

が、焼戻し処理をすれば、硬さおよび引張強さを上昇せしめる。この場合のB添加の適量は0.0050%程度である。

(2) Si-Mn 鋼に対し、0.5%のMoおよび少量のBを併せ添加すれば焼なまし、焼ならしおよび焼戻しの状態でいずれも、硬さおよび引張り強さ、降伏比がいちじるしく向上する。この場合のB添加量は焼ならしの状態では、0.0050%の場合に最高となるが焼戻しの状態では0.0100%の方が高い値を示した。しかしBが0.0100%以上では、熱間加工性がきわめて悪くなる。

(3) Si-Mn 鋼にMoとBを併せ添加した場合の機械的性質の向上の原因は、その度合(焼戻し状態において、引張り強さで20~30 kg/mm²)からみて、MoとBの相乗効果であると思われる。しかし焼戻し温度が650°C以上になれば、Bの効果はほとんど消失し、またMoの効果も弱くなる。

(4) Si-Mn-Cr 鋼に対し少量のB添加の効果は焼

ならしおよび焼戻しいずれの状態においても認められず、ただ焼入状態においてのみ、硬さ、引張り強さに対し効果がある。

(5) ジョミニー端焼入試験の結果、Si-Mn 鋼の焼入性に対して、B添加はあまり効果がないが、MoとBを併せ添加すれば、焼入性は非常に良好となり、この量はBのみ添加したものよりもいじるしく高い。

(昭和35年9月寄稿)

文 献

- 1) 浅野栄一郎, 他: 鉄と鋼, 45 (1959), 10, p. 1158~1163
- 2) 今井勇之進, 他: 日本金属学会誌, 20 (1956), 10, p. 554~558
- 3) K. J. IRVINE 他: Iron and Steel, 6 (1957), p. 272~280
- 4) W. E. BRADGETT: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 163 (1949), p. 277~294
- 5) 津谷和男: 鉄と鋼, 44 (1958), 8, p. 893~908

タービン軸車の加熱計測試験における 撓みの成因に関する研究*

—特にA型, C'型およびD型撓みについて—

下田秀夫**・小野寺真作***・徳田昭***・本間亮介***・吉田宏****

On the Cause of Deflection of the Turbine Shaft during Heat-Indication Test.

— On the Type A, C' and D deflections —

Hideo SHIMODA, Shinsaku ONODERA, Akira TOKUDA,

Ryosuke HOMMA and Hiroshi YOSHIDA

Synopsis:

In order to investigate into the cause of various deflections liable to take place in turbine shafts during heat-indication test, the authors reproduced deflections experimentally using model shafts as big as about 1/3~1/6 in dimensions of an actual shaft.

Thus, it was made clear that, besides the physical properties of a shaft itself, surface conditions of a shaft such as the way of sticking of dirt and scales, and conditions of machined surface possibly would be important causes for appearance of the deflections.

A new type of deflection which, though seemingly resembling the type C deflection, would be due to causes quite different from the said type C was found and designated as type C' deflection. Further it has been made clear that, as well as the deflection of types A and D, this C' type probably would be ascribed to an asymmetric thermal emissivity on the surface of a shaft.

The results thus obtained from the tests of model shafts were confirmed in practical heat-indication tests of turbine shafts

* 昭和35年4月本会講演大会にて発表

** 株式会社日本製鋼所室蘭製作所研究所, 工博

*** 株式会社日本製鋼所室蘭製作所研究所

**** 石川島芝浦タービン株式会社検査部

I. 結 言

最近の発電機用蒸気タービンはますます大容量化している。これら大型、高速度（たとえば 3,600rpm）のタービン軸車の静粛な運転を保証するために行なう軸材の加熱計測試験はしだいに重要視されて来た。

加熱計測試験法については、試験にさいして現われる撓みの分類とその成因を中心に従来も幾多の報告があり、実際計測試験に当つて採否決定の判断に参考とされて来たのであるが、われわれの経験の示すところによれば、これらの諸説では説明し得ない場合にしばしば遭遇するのであつて、確固たる根拠のないままにいたずらに再試験を繰返して軸材の製造工程に重大な支障を与えている。

著者らはこの試験で現われる撓みの成因を徹底的に究明するべく、モデル軸を用いた加熱計測試験（以下モデル試験と略称）、軸材の組織による熱膨張係数の変化の精密測定、組織中の炭化物の研究、加熱計測試験中の軸材への伝熱機構の検討などにより、撓みの成因には大別して2つあつて、材料自身の物理的性質に起因するものと軸材表面の状態（表面の性質、表面形状など）に基因するものとが区別されることを見出すことができた。

本報告ではモデル試験によつて第2の原因、すなわち加熱計測試験時の表面状態の影響を明らかにした経緯を中心とし、各形式の撓み、とくにA、C'およびD型撓みの成因を論ずることとする。

II. 撓みの成因に関する従来の見解

加熱計測試験方法の詳細についてはモデル試験装置との関係で次章にのべる。

試験結果の整理法はいろいろあるが、その一方法として縦軸に温度と撓み量、横軸に時間をとれば、撓みはFig. 1に示す5つの基本的な型に分類される。A、BおよびCの3型式はCAPLANら³⁾による初期の分類であり、D型はその後著者らも経験的に認めていたがTIMOら⁹⁾がこの名称で発表し付加えたものである。C'型は著者らの研究に見出されたもので、見掛上C型と類似であるが、高温保持後冷却に入ると間もなく急激に減少するのが特徴であり、また後述のごとく成因もC型とは異なる。

