ± 0.05
◇ 650° × 100hr A. C.	—	M ₂₃ C ₆	VC, M ₃ C	VC, Mo ₂ C	11.96 ± 0.05 12.05 ± 0.04

いことが知られたが、*M* と *B* の比較はデータのばらつきから明確ではないが 0.1×10^{-6} 以上の差はないと考えられ

た。以上の結果はいずれも室温と 500° 間の平均値である。

2. 常温附近の熱膨張率の測定

常温付近の熱膨張率の測定は増本ら⁽⁸⁾が Fe-Pt 系の熱膨張率の異常性の研究に使用した膨張計を改良したもので $0.989 \text{ mm}\phi$ のコロを使用した 2640 倍の縦型膨張計によつた。この膨張計は石英とインバーのみから構成されており、 $20 \sim 70^{\circ}$ 間の熱膨張率の測定値のばらつきは $\pm 0.10 \times 10^{-6}$ 程度になし得たので、繰返し 10 回測定し見掛上の測定精度を向上せしめた。試験片の形状は $6\phi \times 150 \text{ mm}$ である。機械削り後試験片の組織、硬度に影響しない温度で真空焼鈍して、熱膨張率におよぼす機械加工層の影響を調べたが、ここに得られた測定精度では明瞭に判らない。測定結果を Table 2 に纏めて示すが、熱処理によって熱膨張率は明らかにある規則性をもつて変化している。すなわち非軸対称な熱処理を軸材に与えるならば、熱膨張率の分布が非軸対称となり可逆変形を示す可能性のある事が知られる。

IV. 熱 処 理 に よ る 炭 化 物 の 挙 動

1%Cr-1% Mo-V 鋼の熱膨張率は、熱処理によって異なっていることが知られたので、これら熱膨張率の異なっている試験片の組織と炭化物を以下に明らかにした。

光学および電子顕微鏡による観察では、熱処理の履歴から予想される組織、すなち Lamellar pearlite, Bainite, Tempered bainite および Tempered martensite である。ここで注目すべき点は電子顕微鏡によればマトリックス中に微細な析出物が観察され、extraction replica では Photo.1 に例示するように前述

Photo.1 Electron microstructure of 1% Cr-1% Mo-V steel ($1000^{\circ} \times 1 \text{ hr} \rightarrow 700^{\circ} \times 10 \text{ hr A. C.}$, $650^{\circ} \times 100 \text{ hr A. C.}$) with extraction replica, showing the small carbide VC and the acicular carbide Mo_2C .

の析出物がより一層明瞭に示され、それ以外に acicular な炭化物の存在も知られた。制限視野電子廻折の結果によれば、前者は VC、後者は Mo_2C であることが推定された。これら電子廻折の結果を Table 2 に纏めて示す。塩酸法⁽⁹⁾によって分離した炭化物中の化学成分を

(8) H. Masumots, T. Kobayashi: Sci. Rep. RITU-A, 2(1950), 856.

(9) 佐藤, 金子, 西沢: 本誌, 19(1955), 445.

Fig.4 に、これより算出した合金成分の地鉄中の濃度を Fig.5 に示すが、Fig.4 における Mo の挙動以外は従来の

Fig.4 Alloy elements in carbide of tempered 1% Cr-1% Mo-V steel.

Fig.5 Alloy elements in matrix of tempered 1% Cr-1% Mo-V steel calculated from the data shown in Fig.5.

る観察などから本鋼の二次硬化の原因の一つはV炭化物にあることが知られる。

電解分離した炭化物のX線廻折結果より、本鋼種では Tempered martensite, Tempered bainite の主炭化物は M_3C 、パーライト変態生成物の主炭化物は $M_{23}C_6$ で、両者共に VC および Mo_2C の共存炭化物が認められた。回折像の一例を Photo.2 に、また各試料に存在する炭化物

Photo.2 Examples of X-ray diffraction patterns of isolated carbide from 1% Cr-1% Mo-V steel (a) 1000° x 1hr → 400° x 3hr A.C., 650° x 100 hr A.C., (b) 1000° x 1 hr → 700° x 10hr A.C., 650° x 100 hr A.C.

