621.438-233.1 : 539.377

タービン軸材の加熱計測試験に関する研究*

(第 5 報, D 形たわみの原因としての熱拡散率説の検討)

下田秀夫**, 小野寺真作**, 徳田 昭**, 相 沢 実***

Study on the Heat Indication Test of Steam
Turbine Rotor Forgings(5th Report, Discussion on the Thermal Diffusivity
Theory as the Cause of Type D Deflection)

by Hideo SHIMODA, Shinsaku ONODERA, Akira TOKUDA, and Makoto AIZAWA

The authors have frequently pointed out the nonuniform thermal emissivity as the cause of type D deflection in the four reports previously issued. In the 5th report of the studies about the heat indication test, the thermal diffusivity theory which is generally believed to be a cause of type D deflection is fully discussed. Thermal conductivity of low alloy steels used for turbine and generator rotor forgings is accurately measured by the relative method. 1% Cr-1% Mo-V steels tempered at 625°C and 675°C showed the difference of 5 per cent in thermal conductivity, and in case of 3% Ni-Mo-V steels tempered at 600°C and 680°C the difference was 3.5 per cent. Timo and his co-worker have reported 2.5 per cent nonuniformity of thermal conductivity and explained it as the cause of the type D deflection. However, a model rotor which has the difference of thermal conductivity at diametrically opposite sides more than 5 per cent (twice the difference of thermal conductivity Timo and his co-worker referred to) did not show the type D deflection, but it showed only type C deflection (the heating and cooling rates were both 120°C/hr at the test). It was described in the 2nd report that an actual rotor forging with 2 per cent nonuniformity of thermal coefficient and model rotors with all sorts of metallurgical asymmetry revealed only the type C deflection, and never showed the type D deflection. In the authors' plant the type D deflections were all disappeared by mechanical improvement of rotor forging surfaces. Considering the above results, it is concluded that Timo and his co-worker's thermal conductivity theory about the type D deflection is not founded on fact.

1. 緒 言

本研究の第 1 報から第 4 報^{(5)~(8)}までは、モデル試験装置による一連の実験ならびに若干の物理や金的研究によって、タービン軸材の加熱計測試験において認められる五つのたわみの成因を明らかにし、B 形および C 形たわみは軸材内部のや金的欠陥に由来するが、A 形、C' 形および D 形たわみの成因は試験時の軸材表面状態、換言すれば thermal emissivity の非軸対称性にあることを示した。

Timo ら⁽¹¹⁾が D 形たわみ (第 1 図) を新たに提唱し、その成因として軸材内部の熱拡散率の非軸対称性を指摘して以来、これが一般に信ぜられているようである。

ある。著者らは前報までの諸実験によって、D 形たわみの成因を軸材表面の thermal emissivity の非軸対

第 1 図 D 形たわみ

* 昭和 36 年 11 月 12 日 第 39 期全国大会講演会において第 6 報として講演, 原稿受付 昭和 37 年 2 月 19 日。

** 正員, 日本製鋼所室蘭製作所研究所 (室蘭市茶津町 4)。

*** 日本製鋼所室蘭製作所研究所。

称性によって十分解明し得たと信ずるが、熱拡散率説が直接検討されるならば、著者らの主張する表面原因説の確実さが一段と向上するといえる。

本報では Timo らの測定の追試の意味で熱伝導率の測定とモデル装置⁽⁵⁾による実験を行ない、D形たわみの原因として Timo らが主張する熱拡散率原因説がきわめて疑わしいことを論証する。

2. 熱拡散率説の概要

熱拡散率説⁽¹¹⁾の詳細な紹介は別に示した⁽⁴⁾ので、ここでは最も重要な論拠について要約するとどめる。Timo らはD形たわみのみが原因で廃却処分付された数本のタービン軸材について、昇温時とつ(降温時は おう)にたわんだ側と、おう(降温時は とつ)にたわんだ側から試験片を採取して熱伝導率を測定した結果、第2図に示すように昇温時とつにたわんだ側の熱伝導率が おうにたわんだ側のそれよりも2~2.5%大きいことを見出したとしている*。この測定結果によって Timo らは、D形たわみの成因は軸材の熱拡散率の非軸対称性にあり、多くの場合焼もどし温度以下の温度で50時間またはそれ以上加熱すれば、D形たわみは消滅すると主張している。ただし熱拡散率の差を最終的には指摘しているにもかかわらず、比熱と密度については全く触れていない。

