

文 献

- 1) 中野, 他: 鉄と鋼, Vol. 45 No.3(1959) p. 360
- 2) 中野, 他: 鉄と鋼, Vol. 45 No.9(1959) p. 1111 & p. 1113

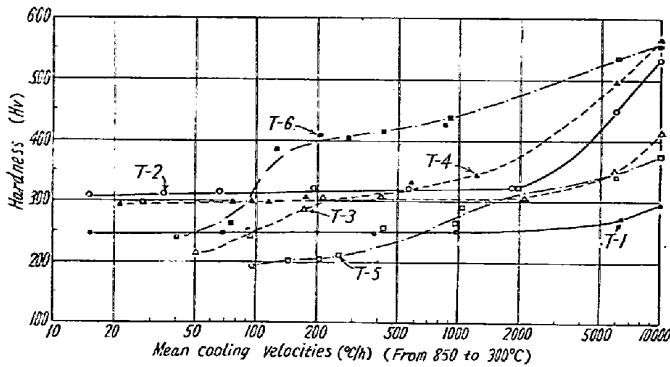


Fig. 4. Relation between quenched hardness and mean cooling velocities.

焼入硬度にもその影響が顕著に認められる。パーナイト変態は Ni-Mo-V 系とほぼ同程度の変態特性を示し、C 量の低下により変態がいちじるしく速やかになっている。

Cr-Mo 系 (T-5 および T-6)

Table 2 の臨界冷却速度、および Fig. 3 の連続冷却変態図から明らかなように、T-5 (1% Cr-Mo) は全供試験の鋼種の中で焼入性が劣っており、油焼入を行なつても 100 mm φ の試面に相当量のフェライトおよび若干のパーライトの析出することが示される。

T-6 (3% Cr-Mo) はパーライト段階の変態は、Ni-Mo-V 系、Ni-Cr-Mo 系に較べて比較的速やかに起るが、パーナイト変態の開始は遅く、しかも変態温度が低温側に存在するという特徴を有している。

IV. 結 言

以上の結果を要約するとつぎのとおりである。

1) パーナイト変態の開始はいずれの鋼種とも速やかであるが、C 量によつていちじるしい影響を受ける。臨界冷却速度で比較すると、T-2 (Ni-Mo-V 高 C)、T-6 (3% Cr-Mo) がもつとも小さく、T-4 (Ni-Cr-Mo 高 C) がこれよりもわずかに劣り、ほかの 3 鋼種、とくに T-5 (1% Cr-Mo) は格段に大きい臨界冷却速度を有する。

2) 初析フェライトの臨界冷却速度で以て焼入性を比較してみると、T-2 (Ni-Mo-V 高 C) がもつともすぐれ、ついで T-1 (Ni-Mo-V 低 C)、T-4 (Ni-Cr-Mo 高 C)、T-6 (3% Cr-Mo)、T-3 (Ni-Cr-Mo 低 C)、T-5 (1% Cr-Mo) の順に焼入性が低下する。

3) 全供試験鋼のうち、T-2 の Ni-Mo-V 高 C 材がもつとも焼入性がすぐれ、T-5 の 1% Cr-Mo 鋼がもつとも劣る。T-6 の 3% Cr-Mo 鋼はパーライト段階の変態は比較的速やかに起るが、パーナイト変態の開始は遅く、しかも低温度域で行われるという特色を有する。

(103) タービン軸材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)

日本製鋼所、室蘭製作所

工博 下田秀夫・小野寺真作・徳田 昭

○本 間 亮 介

石川島芝浦タービン 吉 田 宏

On the Causes of Deflections of Turbine Shafts during Heat Indication Test.

(On the type A, C' and D Deflections)

Hideo Shimoda, Shinsaku Onodera,

Akira Tokuda, Ryosuke Homma

and Hiroshi Yoshida.