A、B、CおよびD型についてのべられている従来の見解はつぎのとおりである。

1) A型: Fig. 1にみるごとく、第1回目の加熱計測試験の昇温時に一時的に撓みを生ずる型である。

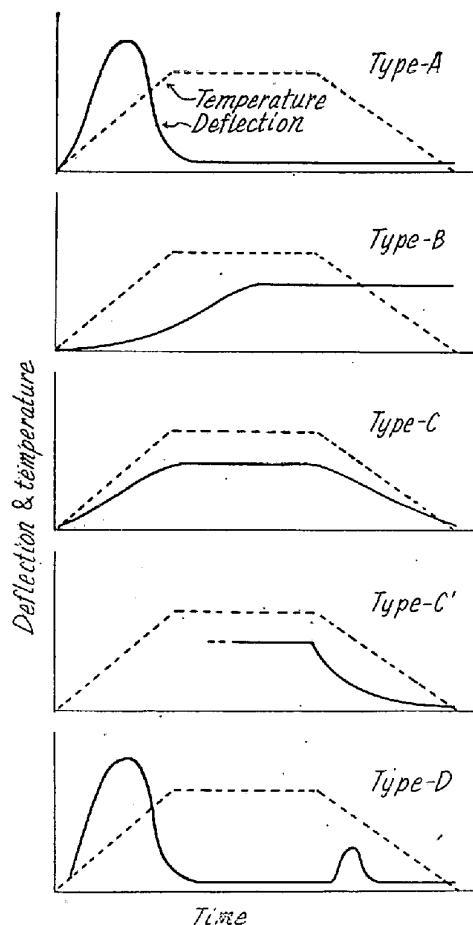


Fig. 1. Five typical types of deflection.

WEAVER¹⁾によれば軸材表面に非軸対称に切削加工層が生じ、その部分の熱伝導度の差によつて昇温時に一時的な温度差を生じこれが撓みの原因となるもので、加熱中に加工層の再結晶がおこり、熱伝導度の不均一がなくなるによつて撓みが消滅するといわれている。

SEDILLE²⁾も同様の考えをのべている。一方撓みの成因は軸材表面の輻射能の不均一によるものであるとの説があり、FUCHSら³⁾は表面を pitting し、TIMOら⁹⁾は軸材表面に非軸対称に黒いラッカーを塗つてこの撓みを与えることに成功している。

2) B型: 加熱計測試験中に生じた撓みが試験終了後も永久変形として残留する型である。これについてはCAPLANら³⁾による残留応力解放説が一般に認められている。すなわち熱処理によつて生じた非軸対称な残留応力の一部が加熱中に弛緩し新たな安定状態に変るためである。

3) C型: 温度変化に伴なつて比例的に撓みが増減する型で、これについては初めCAPLANら³⁾による化学成分偏析説もあつたが、BURTONら⁴⁾あるいはその他の研究者^{5)~7)}による組織的な不均一(熱処理の不均一による)によるとの説が一般的である。すなわち組織の違いによ

る熱膨張係数の差がいわゆる“reversible bending”と呼ばれるこの型の撓みの成因である。ただし熱膨張係数の差をもたらす根本的な因子が組織を構成するものの何であるかについてはなお検討の余地がある。

4) D型: 温度変化のあるときにのみ撓みを生じ、かつ昇温時と降温時の撓みの方向が互に逆になるもので、T₁₀から⁹⁾は軸材に熱拡散率の異なる部分が非軸対称に存在し、このため温度変化中に生ずる熱拡散率の大きな側と小さな側との温度差が撓みの成因であるとしている。

実際の現場試験ではこれらの型の幾つかが重複して現われることが多く、撓みの性格が容易に判定できないものも多い。上記の見解の大部分は撓みの原因を軸材自体の物理的性質に帰せしめているが、かような見解では説明不可能な現象もしばしば経験される。

III. モデル試験の方法

撓みの成因を知るにはまず関係するいろいろの因子の単独の影響を明らかにする必要があるが、現場試験においては多くの因子が同時に作用しているのが普通であり、しかもそれらの因子を個々に調整単純化することはきわめて困難である。さらにまた重量 20 t 以上にもおよぶ大型軸材を調査の対象とすることは時間的にも、また費用の面からも好ましい方法ではない。そこでこれら

の難点を軽減するためいわゆるモデル試験を行なった。

Fig. 2 にモデル試験装置を示す。加熱炉は上部および下部に分れ、下部にのみ加熱用ニクロム線が巻いてある。モデル軸の胴部のみを水平に炉内へ装入し、軸部は炉外でホワイトメタル軸受で支える。軸の一端を駆動用のギアードモーターへ接続する。試験中軸受部の温度上昇を防ぐため両軸端の止り孔へ水をとおして冷却する。温度は胴部表面に熱電対を接触させて自動記録させる。モデル軸を 2 rpm で回転させつつ加熱、保持、冷却のサイクルを行なうが、その間の撓みは胴部に垂直に立てた石英棒からレバーを介して非接着抵抗線型変換器へ伝へ、自働平衡型記録計で記録する。Fig. 3 に記録された撓み曲線の例を示す。測定精度は ±0.5 μ が容易に得られる。