3. 軸材の熱伝導率に及ぼす焼もどし温度と時間の影響

Timo らの説を完全に反証するためには熱伝導率を

第2図 D形たわみを示したタービン軸材のとつにたわんだ側と おうにたわんだ側の熱伝導率の相違(数本の軸材についての平均値, Timo⁽¹¹⁾らによる)

* Mr. Timo と直接討論したところによれば、実際には電気伝導率を測定してこれを相似則によって熱伝導率に換算しており、また測定値の“ばらつき”が大きいので統計的处理によって、とつ側と、おう側の差異を見出したとのことである。

少なくとも±1%の精度で測定する必要があり、そのためには熱伝導率および比熱を±0.5%, 比重を±0.1%程度の精度で測定しなければならない。これは現在の常識をもってしては不可能に近い。

また著者らの目的とするところは必ずしも熱拡散率説の厳密な追求にあるのではなく、Timo らの論文の範囲内で反証し、さらにモデル試験によって論を進めて表面現象説の正当さを示せばこと足りるのであるから、本研究でも熱伝導率の比較測定を精密に行なうこととした。

3.1 測定法とその精度の検討 熱伝導率の測定には比較法を採用し、実験操作の簡便と相対的測定精度の向上をはかった。測定装置は Powell ら⁽⁹⁾のものにならない、これに若干の改良を加えた。第3図に示すように最上部に銅丸棒を置きニクロム線加熱器で加熱して熱源とし、その下に順次に試片と標準試片を相接して置く。標準試片下部は鋼製基板に垂直にねじ止めする。この基板には2本の軟鋼丸棒を標準試片の両側にはなして取付け、この丸棒の先端に鋼板をはめて熱源用銅製丸棒、試片および標準試片を上下方向に軽くしめつける。標準試片下部の鋼製基板の下には水冷箱を置いて冷却しておく。軟鋼支持棒の外側に大径の炉心管(素焼陶器)をおいて、上、中、下の3帯の補償熱源(ニクロム線加熱器)を設け、これらの周囲はすべてけいそう土を充てんする。これによって上部熱源の熱は上から下へと試片と標準試片の中のみを流れる。

第3図 比較法による熱伝導率測定装置

ことを期待できるとすれば、周知のとおり所要の熱伝導率はつぎのように求められる。

第4図において試片と標準試片の熱伝導率、長さおよび温度をそれぞれ λ および λ' , l および l' , T_1 , T_2 , T_3 および T_4 とし、また試片および標準試片の断面積をともに F として、時間 Δt の間に移動する熱量を Q とすると

$$Q = \lambda \frac{F \Delta t (T_1 - T_2)}{l} = \lambda' \frac{F \Delta t (T_3 - T_4)}{l'}$$

したがって

$$\lambda = \lambda' \frac{l(T_3 - T_4)}{l'(T_1 - T_2)} \dots\dots\dots (1)$$

から試片の熱伝導率 λ を求めることができる。

この測定装置において特に留意したのはつぎの諸点である。

(1) 被測定試片と標準試片の接合部はテーパー合せとしたが、単なるすり合せのみでは存在するわずかの空気層によって接合部の温度こう配が急激に変化し、誤差を生ずる一つの原因と考えられたので、第5図に示すように接合部のカップとコーンの形状をくふうし、ここにウッドメタル*を充てんして熱の流れを円滑にし、より完全に一軸的になることを期待した。

(2) 試片形状、熱電対(素線の直径は 0.65 mm)の熱接点のそう入孔(1.5 mm ϕ $\times$ 3 mm)などは精密仕上を行ない、必要に応じて精密に測定した。

