

小天井傾きが大（端上り）になるにつれて大天井下面の低混合気流の層は薄くなり、たとえば 5% 線は -18° では天井の 20mm 下にあるが 0° のときは 10mm となり $+20^\circ$ のときはも早や存在しなくなっている。中心濃度は 20% 程度で大差はない。9%（完全混合）線は小天井が端下りになるとともに低くなり、かつ浴面を覆う巾も狭くなる。これらのことは小天井が端上りである方が燃焼は速いことを示しているが、実際上では $\pm 20^\circ$ というような広い範囲でなく $\pm 10^\circ$ 位の間のことが問題であるのでこの程度のところでは混合の上でも大きい差はないものと考えてよい。したがって傾斜（ α ）の基準としては 0° をとり事情の許す限り端下りにするのが有利である。Fig. 9 に (a) $\alpha = +4^\circ$, (b) $\alpha = 0^\circ$ の実炉の隅部損傷状況を示す。(a) は 477 回 (b) は 501 回の出鋼後である。

V. 結 言

炉頭は平炉の代表的な構成要素であり炉頭によつて炉

型の名称を異にする。炉頭は気道および噴流と相俟つて炉腔における燃焼に大きい影響を与える。

炉頭の構成についての模型実験はつぎのことを明らかにした。

- (1) 炉頭の中心線は炉腔空間を均衡ある前・裏にわかつことが肝要である。
- (2) 単気道炉頭の大きさはつぎの標準による。
巾: $b = B'/2$, $b_2 = 0.88B'$
長: $l = B'/2$, $l_1 = 0.88B'$
高: $G = 6B'/14.5$
- (3) 炉頭側壁の絞りはなく、両側壁は平行がよい。
- (4) 小天井・端壁を端下りにすることによつて送気流を交えることなく損傷を軽減することができる。

(昭 32—1 月寄稿)

文 献

- 1) J. H. Chesters: Open hearth proceedings, 1951, vol. 34, p. 299

低合金鋼の高温強度について*

土屋秀介**・山本俊二**・谷藤弥寿生**

THE HIGH TEMPERATURE STRENGTH OF LOW ALLOY STEELS

Shusuke Tsuchiya Shunji Yamamoto and Yasuo Tanifuji

Synopsis:

Room and high temperature strength of some typical low alloy steels (Cr-Mo-V, Ni-Cr-Mo Ni-Mo-V, 1 Cr-Mo and 2.5 Cr-Mo steel) in steam turbine rotor shaft materials were studied.

The results were summarized as follows: (1) The impact transition temperature in Ni-Mo-V and 1 Cr-Mo steel having a comparatively small hardenability lie on to moderately higher side. (2) Generally the higher the room-temperature tensile strength, the higher the tensile strength at high temperature for short time, but it is not apparent that this difference is small. (3) In 500~550°C range 1 Cr-Mo-V steel have the strongest creep-resisting strength and Ni-Mo-V, 1 Cr-Mo, Ni-Cr-Mo and 2.5 Cr-Mo steel beomes weaker in the aforementioned order. (4) 2.5 Cr-Mo steel have the most remarkable elongation and Ni-Cr-Mo, Ni-Mo-V, 1 Cr-Mo and 1 Cr-1 Mo-V steel is a little elongation in their order during the creep rupture test. 1 Cr-1 Mo steel have an elongation of 12~13 per cent and the others have an elongation of over 20 per cent after the creep rupture test. (5) Design curve and master rupture curve at 500°C in each steels have been obtained. (6) Carbide coagulation and spheroidization was not observed in the specimens after no loaded heating test but it was observed after creep rupture test. (7) The tensile test results at high temperature for short time were not always agree with test results of long-time creep rupture and therefore creep resisting properties could not be judged from the former.