撓みの評価はつぎのごとく行なう。軸材の円周上 4 等分の位置にあらかじめ A, B, C および D のマークを付しておき、Fig. 3 に示すような撓み曲線からこれら各点における撓み量 a, b, c および d を求め (Fig. 3 には角位置 A を示すマークが入っている)、得られた 4 つの値をベクトルとして処理する。今ベクトルの大きさを M とすれば

$$M = \sqrt{(a-c)^2 + (b-d)^2} \dots\dots\dots (1)$$

なる式より計算され、これが撓み量となる (Fig. 1 の縦軸にはこの値をとる)。B 方向から反時計廻りの角度を θ とすれば、

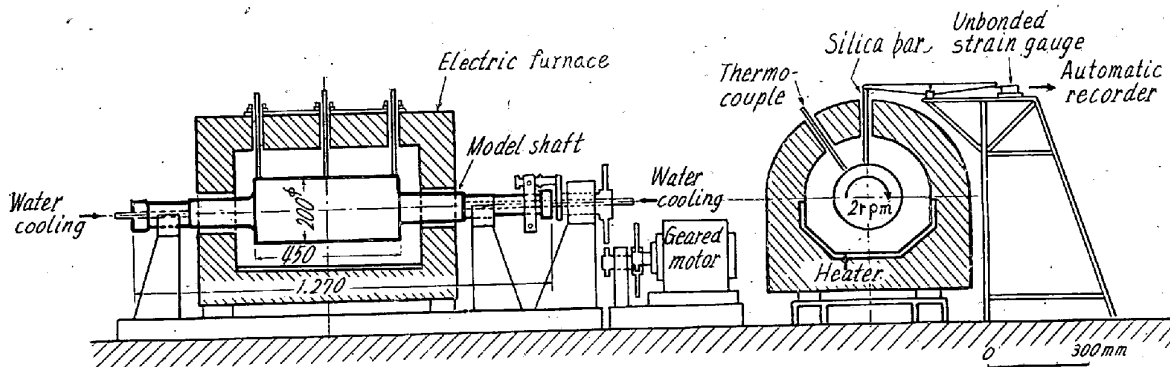


Fig. 2. Apparatus for model heat indication test.

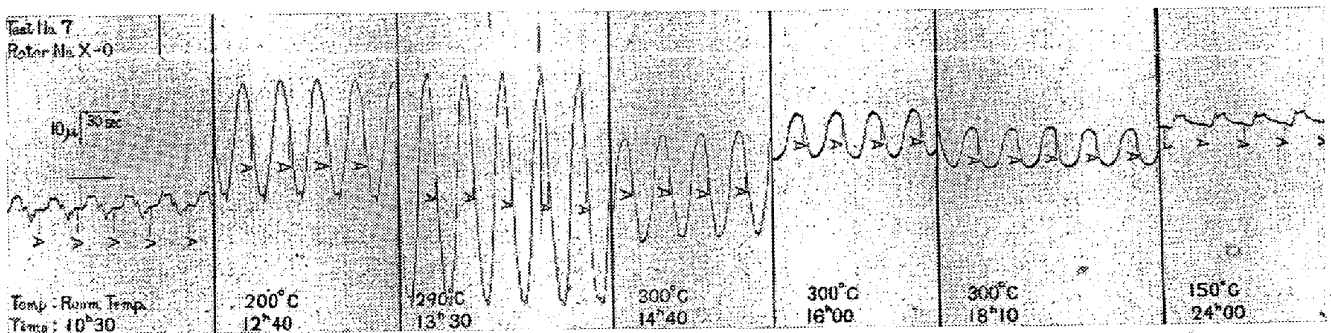


Fig. 3. An example of the record of deflections with the apparatus for model heat-indication test.

Table 1. Chemical composition of model shafts.

Shaft	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V
X-0	0.28	0.36	0.43	2.88	0.07	0.39	0.08
X-4	0.25	0.28	0.65	3.02	0.07	0.45	0.12
C-1	0.32	0.27	0.58	0.12	1.14	1.06	0.22

$$\tan \theta = (a-c)/(b-d) \dots\dots\dots (2)$$

なる関係から撓みの方向が決定される。

以上記述の便宜上まずモデル試験について述べたが、現場試験においては軸部の冷却は行わず(モデル軸の場合サイズの関係上胴部と軸部の温度勾配が大きいため水冷が必要となる)、また撓みの測定はダイヤルインジケータに伝えて目読しているが、その他については原理的に上述のモデル試験と同様である。

モデル軸は Table 1 に示すごとく 3% Ni-Mo-V 鋼および 1% Cr-Mo-V 鋼で発電機用の低圧および高圧タービン軸車用として普通用いられる材質のものである。サイズは実際のタービン軸材の 1/3~1/6 に担当する。なおモデル軸 X-0 は 75 t 鋼塊より製造した軸材の余材より鍛造し、X-4 および C-1 は 1.5 t 鋼塊より鍛造したものである。

IV. 試験結果

モデル試験はすでに 60 回余行ない、各撓みの素因として考えられるいろいろの条件の影響を調査した。これによつて従来の諸説のあるものを確認し、また新たな条件の影響、とくに表面状態の微妙なまた広範囲な影響を明らかにすることができた。その中から、A、C'および D 型撓みに関する実験結果を以下に述べる。

1) スケールの不均一: まずモデル軸 X-0 の表面をヘール仕上し、さらにガソリンで十分清拭せるのち加熱計測試験を行なつた。結果を Fig. 4(a) に示すが何らの撓みも生じていない。

つぎに同軸について前回の 575°C の試験で生じた表面のスケールを半円周 A-D-C 間だけエメリー紙で除去したのち試験を行なつた。結果を Fig. 4(b)(c) および (d) に示す。

なお図の縦軸の撓み量は第 III 章の (1) 式によるベクトルの大きさであり、また図中の矢印は (2) 式の関係で得られる撓みの方向を示す。この場合撓みの方向は図の右上に示す角位置 A、B、C および D と一致する。以後示す図においても同様である。