I. 緒 言

タービン軸車が加熱により撓みを生ずることは、その高温、高速運転に大きな障害となるのは論をまたない。加熱計測試験とは軸材を横型電気炉内で約 2 r.p.m. の回転を与えつつ運転温度よりやや高温に加熱し、生じた撓みの大きさ、方向、性格などにより高温での安定性に対する軸材の品位を評価するものである。

この試験で現われる撓みにはいろいろの見解がのべられているが、成因の大部分は被験軸材の材料的不均一にもとづくものとされている。筆者らはこの問題について、モデル軸による実験的加熱計測試験 (以後モデル試験と略称)、各種組織の熱膨脹係数の精密測定、炭化物の変化とその熱膨脹係数の X-線の検討、計測試験時の軸材への伝熱機構の分析など一連の研究を進めているがとくにモデル試験によつて軸材の表面状態が撓みの主因の一つであることが明らかとなつたのでこの点について報告したい。

II. 撓みの型とそれに対する見解

加熱計測試験で現われる撓みには従来まで Fig. 1 に示す 4 型が認められており、これに対する見解を列挙すればつぎのごとくである。

A 型: 切削加工による軸材表面の残留応力の弛緩¹⁾。

B 型: 熱処理による非軸対称残留応力の弛緩²⁾。

C型: 偏析あるいは組織むらによる非軸対称な熱膨張係数の差²⁾³⁾⁴⁾⁵⁾。

D型: 材料的な不均一にもとづく熱伝導度の異なる部分が非軸対称に存在することによる温度むら⁶⁾。

実際にはこれらが重複して複雑な撓みを示すが、上記の見解では必ずしも説明しえないものもあり、したがって、これらにもとづく対策も効果を示さない現場例がしばしばある。筆者らの実験ではこのほかC型と類似であるが、本質的にはまったく異なる型（これをC'型と仮称する）も認められている。本報告ではモデル試験結果を中心としてA、C'およびD型についての見解を述べる、

III. モデル試験装置と実験結果

Fig. 2にモデル試験装置を示す。モデル軸を回転しながら加熱、保持、冷却の操作を行うが、この間撓みを石英棒を介して非接着抵抗線型変換器へ伝え、自動記録させる。記録された撓み曲線より軸の円周4等配の位置の撓みを取り出し、ベクトル計算により撓みの大きさと方向を決定する。モデル軸は実物の1/3~1/6、装置は原理的に現場のものと同様である。（現場試験では撓みをダイヤルゲージで伝え、円周上4等配の位置で目測する。）

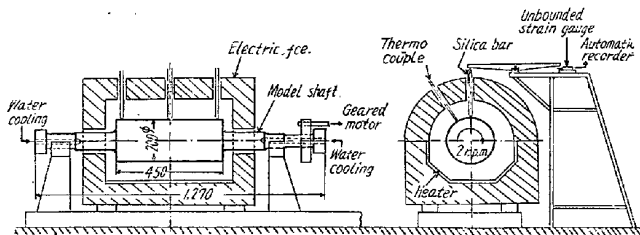


Fig. 2. Apparatus for model heat indication test.

つぎにNi-Mo-V-鋼モデル軸による実験例を二、三示す。

まずモデル軸の切削加工面を十分清拭した後575°Cにおける計測を行なった結果どの型の撓みも生じなかった。

この軸の表面の酸化膜を半円周だけエメリー紙で落し、300°Cで5時間、575°Cで3時間の計測を行なった結果、いずれも酸化膜を残した側へ凸のA型撓みを生じた。Fig. 3(a)は575°Cの結果を示す。この後の350°Cの計測ではA型撓みは消滅していた。

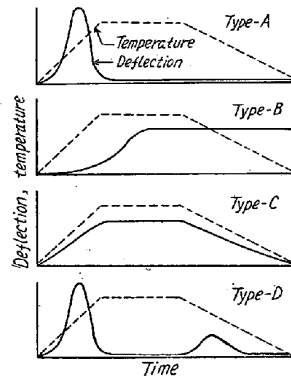


Fig. 1. Four types of deflection.