* 昭和 31 年 4 月, 32 年 10 月本会講演大会にて発表 ** 株式会社神戸製鋼所, 研究部

I. 結 言

火力発電や船舶の推進動力源その他多方面に蒸気タービンが使用されているが単位容量の増大に伴い順次大型化しつつあり、運転効率の向上の上からもその蒸気温度および蒸気圧力はボイラーの性能向上とともに急激に上昇している¹⁾²⁾。したがって、これら蒸気タービンローターシャフトに用いられる材質も当然設計上の要求を満足するような強度を有するものでなければならず、だんだんと高級な低合金鋼が用いられはじめている。これらの素材は常温ならびに高温使用域において良好な機械的強度を有する必要がある、したがって使用温度附近におけるそれを充分把握しておく必要が生ずる。このためわれわれは現在蒸気タービンローターシャフト素材に使用されつつある低合金鋼が常温ならびに高温使用域でいかなる強度を有するものであるかを確認するため代表的な5鋼種を選び実験を行なつたのでその結果をここに報告する。

II. 供 試 材

供試材の内C, Dは当社において蒸気タービンローターシャフトに製作した製品の一部を30mm角にまで鍛伸しA, B, Eは100KVA塩基性高周波電気炉で試験材として溶製せるもので同様30mm角にまで鍛伸して実験に供した。Table 1に供試材の化学成分および熱処理を示す。

Table 1の内Aは最近大型の蒸気温度の高いローターシャフト素材に使用されつつあるもの³⁾B~Dは発

Table 1. Chemical compositions of specimen tested.

| Mark | Sort of steels | C | Mn | Si | P | S | Cu | Ni | Cr | Mo | V | Heat Treatment |
|------|----------------|------|------|------|-------|-------|------|------|------|------|-------|-------------------------------|
| A | 1%Cr-1%Mo-V | 0.35 | 0.72 | 0.27 | 0.026 | 0.031 | 0.19 | 0.14 | 0.04 | 0.14 | 0.24 | 1000°/2h→880° A.C→700°/4h A.C |
| B | Ni-Cr-Mo | 0.32 | 0.56 | 0.16 | 0.011 | 0.013 | — | 1.74 | 0.97 | 0.24 | — | 880°/2h A.C→680°/4h A.C |
| C | Ni-Mo-V | 0.29 | 0.55 | 0.29 | 0.016 | 0.014 | — | 2.66 | 0.42 | 0.28 | 0.062 | 880°/2h A.C→670°/4h A.C |
| D | 1% Cr-Mo | 0.33 | 0.60 | 0.29 | 0.017 | 0.015 | 0.08 | 0.06 | 1.29 | 0.30 | — | 880°/2h A.C→660°/4h A.C |
| E | 2.5% Cr-Mo | 0.31 | 0.66 | 0.53 | 0.008 | 0.013 | 0.06 | 0.02 | 2.73 | 0.26 | — | 900°/2h→880° A.C→700°/4h A.C |



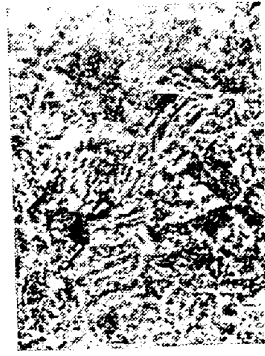
A (1%Cr-1%Mo-V)



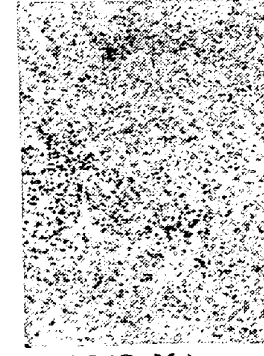
B (Ni-Cr-Mo)



C (Ni-Mo-V)



D (1%Cr-Mo)



E (2.5%Cr-Mo)

Photo. 1. Microstructures of specimen tested.