スケール除去後の第 1 回目は 300°C まで加熱したが、

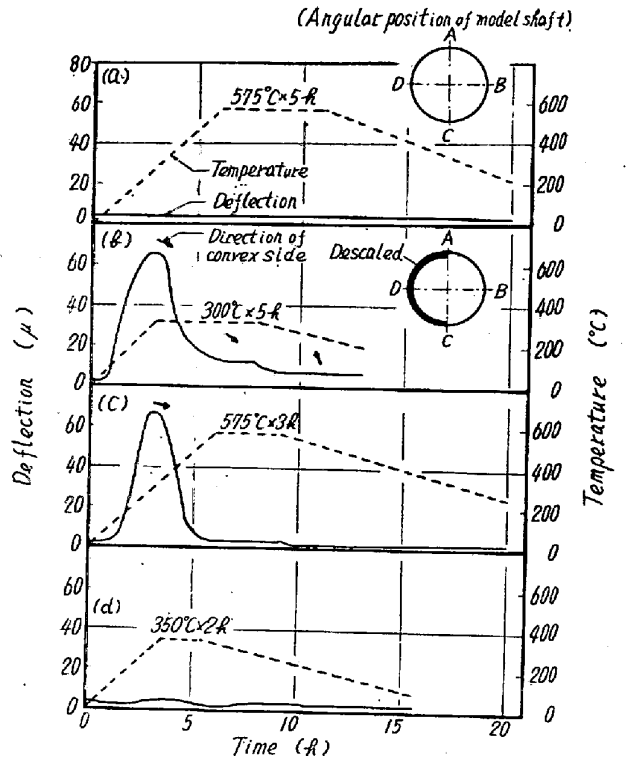


Fig. 4. Deflections due to asymmetric scaling. (model shaft X-0)

(b)図に示すごとく昇温時にスケールを残した方向に凸に撓みを生じ、高温保持に入ると同時に急激に激少している。第 2 回目は 575°C まで加熱したが (c) 図に示すごとく昇温時に前回と同方向の撓みを生じ、昇温の途中から消滅している。第 3 回目の試験では (d) 図のごとく撓みはまったく生じていない。その後の追試験により、460°C 以上の加熱によつてスケールの不均一による撓みは消滅することが確かめられた。なおこの試験では繰返加熱によつて撓みがまったく現われなくなつた後も軸の表面は肉眼的にスケールを残した側が明らかにより黒い状態を示していた。

2) マシン油を塗布した場合: Fig. 5 は同じモデル軸 X-0 について全面エメリー紙によるスケール除去ののち、半円周 D-A-B 側にマシン油を塗布した場合の試験結果である。第 1 回目の試験では (a) 図のごとくマシン油を塗布した側に凸に昇温時の撓みを生じているが、(b) 図に見られるごとく 500°C での第 2 回目の試験でも撓みが現われており、さらに 575°C の加熱を行なつても消滅しない。すなわち (c) 図は (a)、(b) の後に行なつた 575°C での第 3 回目の試験結果である。この場合も試験後の表面はマシン油を塗布せる側、すなわち昇温時に凸の撓みを生じた側が肉眼的により黒いが、その差は Fig. 4 のスケール除去の場合よりは少ない。

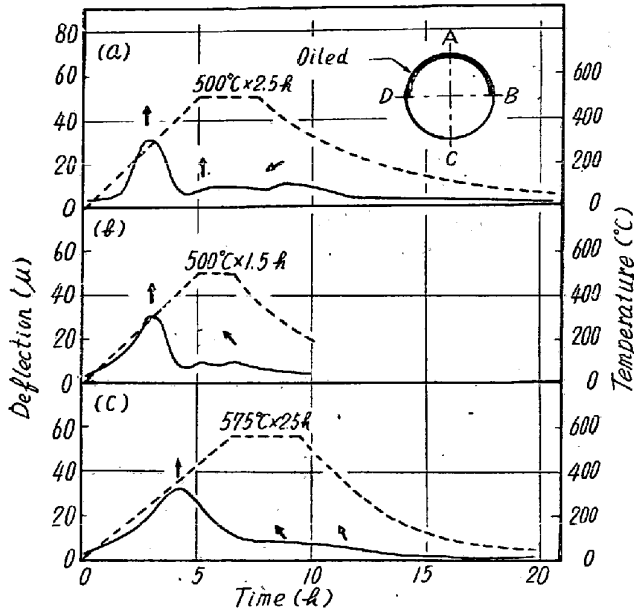
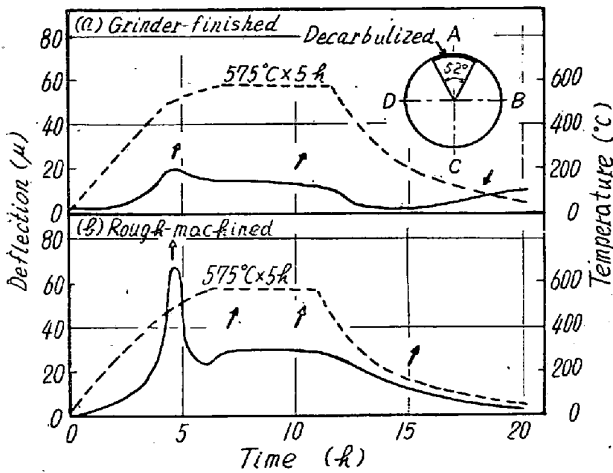


Fig. 5. Deflections due to asymmetric oiling. (model shaft X-0)

3) 脱炭層の存在する場合: モデル軸 X-4 の表面に脱炭層を生ぜしめたのちグラインダー仕上げした場合と、その面を荒削し直した場合の結果をそれぞれ Fig. 6 (a) および (b) に示す。グラインダー仕上げした (a) の場合には昇温時に脱炭層側に凸に極くわずかな撓みを生じたのみであるが、荒削した (b) の場合には同じ方向に明瞭な撓みを生じている。これは脱炭部と非脱炭部の表面の仕上げの差が荒削の場合によりいちじるしいことに関係があるようである。(なおこのモデル軸は C 型撓みも伴っているが表面の仕上げ条件とは関係のないものである。)