(3) 温度は電位差計によって 0.1°C まで測定した。

(4) 第3図の熱電対①と②、③と④および⑥と⑦の指示する温度差は 1°C 以内になるまで調節を続けた(少なくとも24時間を要した)。

以上の考慮によって代表的測定値について誤差を見積ってみると、前述の(1)式において

l に対しては 100 mm につき ± 0.25 mm,
 l' に対しては 100 mm につき ± 0.15 mm,
 $T_1 - T_2$ に対しては 190°C につき $\pm 0.2^\circ$ C,
 $T_3 - T_4$ に対しては 140°C につき $\pm 0.2^\circ$ C
 とすれば**

$$\pm \left(\frac{0.25}{100} + \frac{0.15}{100} + \frac{0.2}{190} + \frac{0.2}{140} \right) = \pm \frac{0.65}{100}$$

となり、長さや温度の測定に基く誤差は最悪の条件が重なり合っても 0.65% またはそれ以下である。これに加えて(1)式の λ と λ' とがともに温度によって変化することによる平均値のとり方に基因する誤差をあわせ考慮しても、この場合の総合誤差は約 0.7% に過ぎないはずである。

ここまで検討した誤差のほか実験値の再現性に関連する事項としては、炉内のけいそう土のつめ方の不均一による温度むら、冷却水(低温側)の水圧および水温の変動による誤差などが考えられるが、実際の測定値のばらつきは結果的に $\pm 1.3\%$ 以内、多くの場合 $\pm 1\%$ 以内にとどまることが知られ、上述の推論がほぼ当たっていることが立証された。

本実験では標準試料として第1表に示すような焼なまし炭素鋼を使用し、またその熱伝導率は ASM の Metal Handbook⁽¹⁰⁾から引用した。

3.2 測定結果とその考察 測定は現在火力発電機用タービン軸に主として使用されている2種の低合金鋼について行なった。それらの化学成分を第1表に示す。このうち 1%Cr-1%Mo-V 鋼は 1000°C から油焼入れ後 625°C および 675°C で 1, 10 および 200 時間焼もどしたものの、また 3% Ni-Mo-V 鋼は 850°C より油焼入れ後 600°C および 680°C で、1, 10 および 100 時間焼もどしたものについて測定を行なった。

第4図

第5図 熱伝導率測定試片と標準試片の接合部の形状

* Sn と Cd がそれぞれ 12.5%, Pb が 25%, Bi が 50% の合金。その融点 61°C はどの測定においても接合部の温度より十分に低い。

** 試片および標準試片の内部、試料または標準試片と補償熱源間の半径方向の温度こう配に基く測定誤差はほとんどないと考えてよい(1)(2)。

第2表は1%Cr-1%Mo-V鋼についての測定結果で, これをかたさの変化とともに示したのが第6図である. 第7図は3%Ni-Mo-V鋼についての同様な測定結果である. 第6, 7図におけるかたさは, 焼もどし保持時間による材質的变化の目安として示したものである.

第6, 7図から実用焼もどし温度付近での焼もどし温度と保持時間の熱伝導率に及ぼす影響が明らかとなり, 1%Cr-1%Mo-V鋼では焼もどし温度50°Cに対して熱伝導率は約5%, 3%Ni-Mo-V鋼では80°Cに対して約3.5%の変化に過ぎないことが知られる. しかるに著者らの所属する工場では大形タービン軸材の焼もどし時の角位置に対する温度むらは10°C以内であり, またTimoら⁽¹¹⁾のアメリカのGeneral Electric社, Schenectady工場で採用する軸材もこれと同程度の管理状態で製造されたものと考えられるから*, 実際の軸材についての調査では軸材の角位置によって熱伝導率が1%以上変動することはないといえることができる. したがって次節に示すように, Timoらの指摘する2~2.5%の差自体がすでに疑わしいといわねばならない.