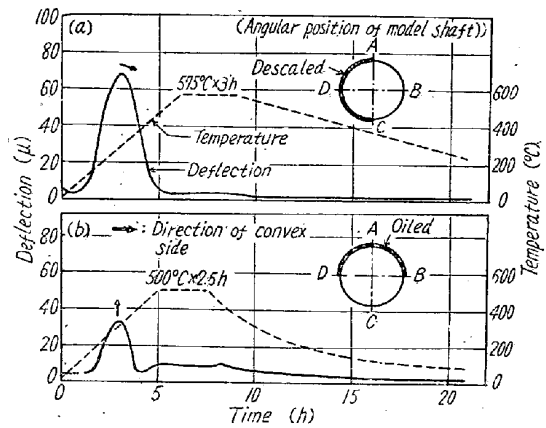


Fig. 3. Typical examples of type-A deflection.

同軸の酸化膜をエメリー紙で全面落し、半円周にマシン油を塗り500°Cで2.5時間の計測を行なった結果、Fig. 3(b)に示すごとく油を塗った側に凸のA型撓みを再現した。この撓みはその後の数回の計測でも消失しなかった。

再度全面の酸化膜を落し、半円周にNi-鍍金を施した後575°Cで3時間、4.5時間、4時間の計測を繰返したが、いずれも昇温時には鍍金せぬ側、降温時にはその逆に凸の撓みを生じ、明らかにD型撓みを現出した。

Fig. 4(a), (b)は第1および3回目の結果を示す。図中では温度保持の間にも鍍金せぬ側に凸の撓みが生じているが、これが前述のC'型撓みで、一見C型撓みに似ているが、炉の電流を止めた後直ちに急激な減少を示すのが特徴である。

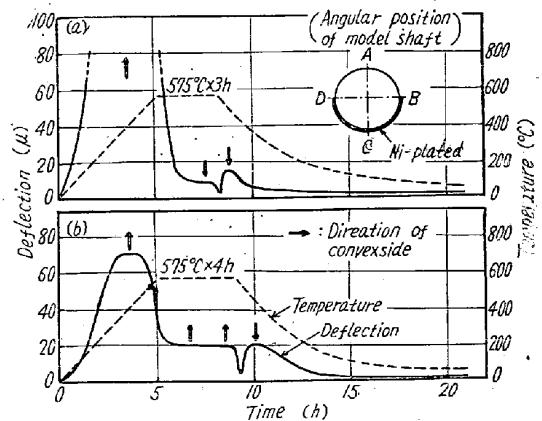


Fig. 4. Typical examples of type C' and D deflection.

このほか、マシン油と粘土との混合物を塗った場合にもNi-鍍金ほど顕著でないが、同様の撓みを示した。

IV. 考察

どの型の撓みもなかったモデル軸が、表面の状態を変えることによりA、C'、D型撓みを示しうることが

の実験例で明らかである。これらの撓みは軸表面の emissivity の変化によるものとして矛盾なく説明される。すなわち撓みは昇温時には emissivity の大なる側降温時には小なる側へ凸に生ずる（一時的な熱膨脹の差によることはいうまでもない）。この emissivity の差が加熱で矯正される時にはA型、然らざる時にはD型撓みとなる。また、軸表面の輻射による熱吸収と軸端方向への伝導放熱との平衡による温度保持の状態で、emissivity のより大きい側が高温に保たれることが考えられ、これが C' 型撓みの成因と見られる。これは電流を止め、輻射熱を与えぬことにより急激に撓みが減少することからも裏付けられる。

なお軸部の冷却水を加減し放熱条件を変えることにより C' 型撓みの大きさを变化せしめた実験例、A, D型撓みを示した軸材の表面を清浄することにより正常なものとした現場経験もあるが、詳細は講演に譲る。