4) Ni-鍍金した場合: Fig. 7 はモデル軸 X-0 の全面をスケール除去したのち、半円周 D-C-B 間に Ni-鍍金した場合の試験結果である。第 1 回目の結果は (a)



註) 図中の Decarburized は Decarburized の誤り
Fig. 6. Deflections due to asymmetric decarburization. (Model shaft X-4)

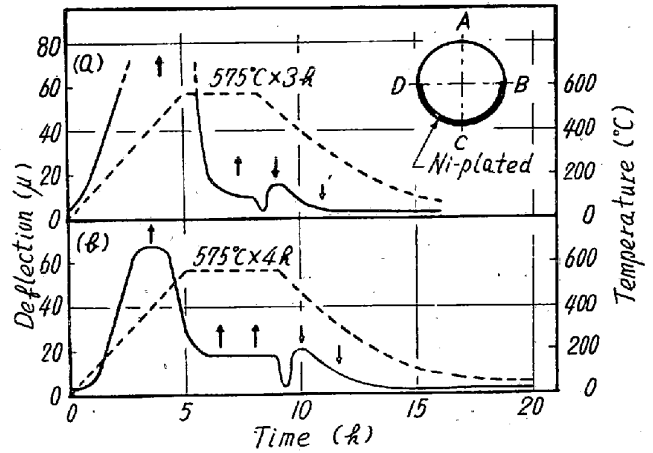


Fig. 7. Deflections due to asymmetric Ni-plating. (Model shaft X-0)

図に示すごとく昇温時に鍍金しない側に凸にいちじるしく大きい撓みを生じ、高温保持に入ってから同方向に撓みが残留し、冷却に入ってから直後この撓みは急減し、その後の冷却では逆方向に撓みを生じている。(b) 図の第 2 回目の結果では昇温時の撓みはやや減少したが傾向は (a) 図とまったく同様であり、以後行なわれた数回の繰返試験でも撓みの挙動はほとんど変らなかつた。肉眼的な表面の差は Ni-鍍金した側が明らかに白く、繰返試験でもほとんど変化しなかつた。

5) マシン油と白チョーク粉の混合物を塗布した場合: Ni-鍍金は極端な条件であるが、同じ軸を全面エメリー紙でスケール除去し、半円周 D-A-B 間にマシン油と白チョーク粉の混合物を塗布したのち試験を行なつた。結果を Fig. 8 に示す。第 1 回目は (a) 図のごとく昇温時にはじめ混合物塗布側に凸の撓みを生じたが、間もなくそれが消滅し、逆方向に新たな撓みを生じている。第 1 回目の試験は約 400°C で中止したが、その後

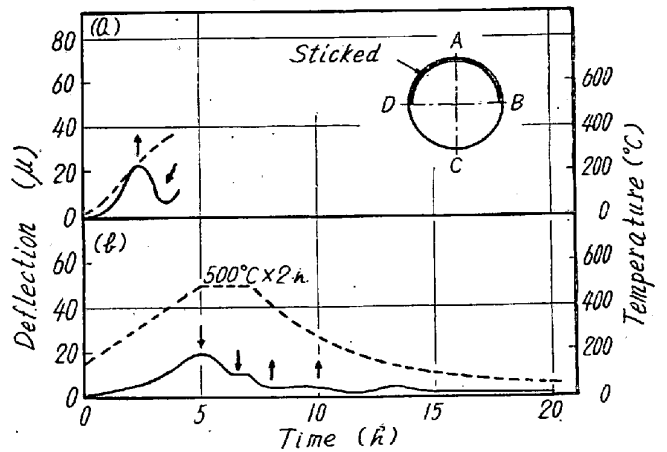


Fig. 8. Deflections due to asymmetric sticking with a "chalk-machine oil" paste. (Model shaft X-0)

500°Cで試験を行なった結果昇温時に(b)図のごとく混合物塗布と逆の方向に撓みを生じている。また高温保持の間にも昇温時と同方向に撓みが残留し、これが冷却に入つて間もなく急激に減少している。降温時には撓みは明瞭に現われていないが、方向は昇温時と逆になつており、全体の傾向としては Fig. 7 に示した Ni-鍍金の場合と同様である。試験後の表面は混合物塗布側が白チョークのためより白くなつていた。

6) マシン油と粘土粉の混合物を塗布した場合: Fig. 9 はモデル軸 C-1 について半円周 D-A-B 間にマシン油と粘土粉の混合物を塗布した場合の試験結果である。C型撓みを有するモデル軸であるため撓みの方向はやや不明確であるが、この場合には混合物塗布側に昇温時、その逆に降温時の撓みを生じ、傾向は Fig. 7 および8と同じである。試験後の表面は混合物塗布側がより黒くなつていた。

V. 考 察

さきに述べたごとく A 型は加熱計測試験のさいの昇温時にのみ撓みを生ずるものであり、D 型は降温時にも(昇温時と逆方向の)撓みを生ずるものとして定義されているが、ここでは便宜上昇温時の撓みを A 成分、降温時の撓みを D 成分と呼ぶことにする。

Fig. 4~9 のモデル試験結果から A 成分、D 成分共表面の条件を変えることによつて任意に再現しうることが明らかである。

これらの現象は軸材の表面条件の変化は輻射能の変化をもたらすとしてすべて説明が可能である。すなわち加熱計測試験においては軸材は主としてニクロム線からの輻射によつて加熱されるが、軸材表面に輻射能の非軸対称性があれば、加熱のさいに輻射能のより大なる側がより早く高温になり、それに伴う熱膨張量の差によつてこの側に凸の撓みが一時的に生ずるのである。冷却時にはこの逆のことがいえる。