4. 非軸対称な熱伝導率の分布を持つモデル軸の加熱計測試験結果

第1報と同じ要領で1%Cr-1%Mo-V鋼のモデル軸を準備し, 1000°Cから油焼入れ, 620°C×20時間の焼もどし後, 機械仕上して試験し, たわみのない健全な軸であることをまず確認した〔第8図(a)〕. つぎに胴部のある直径の一端A側を690°Cに, また他の一端C側を620°Cになるよう加熱して20時間保持することにより, 非軸対称な焼もどしを追加実施した. このときのA側とC側のかたさはそれぞれ H_V : 286~288, H_V : 360~362であった. 胴部表面を紙やすりでいねいに研磨して試験した結果は第8図(b)に示すようにC形たわみの出現のみにとどまった. この試験時の昇温および降温速度は120°C/hであった.

このモデル軸ではA側の熱伝導率がC側のそれよりも約5%高いから, Timoらの説によれば降温時にはC側にとつてD形たわみは出現すべきであるのに, D形たわみは出現せず, C形たわみは出現したのみである. このC形たわみは熱処理と熱膨張率に関する基礎的研究結果⁽⁸⁾から予想されたもので, 第2報⁽⁶⁾でも示したように熱膨張率の非軸対称な分布によって十分

第1表 標準試片および被測定試片の化学成分

標準試片	化 学 成 分 (wt %)								
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V
標準試片	0.29	0.20	0.51	0.012	0.006	0.10	0.05	0.02	—
被測定 1%Cr-1%Mo-V鋼	0.30	0.35	0.80	0.017	0.019	0.45	1.06	1.18	0.25
試片 3%Ni-Mo-V鋼	0.30	0.32	0.56	0.016	0.014	2.88	0.11	0.35	0.08

第6図 焼もどし温度と保持時間の変化に伴う1%Cr-1%Mo-V鋼の熱伝導率とかたさの変化

第7図 焼もどし温度と保持時間の変化に伴う3%Ni-Mo-V鋼の熱伝導率とかたさの変化

* アメリカのGeneral Electric社の大形軸材はU.S. Steel社およびBethlehem Steel社製のものが主で, 時には西ドイツのBochumer Verein社のものを輸入することである.

に説明されたものである。

5. 熱拡散率原因説に対する考察

前述のように熱伝導率の非軸対称な分布をする軸材には、必然的に熱膨張率の非軸対称の分布を伴うが、この軸材ではC形たわみのみ出現してD形たわみは出現しない。これはモデル試験の結果であるが、C形たわみを示した実物軸材（不均一な焼ならしが原因で、とつにたわんだ側の熱膨張率はおうにたわんだ側のそれより約2%大きいことが確かめられている）にもD形たわみは認められていない。これらのことからD形たわみに対するTimoらの熱拡散率原因説の誤りは明らかであると結論されよう。

このことは著者らの工場における最近数年間の経験に徴しても明らかである。これまでの実験室的研究結果を現場の試験に適用した成績については第6報⁽¹²⁾

第8図 第6図に対応して不均一な焼もどしがモデル軸の加熱計測試験結果に及ぼす影響、↑印はたわみの方向を示す

で報告するが、D形たわみを示した数多くの軸材でも、その表面を機械的な方法で改善すれば（機械仕上のやり直し、あるいは特殊塗料の吹付けなど）、再熱処理を実施しなくてもD形たわみを消滅せしめることができる。換言すれば著者の経験したD形たわみはすべて表面の不均一さに基因したもので、軸材内部の材質の非軸対称性に基因するD形たわみは全然認められていない。

学問的興味を離れても、D形たわみの成因は軸材内部の物理的性質にあるのか、あるいは著者らの主張するように軸材表面の熱的黑さの不均一性にあるのかという問題は、タービン軸材の実動条件とは著しく異なる現行の試験条件のもとでは、工業的にはきわめて重要な問題である。事実Timoらの説がわが国に紹介された昭和34年以降には、無意味な再熱処理あるいは再試験が数多く要求される結果となった。本実験結果を待つまでもなく、熱拡散率原因説の内容そのものも、つぎにあげる諸点から考えてきわめて疑わしいものであった。