V. 結 言

加熱計測試験において見出される各型撓みの成因を明らかにするために行われたモデル試験により、材料的には正常な軸材でも単なる表面状態の変化によつてA, C', D型撓みを生じうることを明らかにした。その結果、従来は看過されていた表面状態に注意すべきこと、とくに表面状態は軸対称であるべきことが指摘される。なお軸材表面の温度分布, emissivity などについてもさらに検討の予定である。

文 献

- 1) S. H. Weaver; G. E. Review, Oct. 1941
- 2) M. Caplan, L. Jolley & J. Reeman; Symposium on Internal Stress in Metals and Alloys (Oct. 1947), Inst. Metals, 1948, p. 145
- 3) H. H. Barton & J. E. Russell; Iron & Steel Inst., Special Rep. No. 4 (1954), p. 17
- 4) A. Barker & J. W. Jones, Proc. Inst. Mech Engrs., 169 (1955) p. 853
- 5) 阪部喜代三, 本間亮介: 日本金属学会第42回講演大会, 講演概要 (昭33-4)
- 6) D. P. Timo & D. F. Parent, ASME, Preprint No. 58-A-270, Nov. 30, 1958

(104) 混粒判定の一方法について

大阪大学工学部 工博 美 馬 源次郎

〃 大学院 川井俊彦・〇荻野喜清

Theoretical Analysis of Duplex-Grain Structure.

Genziro Mima, Toshihiko Kawai
and Yoshikiyo Ogino.

金属材料の結晶粒子の大きさに対する要求と、その要求目的とは、金属の種類によつて違ふが、少くとも構造用金属材料においては、結晶粒子の大きさが、使用目的に応じてそれぞれ適當であること、その大きさが均斉であることは金属の種類の如何に拘らず材料に要求される性質の一つである。たとえば、鋼のオーステナイト結晶粒子の大きさが増すと、冷却に際して「オーステナイト」→「パーライト」変態の速さが遅くなり、したがつて「オーステナイト」→「マルテンサイト」変態が起りやすくなるために、焼入れを必要とする鋼には一般にオーステナイト結晶粒子の大きいものが選ばれ、電弧溶接するような場合には熱影響部に焼きが入り難く、かつ接手に適当な機械的性質を付与する目的で被溶接鋼材（低合金鋼）の種類に応じてオーステナイト結晶粒度を適当に指定する。また深絞りあるいは成形加工する真鍮、アルミニウムなどにおいては結晶粒子の大きさが大きくなれば、加工後の表面が粗になるため、製品の仕上り表面を美しくする目的には結晶粒子の大きい材料は好まれない（もちろんこの場合には結晶粒子の大きさは機械的性質にいちじるしく関係する。）

結晶粒の大きさは鋼材および非鉄金属材料のいずれの場合に対してもすでにそれぞれに適合した測定方法、たとえば A.S.T.M. 法、学振法などが定められている。しかしながらこれらの結晶粒測定方法は、材料を構成する結晶粒子の大きさが、同一である場合にのみ適合するもので、違つた大きさの結晶粒子が混在する場合には、それらの測定方法により測定した値はまったく無意味となる。またこれらの測定方法では大きさの違つた結晶粒子が混在しているか否かを知ることでもできぬ。

違つた大きさの結晶粒子が混在している場合の計算については堀川氏の発表がある程度で、この種の研究は見られない。ここにおいて著者らは材料の結晶粒子が混粒か整粒かを判定することを目的とした下記のような簡単な理論と、これを確める実験を行なつた。これらについて簡単に説明すればつぎのようである。

I. 理 論

研究の結果²⁾³⁾によれば、金属を構成する結晶粒子の形状は複雑な多面体であるが、理論を簡単にするために、結晶粒子を半径 r_0 の真球と仮定する。またこの球の大円の面積を a_0 、大円から $x_1, x_2, \dots, x_n$ の距離にある切円の面積をそれぞれ $a_1, a_2, \dots, a_n$ とし $a_1/a_0 = a_2/a_1 = \dots = a_n/a_{n-1} = \rho$ と仮定すれば、大円から k 番目の