電機用船用等現在一般に使用されている鋼種であり、Eは英国においてかなり使用されていると考えられるものである⁴⁾。試験材EのSi量は高目となつたがこれとはよく添加したものではない。これらの試験材をいずれもTable 1に示す所定のオーステナイト化温度(このオーステナイト化温度は予備試験により炭化物が充分オーステナイト中に固溶しうることを確認して決定した。)に2h保持後880°Cまで徐冷しこの温度から空气中に放冷した。焼準温度を一定にしたのは燃準温度変化による各試料間の熱処理応力不均一を防止するためである。各鋼種はそれぞれ最も使用頻度の高い強度に焼戻処理を行い4h保持後焼戻温度より空冷した。供試材の調質後の顕微鏡組織はPhoto. 1に示すごとくである。

III. 常 温 試 験

(a) 引張試験 30mm角で調質を完了した試験材を平行部14mmφのJIS 4号引張試験片に加工し試験片標点距離間にダイヤルゲージを取り付けて0.2%永久伸を生ずる点を降伏力として引張試験を実施した。なお降伏力を測定した後における引張速度は5mm/mnに一定した。試験結果はTable 2に示すごとくになる。

(b) シャルピー衝撃試験 調質を完了した試験材よりJIS標準シャルピー衝撃試験片を採取し、試験温度を変えてシャルピー衝撃遷移曲線を求めた。すなわち0~-60°C間はメチルアルコール+ドライアイス、0~+100°Cは水、100°C以上は加熱した油中に試験片を挿入しそれぞれの温度に20mn間保持した後取出しただちに衝撃試験を実施した。シャルピー衝撃遷移曲線はFig. 1

Table 2. Tensile Properties of specimen tested at room temperature.

| Mark | Sort of steel | Yield strength 0.2% offset (kg/mm ²) | Tensile strength (kg/mm ²) | Elongation 50 mm (%) | Reduction of area (%) |
|------|---------------|--|---|-------------------------|--------------------------|
| A | 1%Cr-1%Mo-V | 74.8 | 89.6 | 20 | 58Rd |
| B | Ni-Cr-Mo | 53.9 | 70.2 | 28 | 67Rd |
| C | Ni-Mo-V | 65.5 | 78.6 | 24 | 63Rd |
| D | 1%Cr-Mo | 53.9 | 71.2 | 24 | 64Rd |
| E | 2.5%CrMo | 59.2 | 77.4 | 30 | 70Rd |

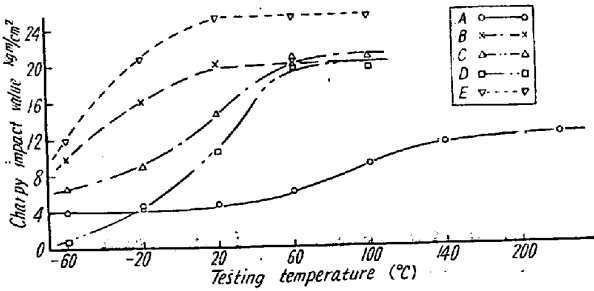


Fig. 1. Charpy impact transition curve.

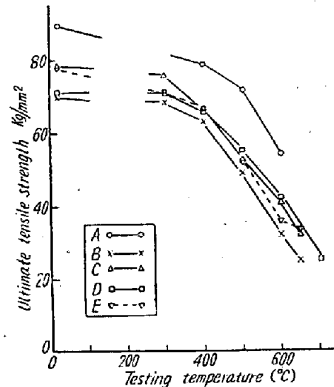


Fig. 2. Ultimate tensile strength of specimens at various temperatures.

のごとくになり各点はいずれも、3本の平均値で示した。
 Fig. 1 から B (Ni-Cr-Mo 鋼) E (2.5%Cr-Mo 鋼) をのぞきいずれもシャルピー衝撃遷移温度範囲が常温附近にあり、したがって常温試験では靱性状態にくらべてそのシャルピー衝撃値が低くなっていることがわかる。この傾向は C (Ni-Mo-V 鋼), D (1%Cr-Mo 鋼), A (1%Cr-1%Mo-V 鋼) の順にそのシャルピー衝撃遷移温度が高温側にずれ常温衝撃値もこれに比例して低くなっている。ただ A (1%Cr-1%Mo-V 鋼) は他に比べてその抗張力がかなり高いためこれが多分に影響しているものと考えられるが、その他の鋼種についてはほぼ焼入硬化能の小さいほど衝撃遷移温度が高温側に移り常温衝撃値が低くなっているようである。