(1) 軸材の熱伝導率が不均一になるための本質的原因については何らや金学的究明がなされていない。

(2) 現在のや金学的常識では、焼もどし温度以下の温度に50時間程度の加熱をしても、タービン軸材として現用の鋼種の物理や金学的性質は変化しない。かりにTimoらが主張するようにD形たわみが消滅しても、それは軸材表面が加熱によって均一になったためと推察される*。

(3) 軸材表面層付近の熱伝導率あるいは熱拡散率にどの程度の非軸対称性があればどの程度たわみうるのか、解析的な究明がなされていない。

(4) D形たわみの挙動（たわみの方向と大きさ）

第2表 1%Cr-1%Mo-V鋼の熱伝導率測定結果

$T_1 \sim T_4$ は第4図に示す各位置での温度、 λ と λ' はそれぞれ試片と標準試片の熱伝導率

焼もどし条件	測定温度 °C						$T_3 - T_4$ $T_1 - T_2$	λ' cal s cm deg C		
	T_1	T_1, T_2 の平均	$T_1 - T_2$	T_3	T_3, T_4 の平均	$T_3 - T_4$			cal s cm deg C	kcal h m deg C
625°C×1h	561.9 563.1	464.2 466.7	194.5 192.9	286.7 289.8	222.0 225.3	129.4 129.0	0.665 0.668	0.1158 0.1155	0.0768 0.0773	27.65 27.83
625°C×10h	568.6 574.8	474.0 479.2	189.3 191.2	294.4 298.2	228.8 233.1	131.2 130.2	0.693 0.681	0.1152 0.1149	0.0802 0.0790	28.87 28.44
625°C×200h	560.0 574.0	466.1 477.7	187.9 192.6	291.2 298.3	224.2 229.2	134.0 138.3	0.713 0.718	0.1155 0.1151	0.0825 0.0828	29.70 29.81
675°C×1h	575.1 564.3	478.8 468.5	192.5 191.7	299.5 287.4	232.0 222.1	135.0 130.6	0.701 0.681	0.1150 0.1158	0.0810 0.0790	29.16 28.44
675°C×10h	552.3 576.5	465.7 480.3	173.2 192.4	301.2 295.8	238.5 225.4	125.4 140.8	0.724 0.732	0.1146 0.1155	0.0839 0.0850	30.20 30.60
675°C×200h	562.4 570.2	459.9 469.1	205.0 202.3	263.7 274.9	188.7 199.8	150.0 150.3	0.732 0.742	0.1177 0.1170	0.0860 0.0871	30.96 31.36

* 軸材表面状況を改善する手段として、加熱することもよいが必ずしも確実な方法ではない。この点については第6報⁽¹²⁾において詳細に示す。

はC形たわみのように一定せず、試験のたびに变化するが、このような現象は全く説明し得ない。

以上要するに著者らの実験に立脚して考えるならば、D形たわみの成因としての熱拡散率説は多くの疑問点を持つことが明らかであり、また実際の現場試験に対しても混乱を与えるのみであるということができ、これに対して著者らの表面原因説は、経験する範囲内の諸現象を矛盾なく明快に説明し、しかもこれを根拠にD形たわみを消滅せしめうるのである。

6. 結 言

タービン軸材の加熱計測試験に関する重要な論争点の一つであるD形たわみの成因として、従来一般に信ぜられていた熱拡散率説について検討を加え、熱伝導率の精密測定、モデル試験ならびにや金学的諸考察によってその論拠の不十分であることを指摘した。前報までの研究結果を加えて説くならば、D形たわみの成因はタービン軸材の材質的欠陥にあるのではなく、軸材表面の thermal emissivity の非軸対称にあることを改めて主張する。したがってまたタービン軸材（発電機軸材も同様）にとって望ましくないたわみは、軸材内部の物理的性質にその原因が存在するB形（永久変形）とC形（可逆変形）たわみのみであると結論さ