を Table 2 に示す。

V. M_3C と $M_{23}C_6$ の熱膨張率について

1% Cr-1% Mo-V 鋼は熱処理によって熱膨張率の変化が認められた。ここで実用タービン軸材のテンパーに近い条件として 650° x 100hr A.C. を選ぶならば、Table 2 より 650° x 100hr の tempered martensite および tempered bainite の熱膨張率は 12.2×10^{-6} 、これに対するパーライトは 12.0×10^{-6} である。しかも前者の主炭化物は M_3C 、後者のそれは $M_{23}C_6$ であることに注目し、 M_3C と $M_{23}C_6$ の熱膨張率の測定を行つた。すなわちパーナイトおよびパーライト変態生成物を共に 650° x 100hr A.C. という熱処理後、電解分離した炭化物の高温X線廻折写真を撮影した。カメラは理学電機製の高温カメラ、FeのK α などを使用し、30kV-10mA で6時間の露光で室温、200°, 400°, 200° 室温の廻折像を 10^{-3} mmHg 以上の真空中で連続撮影した (Photo.3)。これより各温度での格子常数を求めるに際し

Photo.3 High temperature X-ray diffraction patterns of M_3C and $M_{23}C_6$ isolated from 1%Cr-1%Mo-V steel.

てはX線廻折に伴う理論的誤差を除き測定精度を向上せしめるため、高次の廻折線を対称にCohenの試算⁽¹¹⁾と同様な最小二乗法を使用した。各温度での格子常数から体積膨張率および線膨張率を算出した結果を Table 3 に示すが、

Table 3 Thermal expansion coefficients of M_3C and $M_{23}C_6$ determined from high temperature X-ray diffraction patterns.

Carbide		Mean values of thermal expansion coefficient	
		Room temp. ~200°	Room temp. ~400°
M_3C (hexagonal)	Direction of a	10.0×10^{-6}	8.3×10^{-6}
	Direction of b	9.8	15.0
	Direction of c	12.6	12.6
	Volume thermal expansion coefficient: β	32.3	35.9
	Linear thermal expansion coefficient: $\alpha = \beta/3$	10.8	12.0
$M_{23}C_6$ (cubic)	Volume thermal expansion coefficient: β'	60.0	64.9
	Linear thermal expansion coefficient: $\alpha' = \beta'/3$	20.0	21.7

M_3C に比較して $M_{23}C_6$ が略々 2 倍の熱膨張率を示すことが知られた。この結果は Barker ら⁽⁶⁾の考察とは全く相反

(11) M.U.Cohen: Rev. Sci. Instr., 6(1935), 68.

(10) 例えば K. Kuo: J. Iron and Steel Inst., 173 (1953), 363; K.J. Irvine, F.B. Dickering: J. Iron and Steel Inst., 194 (1960), 137; F.E. Bowman: Trans. ASM, 33 (1944), 481 および 36 (1946), 61.

する結果であるが、しかし Barker ら⁽⁶⁾は具体的な測定方法および結果を示していないので、著者の結果との相違の原因を明確にすることは困難である。

VI. 考 察

本実験に供した 1%Cr-1%Mo-V 鋼は他種の大型タービン軸材用鋼と比較して高温強度が良好であるから、主に蒸気温度の高い高圧タービン軸材として使用せられる。しかし炭化物反応は Ni 系のタービン軸材に比較してやや複雑である。本鋼種は VC, Mo₂C の析出に伴って焼戻し指数が略々 17,500 で二次硬化を示すが (Fig. 3), 実際の使用状態の軸材の焼戻し指数は 20,000 以上である。また熱処理によつて主要炭化物が M₃C の場合と M₂₃C₆ の場合とがあるが、650~700°×100 hr のテンパーないし再加熱によつて上述の主要炭化物の結晶系は変化しない (Table 2)。これらのことから実用に供している本鋼種の軸材は安定な組織になるまで十分に焼戻されていることが知られ、このことはタービン軸材の加熱計測試験結果の判定に際して考慮すべき材質上の問題の解決を与えるものである。