IV. 高温試験

(a) 短時間引張試験 調質を完了した各試験材を平行部 12mmφ の JIS 4号引張試験片に加工し 300°~700°C の各温度に 1h 保持後引張速度 5mm/mn に一定し高温短時間引張試験を実施した。使用した加熱炉はニクロム線電気抵抗炉でありあらかじめ温度補正を行つてあるアルメルクロメル熱電対を引張試験機に設置した試験片の平行部両端および中央部の3点に取付け炉内の温度分布を一定になるように調節した。この結果は Fig. 2 のごとくなり A (1%Cr-1%Mo-V 鋼) が試験温度 500°C においてわずかの二次硬化現象を呈する以外には各鋼種においてはなんらのいちじるしい変化も認められず一般的には常温抗張力の高いものが、その高温短

時間引張強度も高い傾向を有している。

(b) クリープおよびクリープ破断試験方法 クリープおよびクリープ破断試験ともに調質を完了した試験材より Fig. 3 に示すごとく平行部 8mmφ のクリープおよびクリープ破断試験片に機械加工し 2t クリープ試験機および 3t クリープ破断試験機を用いて実験を行つた。これらの試験機の荷重精度は試験荷重の 0.5%以内 温度調節精度は 500°C および 550°C において ±1.0°C 以内、試験片の標点距離間の温度差は 500°C および 550°C で 1°C 以内である。またクリープ試験の場合の伸び測定精度は標点距離 50mm に対して 0.001% まで読みうる。さらにクリープ破断試験機は破断時の衝撃緩衝装置および破断時間を正確に読み取るため破断と同時に電気時計が止るような電気接点を有し、伸び測定は 0.01

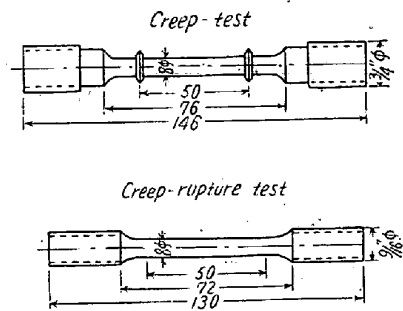


Fig. 3. Specimen for creep and creep-rupture test.

mmダイヤルゲージによつて試験片プルロッドの下りを測定した。

試験温度はこれら素材の使用される最高温度および実験結果の比較を容易ならしめるためクリープ試験においては 500°C および 550°C で最高 300 h まで負荷試験を行い負荷応力およびクリープ速度を両対数軸に取つた場合の直線関係から 0.01 および $0.1\%/1000\text{ h}$ (300 h 負荷試験) のクリープ速度を生ずるクリープ限度を各試験材につき求めた。他方クリープ破断試験では最高 100 h 程度で破断するような応力を試験温度 500°C において加えることにより負荷応力および破断時間を両対数軸に取つた場合にはほぼ直線関係になることから 10000 h におけるクリープ破断強度を推定した。さらにこれらの結果から 500°C の “design curve” および “master rupture curve” を求めた。

(c) クリープ試験 試験温度 500°C の場合には 14.0 kg/mm^2 , 20.0 kg/mm^2 を 550°C の場合には 7 kg/mm^2 , 12 kg/mm^2 の荷重を 300 h 負荷し全伸一負荷時間曲線を求めた。この結果では A (1%Cr-1%Mo-V鋼) が最も強く、ついで C (Ni-Mo-V鋼), D (1%Cr-Mo鋼), B (Ni-Cr-Mo鋼) の順で E (2.5%Cr-Mo鋼) が最もクリープ強度の弱い結果がえられた。 500°C における全伸一負荷時間曲線を Fig. 4 に示す。