れる。

本研究の遂行にあたり格別の御指導を賜わり、また結果の発表を許可された日本製鋼所室蘭製作所前所長常務取締役故 皆川孝光氏ならびに現所長常務取締役伊佐治勝利氏に深じんなる敬意と感謝をささげる。本研究は昭和 33 年度通産省応用研究補助金の交付を受けた。関係当局の御指導と御べんたつにあわせて深謝する。

文 献

- (1) 棚沢, 機械学会誌, 33-161 (昭 5-9), 325.
- (2) 小野寺, 北海道大学工学部彙報, 4 (昭 25-3), 69.
- (3) 徳田, 日本金属学会誌, 25-2 (昭 36-2), 131.
- (4) 下田・小野寺・徳田, 機械学会誌, 64-507 (昭 36-4), 621.
- (5) 下田・小野寺・徳田・本間・吉田, 機械学会論文集, 27-179 (昭 36-7), 1083.
- (6) 下田・小野寺・徳田・本間, 機械学会論文集, 27-182 (昭 36-10), 1628.
- (7) 下田・小野寺・荒木田・徳田・吉田, 機械学会論文集, 28-185 (昭 37-1), 39.
- (8) 下田・小野寺・徳田・吉田, 機械学会論文集, 28-185 (昭 37-1), 48.
- (9) R.W. Powell & M.J. Hickman, *J. Iron Steel Inst.*, 154-2 (1946), 112.
- (10) ASM, *Metals Handbook*, (1958), 314, Amer. Soc. Metals.
- (11) D.P. Timo & D.F. Parent, *ASME Paper*, No. 58-A-270 (1958-11).
- (12) 下田・小野寺・徳田, 本論文集 1375ページ.

研削といし工業の合理化効果

日本開発銀行ではこのほど標記の件についてとりまとめて発表した。大要つぎのとおり。

昭和 31~35 年度の合理化投資が盛んな需要にさええられて、主として成形焼成部門の自動化、高能率化を目的とする考朽設備の更新と、これにともなう原料調整仕上げなど、各工程のバランスの改善に主力が注がれた。その結果、5 箇年間に生産能力はビトリファイドといし 2.15 倍、エラスチックといしは 3.86 倍と大幅に増大した。

労働生産性は、30 年度の 11 万 5 000 円から 35 年度には、20 万 7 000 円と 80 % の上昇をした。

原単位効果として製品トン当り金剛砂の所要量は 30 年度に比べ 35 年度では最小 5 %, 最大 12 % 程度一様に減少しており、また工数も同じく最小 12 %, 最高 35 % 程度節減された。

コストについては 5~10 % の引下げがあったが、これは計画の 5 割程度に終わった。

品質性能の点においては、総合不良率でみるとビトリファイドといしでは 30 年度の 14.2 % から 35 年度には 8.7 % に、エラスチックといしでも 30 年度の

14 % から 35 年度には 10 % にそれぞれ低下して品質の均一化にかなりの効果がみとめられた。

さらにビトリファイドといしの品質性能の向上を直接示すものとして、結合度、平衡度、精度の向上実績を 30 年度を基準とした指数でみれば、それぞれ 127, 120, 118 となり、ばらつきの範囲がかなり縮小されている。

また、エラスチックといしについても軟鋼切断用直径 355 mm, ゴムといし切断能力（直径 25 cm, 機械構造用炭素鋼切断時間およびといし摩耗量）は所要時間では 30 年度の 8 秒より 35 年度には 5 秒に短縮され、摩耗量も同 0.6 mm より 0.4 mm に減少している。この摩耗量については基本計画の目標を達成していないことは注意すべきことである。なお、ビトリファイドといしは昭和 29 年 JIS 規格を制定し、品質精度の向上の指針としているが、合理化計画ではビトリファイドといしのみならずエラスチックといしについてもビトリ JIS 規格にのっとって品質向上の目標を詳細に規定している。

(服部 敏夫)