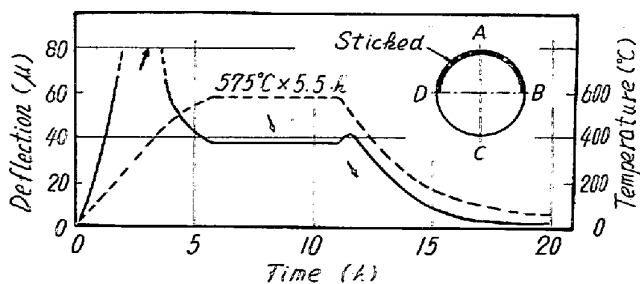


Fig. 9. Deflection due to asymmetric sticking with a "clay-powder-machine oil" paste. (Model shaft C-1)

1) A 成分: 表面を十分清拭し、表面条件の非軸対称性のない軸材は Fig. 4(a)のごとく何らの撓みも生じなかつたが、このとき生成したスケール (575°Cの加熱で生成) を表面半円周だけ除去した結果 Fig. 4(b)(c)のごとくスケールを残した側に A 成分が現われた。これはスケールを残した側がより黒く、したがつて輻射能がより大なるためである。スケールを半円周だけ除去したために生ずる A 成分は 460°C 以上に加熱することによつて以後現われなくなるが、これはこのような温度へ加熱することによつて新たにスケールを生じた部分と、もともとスケールの残つていた部分との輻射能の差がなくなるためであろう。A 成分が現われなくなつた状態でも肉眼的にはスケールを残した側が明らかにより黒いが、この場合の輻射能とは熱線に対するものであるから矛盾した現象ではない。

Fig. 5, 7, 8 および 9 における A 成分も同様に輻射能の差として説明できる。ただしこれらの場合は短時間の繰返加熱では容易に A 成分を消滅し得ない点が Fig. 4 の場合と異なる。すなわち表面条件による輻射能の非軸対称性には加熱によつて容易に改善されるものと、されなれないものがある。また表面条件の肉眼的な差は改善可能なものが必ずしも少いとは限らない。たとえば Fig. 5 のマシン油塗布の場合の試験後の表面の黒さの差は肉眼的に Fig. 4 のスケール除去の場合ほどいちじるしくはない。かような現象もさきにのべたごとく輻射能は熱線に対するものであるということから説明することができる。

Fig. 8 のマシン油と白チョーク粉の混合物を塗布した場合には第 1 回目の試験の昇温時に互に方向の逆な 2 つの A 成分が現われているが、最初の混合物塗布側へ凸の撓みは主として混合物中のマシン油の影響で (Fig. 5 の場合と同じ)、つぎの撓みが白チョーク粉の影響である。第 2 回目の試験では白チョーク粉の影響のみが残つたことになる。紙面の関係上詳細は省略するが、このような現象はたとえば Ni-鍍金したモデル軸を数回繰返加熱の後に鍍金せぬ側のスケールを除去したさいにも認められ、この場合にははじめ鍍金の側に凸の撓みを生じ (Fig. 7 と逆である)、その後温度が上昇してスケールを除去した面に新たにスケールを生ずると撓みはこの方向に凸に逆転している。

Fig. 6 の脱炭層を有する軸の A 成分は脱炭層それ自体の影響ではない。何故なら表面をグラインダーで注意深く仕上げた場合にはほとんど撓みを生じないからである。荒削後の表面の状態に脱炭層と非脱炭層とで明瞭な差があり、これが撓みの原因となつていると見られる。

このことはたとえばバイトの“ピビリ”による表面の“あらさ”の不均一なども撓みの原因となる可能性のあることを示唆する。

さきにのべたごとく WEAVER¹⁾はA型撓みの原因として軸材表面の切削加工層の不均一にもとづく熱伝導度の非軸対称性を提唱している。しかし乍ら著者らはこれに関してつぎのようなデータを有している。

1%Cr-Mo-V鋼製モデル軸を最終仕上げのさい故意に偏心切削させ、仕上げ後の表面の残留応力の分布をX線的に求めた結果をTable 2に示すが明らかに非軸対称性が認められる。しかし乍らこの軸の加熱計測試験ではA成分はほとんど認められなかつた。実際の軸材における残留応力の分布も高々この程度のものであり、したがってWEAVER¹⁾の提唱する説は否定しうるものと考え。ただし偏心加工によつて表面の“あらさ”に非軸対称性を生ずる場合には前述のごとくA成分の原因となる可能性は十分考えられる。

A型についてはFuchs²⁾あるいはTimo³⁾も輻射能の非軸対称性によるものであるとのべているが、いずれもpittingあるいは黒ラッカー塗布など極端な条件を与えた試験によるものである。一方筆者らの行なつたスケールの不均一、マシン油による汚れなどは現場において容易におこりうる条件であり、しかもこのような表面条件の不均一が敏感にA成分をもたらしているのである。

2) D成分: Fig. 4~9に示したモデル試験結果のうちD成分がみとめられるのはNi-鍍金のFig. 7, マシン油と白チョーク粉および粘土粉の混合物塗布のFig. 8および9である。これら3例に共通することは同時に認められるA成分に比してD成分がより小さいことで、Fig. 8の場合には降温時の撓みの方向逆転によつて辛うじて判定される程度である。

加熱計測試験における軸材の熱の吸収、放出には昇温時の軸材とニクロム線との温度差、降温時の軸材と炉壁との温度差が関係するが、この温度差は後者がより小であることは明らかである。したがって軸材表面の輻射能

の非軸対称性の影響は降温時の方が当然小となる。このことから同一原因にもとづくA成分とD成分とを比較すれば後者がより小なることが容易に計算できる。

Timo³⁾はD型撓みの原因を軸材の熱拡散率の不均一に帰せしめており、これの改善方法として長時間の高温焙り(焼戻温度以下)をすすめている。しかし乍らつぎの点からこの説は妥当性を欠くものと見られる。