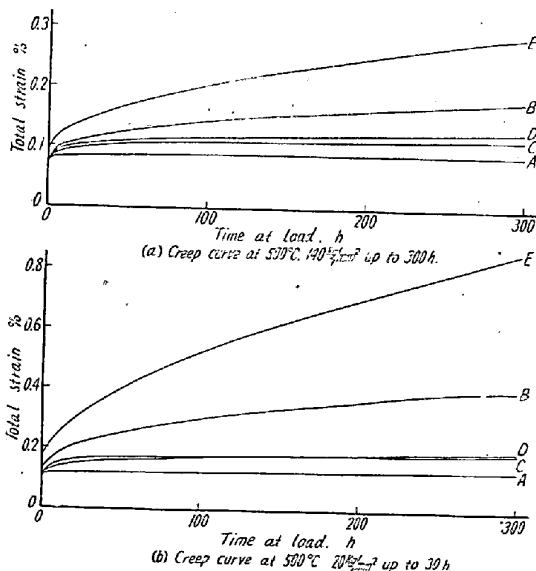


Fig. 4. Creep test result at 500°C , 14.0 kg/mm^2 and 20.0 kg/mm^2 up to 300h.

この結果より考えられる点は C (Ni-Mo-V鋼) が B (Ni-Cr-Mo鋼) より格段に耐クリープ強度の大きいこと、および D (1%Cr-Mo鋼) が E (2.5%Cr-Mo鋼) より非常に耐クリープ強度の大きいことである。前者について常温ならびに高温短時間引張強度の差も影響した

と考えられるが他方ごく少量の V の添加でもクリープ強度の増加に充分効果のあつたことが推定される。後者の差は Clark, White⁷⁾ が認めているごとく 500°C ~ 550°C では Cr 含有量 2.5% 程度で最もクリープ強度が低下するので成分的な影響によるものであろう。

これらのクリープ試験結果から、より長時間のクリープ強度を予測することはまだクリープに関する理論が明らかになされていない現状では非常に危険がともなうものであるが余りに長時間への外挿でない限りまたその間における組織的な急変や不連続的な変化がない場合にはある程度まで可能であると思われるのでクリープ歪と負荷時間を両対数軸に取つて 300 h までの試験結果をプロットしこれがほぼ直線関係にあること、およびこれに関する研究⁸⁾ もあるので参考のために試験温度 500°C , 550°C とともに 1000 h まで延長して 1000 h におけるクリープ歪負荷時間の関係を求めた。 500°C , 550°C のクリープ試験結果および外挿により求めた結果を Table 3 に 500°C , 300 h クリープ試験におけるクリープ歪一負荷時間の関係を Fig. 5 に示す。またこの結果より負荷応力一

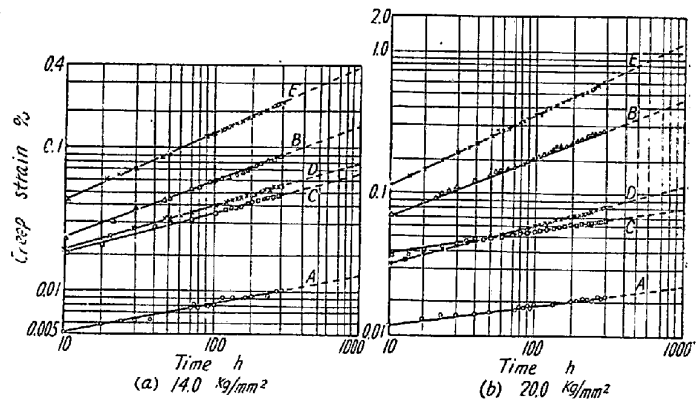


Fig. 5. Creep strain-loading time curves at 500°C , 14 kg/mm^2 and 20 kg/mm^2

クリープ速度の関係を求め 0.01% および $0.1\%/1000\text{ h}$ (300 h 負荷試験による) のクリープ速度を生ずる応力を求めた。これは 1 鋼種、1 温度において 2 応力負荷から内挿または外挿によりえられたものであるから推定の域をでないと考えられるが一応ここに示すと Fig. 6 のごとくになり、同一クリープ速度を生ずる負荷応力では A (1%Cr-1%Mo-V鋼) が最も大きく、E (2.5%Cr-Mo鋼) が最も小さい結果がえられた。