マルテンサイトおよびベーナイトをテンパーすれば鋼より熱膨張率の小さい M₃C が析出し、全体として熱膨張率は小さくなると予想された。しかし著者の実験結果は反対にテンパーが進むと熱膨張率は大きくなっている。ここで固体物理の示すところにより、状態方程式から熱膨張率と比熱の関係を示す Gruneisen の関係を用いて熱膨張率を理論的に導くことは容易である。すなわち熱膨張率は単位体積の変化と熱振動および格子原子間の結合力に関係する。しかし格子間原子の存在は格子原子間の結合力を強めるのみでなく、格子原子の熱振動をも制動するように働くという簡単なモデルを考えることができる。従つて鋼の場合にテンパーによつて熱膨張率が増大する現象は、テンパーによつて地鉄中に格子間原子として固溶していた炭素などが炭化物として析出するためであると定性的には説明することができる。

また 650°×100hr にテンパーないし再加熱したパーライトおよびベーナイト変態生成物の熱膨張率の差について Barker ら⁽⁶⁾の発表した考察に準じて考えるならば、熱膨張率の大きい試料には熱膨張率の大きい炭化物 M₃C が、熱膨張率の小さい試料には熱膨張率の小さい炭化物 M₂₃C₆ が存在するためということである。しかし M₃C と M₂₃C₆

の熱膨張率の測定結果は、M₂₃C₆ は M₃C に比較して略々 2 倍大きい (Table 3)。しかも M₃C の熱膨張率が 12.0×10⁻⁶ (室温と 400° 間の平均) という著者の求めた値は Fe の熱膨張率より僅かに小さいということからも略々正しい値が求められているものと考えられる。また Table 2 に示された熱膨張率の変化を炭化物の挙動のみでは説明し得ない。このようなことから Barker ら⁽⁶⁾の可逆変形の成因に対する所説は甚だ疑問といわざるを得ない。

VII. 結 言

本実験は大型タービン軸材の加熱計測試験において出現する可逆変形の成因に関する一連の研究の基礎実験として実施したものである。大型タービン軸材として使用されている鋼種のうち、可逆変形を起しやすいことが経験的に知られている 1%Cr-1%Mo-V 鋼について、熱処理による熱膨張率の変化と炭化物の挙動を明らかにし、可逆変形の成因が軸材の熱処理にあり得ることを指摘した。

(1) 1%Cr-1% Mo-V 鋼は VC および Mo₂C の析出に伴つて二次硬化を起すが、現在使用中の軸材は十分安定な組織にまで焼戻されていることが知られた。

(2) 熱処理による炭化物の変化を電解分離、X 線廻折、extraction replica および制限視野電子廻折などによつて調査した結果、マルテンサイトおよびベーナイトをテンパーしたものの主要炭化物は M₃C で、パーライト変態生成物の主要炭化物は M₂₃C₆ で、他に VC と Mo₂C が共存する。

(3) 前項の主要炭化物の結晶系は 650~700°×100 hr のテンパーないし再加熱では変化しない。

(4) M₃C および M₂₃C₆ の熱膨張率を高温 X 線廻折によつて求めた結果、M₂₃C₆ の熱膨張率は M₃C の略々 2 倍ある。

(5) 供試材の熱膨張率は熱処理によつて少くとも 0.7×10⁻⁶ の範囲を変化する。

(6) 前項の熱膨張率の変化は炭化物の挙動のみでは説明し得ない。地鉄の変化にも注目すべき必要のあることが知られた。

本実験の一部は著者が社命で東北大学金属材料研究所に留学中に実施したもので、同所今井教授、また熱膨張率の測定について御援助戴いた同所斎藤教授、また発表を許可せられた日本製鋼所室蘭製作所長皆川孝光氏、同所副所長伊佐治勝利氏に深謝するとともに、御指導御鞭撻を戴いた同所研究所長下田秀夫博士ならびに同研究所の諸氏に深く感謝する。