軸材は加熱計測試験に入るにさき立つて焼戻処理が行なわれているが、これを焼戻温度より低い温度で再焙りしても冶金学的に材質の本質的な変化は期待されない。また著者らの経験する限りではこの型の撓みを示す軸材はほとんどすべてが機削することに撓みの方向を変えているか、あるいはまったく撓みを生じなくなつている。このような現象は材質的な欠陥からは説明できないが、表面条件による輻射能の不均一が原因であるとすれば、機削によつて新たな表面条件に変わるためであるとして容易に説明が可能である。長時間の焙りでこの型が消滅するとすれば、その温度で生ずる十分厚いスケールのために表面条件の非軸対称性が除かれるためと考えられる。

3) A型撓みとD型撓みとの関係: さきにのべたごとくA成分には繰返加熱によつて現われなくなるものと、容易に消滅しないものがあるが、後の場合には降温時にD成分を生ずる可能性を有する。したがって従来外見上から分類していたA型とD型はA成分の原因となる表面条件の非軸対称性の改善の難易から分類するのが妥当と思われる。たとえばマシン油塗布のFig. 5の場合は外見上A型であるが、繰返試験の度ごとに同様の撓みを生じていることからむしろD型と見るべきである。しかし乍ら實際上非軸対称性改善の難易の明確な限界は決め難く、またD成分は必ずしもA成分と関係していないこともある。たとえば試験中のスケールの剝脱などによる表面条件の変化があれば、A成分の存在しない場合でもD成分が現われたり、あるいはA成分とD成分の方向が逆転しないこともありうる。したがってA型とD型とはともに表面現象によるものとして一括分類する方がより妥当とも考えられる。

4) C'型撓み: Fig. 7のNi-鍍金の場合、あるいはFig. 8のマシン油と白チョーク粉の混合物塗布の場合に高温保持の間にA成分と同一方向の撓みが残留している。このモデル軸(X-0)は元々何らの撓みの要因を含まない健全な軸であるから、この撓みも与えられた表面条件の変化によるものであることは明らかである。これがC'型撓みと称したもので、一見C型と類似であるが降温に入ると急激に減少する点で明確に区別される。

Table 2. Residual stress on the finished surface of a model shaft (Cr-Mo-V steel).

Angular position of body surface	Residual stress kg/mm ²	
	Tangential	Longitudinal
A	-24	-19
B	-10	-10.5
C	-21	-11
D	-26	-16

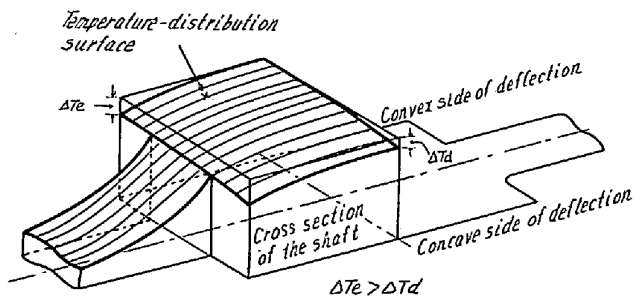


Fig. 10. Schematic diagram of the temperature distribution surface of a shaft with asymmetric thermal emissivity during holding at elevated temperature.

高温保持の間に軸材は表面から輻射により熱を吸収し、その大部分を軸端側へ放出しつつ平衡状態を保っていると考えられるが、表面の輻射能に非軸対称性がある場合、軸材の直径を含む縦断面の温度分布は Fig. 10に示すごとく輻射能の大なる側がより高温度を保ちつつ凝定常的な状態を保持しようものと考えられ、したがってこの間高温側のより大きい熱膨張量により、この側に凸の撓みを生ずることになる。これが C' 型撓みの成因と推定される。降温のため電流を切り、ニクロム線からの輻射がなくなるとこの温度差が急激に減少し、それに伴って撓みも消滅するのである。高温保持中の軸端部の冷却水の流量によつて撓みがわずか乍ら変化することも認められ、C' 型撓みに対する上述の考え方の裏付を与えている。

VI. 現場試験の1例

A型、D型および新たに見出された C' 型撓みとも、表面現象がその成因であることが明らかになったが、つぎにこれにもとづいた現場試験の1例をのべてみる。

軸材は 1%Cr-Mo-V 鋼製発電機用高圧タービン軸車で、胴径約 850mm(平均)、胴長 1,875mm、全長4,830mmのものである。

これについての第1回目の試験結果が Fig. 11(a)で C-D間にA成分、D方向にD成分、B方向にC'型撓みを生じている。調査の結果軸材表面に錆その他の汚れがいちじるしいことが判り、これの全表面をエメリー紙で研磨し、十分清浄な状態で再試験を行なった。その結果(b)図のごとく C'型撓みとD成分は完全に消滅し、残ったA成分も C-D間に存在する多数の試験材採取用コアドリル孔のためであることが明らかとなった。

すなわち、この軸材の第1回目の撓みの成因には2つあり、その1つはコアドリル孔で C-D間にA成分をもたらし、今1つは表面の汚れでB方向にA成分(実際は

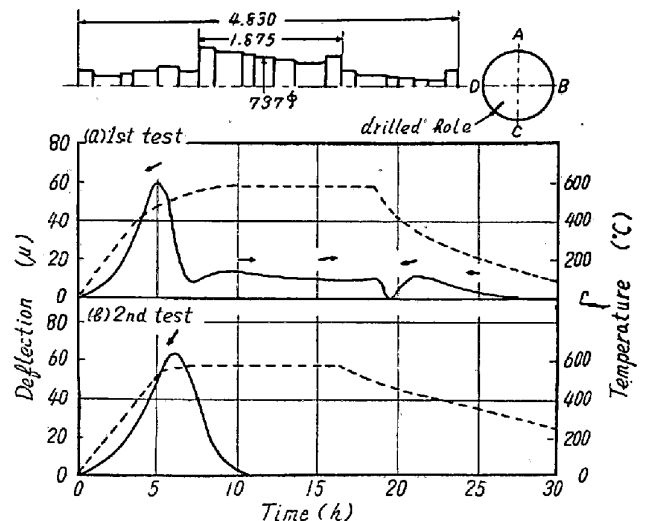


Fig. 11. An example of the result of practical heat-indication test.