(d) クリープ破断試験 Table 4 にクリープ破断試験の結果を示す。この結果を “design curve” として各試験材毎に示すと Fig. 7 のごとくになり負荷応力一破断時間および負荷応力一最小クリープ速度の関係をまとめると Fig. 8 のごとくなる。すなわち Fig. 7 では

Table 3. Creep test result.

| Test condition | Specimens | Creep strain (%) | | Creep rate %/h | |
|---|-----------------|-------------------------|-------------------------|-------------------------|-------------------------|
| | | 300 h | 1000 h* | 300 h | 1000 h* |
| 500°C 14.0 kg/mm ² 300 h test | A (1%Cr-1%Mo-V) | 1.09 × 10 ⁻² | 1.41 × 10 ⁻² | 2.96 × 10 ⁻⁶ | 1.02 × 10 ⁻⁶ |
| | B (Ni-Cr-Mo) | 1.06 × 10 ⁻¹ | 1.76 × 10 ⁻¹ | 1.45 × 10 ⁻⁴ | 7.11 × 10 ⁻⁵ |
| | C (Ni-Mo-V) | 5.36 × 10 ⁻² | 7.53 × 10 ⁻² | 4.87 × 10 ⁻⁵ | 2.09 × 10 ⁻⁵ |
| | D (1%Cr-Mo) | 5.85 × 10 ⁻² | 8.30 × 10 ⁻² | 5.42 × 10 ⁻⁵ | 2.32 × 10 ⁻⁵ |
| | E (2.5%Cr-Mo) | 1.97 × 10 ⁻¹ | 3.39 × 10 ⁻¹ | 2.88 × 10 ⁻⁴ | 1.47 × 10 ⁻⁴ |
| 500°C 20.0 kg/mm ² 300 h test | A (1%Cr-1%Mo-V) | 2.52 × 10 ⁻² | 2.77 × 10 ⁻² | 1.19 × 10 ⁻⁵ | 4.32 × 10 ⁻⁶ |
| | B (Ni-Cr-Mo) | 2.88 × 10 ⁻¹ | 4.81 × 10 ⁻¹ | 4.02 × 10 ⁻⁴ | 2.01 × 10 ⁻⁴ |
| | C (Ni-Mo-V) | 6.90 × 10 ⁻² | 8.60 × 10 ⁻² | 4.43 × 10 ⁻⁵ | 3.15 × 10 ⁻⁵ |
| | D (1%Cr-Mo) | 6.52 × 10 ⁻² | 1.40 × 10 ⁻¹ | 1.04 × 10 ⁻⁴ | 4.65 × 10 ⁻⁵ |
| | E (2.5%Cr-Mo) | 7.23 × 10 ⁻¹ | 1.37 | 1.27 × 10 ⁻³ | 7.19 × 10 ⁻⁴ |
| 550°C 7.0 kg/mm ² 300 h test | A (1%Cr-1%Mo-V) | 1.30 × 10 ⁻² | 1.52 × 10 ⁻² | 5.98 × 10 ⁻⁶ | 2.06 × 10 ⁻⁶ |
| | B (Ni-Cr-Mo) | 1.38 × 10 ⁻¹ | 2.19 × 10 ⁻¹ | 1.54 × 10 ⁻⁴ | 8.52 × 10 ⁻⁵ |
| | C (Ni-Mo-V) | 4.41 × 10 ⁻² | 6.10 × 10 ⁻² | 3.71 × 10 ⁻⁵ | 1.51 × 10 ⁻⁵ |
| | D (1%Cr-Mo) | 5.30 × 10 ⁻² | 7.30 × 10 ⁻² | 4.70 × 10 ⁻⁵ | 1.95 × 10 ⁻⁵ |
| | E (2.5%Cr-Mo) | 1.86 × 10 ⁻¹ | 2.99 × 10 ⁻¹ | 2.45 × 10 ⁻⁴ | 1.18 × 10 ⁻⁴ |
| 550°C 12.0 kg/mm ² 300 h test | A (1%Cr-1%Mo-V) | 3.59 × 10 ⁻² | 5.60 × 10 ⁻² | 4.75 × 10 ⁻⁵ | 2.04 × 10 ⁻⁵ |
| | B (Ni-Cr-Mo) | 4.74 × 10 ⁻¹ | 8.66 × 10 ⁻¹ | 7.84 × 10 ⁻⁴ | 4.20 × 10 ⁻⁴ |
| | C (Ni-Mo-V) | 9.59 × 10 ⁻¹ | 1.59 × 10 ⁻¹ | 1.30 × 10 ⁻⁴ | 6.40 × 10 ⁻⁵ |
| | D (1%Cr-Mo) | 1.87 × 10 ⁻¹ | 3.11 × 10 ⁻¹ | 2.81 × 10 ⁻⁴ | 1.38 × 10 ⁻⁴ |
| | E (2.5%Cr-Mo) | 8.02 × 10 ⁻¹ | 1.55 | 1.49 × 10 ⁻³ | 8.50 × 10 ⁻⁴ |