コアドリル孔の影響と合成されて C-D間に現われている)と同方向の C' 型撓み、逆方向のD成分をもたらしていたもので、これの表面を清浄化した結果コアドリル孔の影響のみが残ったものと解釈され、この軸材は本質的に健全なものであると判定されたのである。

VII. 結 言

タービン軸材の加熱計測試験にさいして現われる各種の撓みの成因を明らかにするため実物の 1/3~1/6 の大きさの軸材によるモデル試験を行ない、これらの撓みを実験室的に再現することによつてつぎの事項を知り得た。

1) 見掛上C型撓みと類似であるが成因のまったく異なる新たな撓型式を見出し、C'型撓みと名付けた。

2) 撓みの成因は大別すると2つに分けられ、軸材の物理的性質に基因するもの(BおよびC型)と軸材の表面状態に由来するもの(A、C'およびD型)とがある。

3) A、C'およびD型撓みは表面の酸化状態、スケールの剝脱、汚損、あらさなどによつて影響されることを明らかにした。

モデル試験によつて得られたこれらの実験結果は実際の加熱計測試験に還元されて実効を現わしている。

本報告には紙巾の関係で省略したが、表面条件として軸材の形状の問題も検討しており、またここにのべた結論はさらに詳細な実験の裏付によつて確認されている。

さらにまた表面現象を論ずる前の軸材の物理的性質についても、とくにC型撓みの成因について徹底的な追試と実験を行ない、その本質的機構については従来の説を覆す新たな知見を得ている。これらの詳細については

別途報告の予定である。

いずれにせよ、加熱計測試験は根本的に、而も実際に即して検討されねばならないと思う。

終りに本研究は株式会社日本製鋼所室蘭製作所において実施されたが、研究の遂行にあたって格別の御指導を賜り、また結果の発表を許可され室蘭製作所長常務取締役皆川孝光氏ならびに同所副所長取締役伊佐治勝利氏に深甚なる敬意を表すると共に、本研究は昭和 33 年度通産省応用研究補助金の交付（日本製鋼所）を受けたことを付記し、当局の御指導御鞭達に併せて謝意を表する。

文 献

- 1) S. H. WEAVER: General Electric Review, 44 (1941), 10, 543
- 2) M. SEDILLE: Bull. Tech. Société Rateau,

No. 178

- 3) M. C. CAPLAN, L. B. W. JOLLEY, J. REEMAN: Symposium on Internal Stresses in Metals and Alloys, (1948), 139, Institute of Metal.
- 4) H. H. BURTON, J. E. RUSSEL: Proceeding of the Forgemasters' Meeting 1954, Spec. Rep. No. 60, (1957) 17, Iron and Steel Inst.
- 5) A. BARKER, J. W. JONES: Proc. Inst. Mech. Engr., 169, 41 (1955), 853
- 6) 阪部, 本間: 日本金属学会第42回講演大会前刷, (S 33-4) 58
- 7) 徳田: 日本金属学会第45回講演大会前刷, (S 34-10) 42
- 8) M. Y. FUCHS, I. G. GLAZINK: Vestn. Maš (SSSR), 35, 6 (1955), 853
- 9) D. P. TIMO, D. F. PARENT: ASME Paper No. 58-A-270, (1958-11)

3% Cr 耐熱鋼の諸性質におよぼす C, Cr, Mo および V の影響*

小 柴 定 雄**・九 重 常 男***

Effect of C, Cr, Mo and V on Properties of 3% Cr Heat-Resisting Steel.

Sadao KOSHIBA and Tsuneo KUNOU

Synopsis:

Experimental studies were made on the effect of C, Cr, Mo and V on hardness on heat treatments, mechanical properties at elevated temperature, rupture strength, microstructures and deformation ratios of 3% Cr heat-resisting steel, which is used for heat-resisting parts of aeroplane structures.

Results obtained were as follows:

- (1) With increase of C contents, the hardness on heat treatment and the tensile strength at elevated temperatures were increased. But the rupture strength showed the maximum value at about 0.36% C.
- (2) By further addition of Cr contents, the as quenched-and-tempered hardness below 600°C were increased. The as-tempered hardness, the tensile strength and the rupture strength in a range of high temperature above 650°C were decreased.
- (3) By increase of Mo, the hardness after heat treatment was increased, but the tensile strength at elevated temperature and the rupture strength showed maximum value at about 2.43% Mo content.
- (4) Addition of V increased the hardness of steel on heat treatment, but the tensile strength at elevated temperatures and the rupture strength became maximum at about 0.55% V content.

I. 結 言

筆者らはさきに航空機用の耐熱構造用部品に使用する目的で、5% Cr ダイキャスト用ダイス鋼の高温強度や耐熱性を調べ、600°C 以下の使用温度では耐熱鋼として十分な性質を有することを確かめた¹⁾。

最近 C 0.5%, Cr 3.25%, Mo 1.4% の組成のダイキャスト用ダイス鋼が従来の 5% Cr 鋼より用途によっては優れた性能を示すと報告されている²⁾。ダイキャスト

* 昭和34年4月本会講演大会にて発表

** 日立金属工業株式会社安来工場 工博

*** 日立金属工業株式会社安来工場