* Extra polate

Table 4. Creep-rupture test result.

| Specimens | Testing temperature °C | Load kg/mm ² | Min. creep rate %/h | Time to rupture h | Elongation % | Reduction of area % |
|-----------------|------------------------|-------------------------|---------------------|-------------------|--------------|---------------------|
| A (1%Cr-1%Mo-V) | 500 | 60.0 | 0.264 | 9.3 | 12.2 | 57.3F |
| | // | 52.0 | 0.00660 | 118.2 | 13.0 | 54.5Cup |
| | // | 42.0 | 0.00916 | 548.6 | 3.0(点外) | 11.7L |
| B (Ni-Cr-Mo) | 500 | 42.0 | 9.50 | 0.97 | 20.0 | 76.8Cup |
| | // | 30.0 | 0.0445 | 113.5 | 16.6 | 76.8F |
| | // | 27.0 | 0.00862 | 665.4 | 20.4 | 64.8F |
| C (Ni-Mo-V) | 500 | 42.0 | 0.139 | 63 | 3.6 | 80.3F |
| | // | 40.0 | 0.0497 | 67.2 | 20.2 | 79.0Cup |
| | // | 38.0 | 0.00932 | 330.5 | 22.6 | 78.0Cup |
| | // | 32.0 | 0.00096 | 870 h で中止 | — | — |
| D (1%Cr-Mo) | 500 | 42.0 | 0.159 | 25.7 | 24.2 | 66.8F |
| | // | 35.0 | 0.0404 | 119.5 | 21.8 | 81.4F |
| | // | 32.0 | 0.00322 | 1231.4 | 30.4 | 65.6F |
| E (2.5%Cr-Mo) | 500 | 42.0 | 43.5 | 1.6 | 31.0 | 63.9F |
| | // | 32.0 | 0.167 | 44.6 | 42.4 | 81.9F |
| | // | 25.0 | 0.0128 | 553.0 | 44.6 | 84.4Cup |

各試験材毎に負荷応力および負荷時間を両対数軸に取り各応力について試験片全伸びの 0.5%, 1.0%, 5.0% に達した時間ならびに破断時間をプロットしたものおよび負荷応力—最小クリープ速度の関係を示したものである。図中 0.5% T.E, 1.0% T.E, 5.0% T.E および rupture として示した曲線はそれぞれ全伸びが 0.5%,

1.0%, 5.0% に達した時間および破断に達した時間を示すもので破断曲線の 0.1 h における点は Fig. 2 の 500°C における高温短時間引張試験結果を用いた。Fig. 7 の内・印で示した点は前述のクリープ試験結果より求めたもので数字はその時間における全伸びを示す。

負荷応力—負荷時間の両対数軸で示したクリープ破断

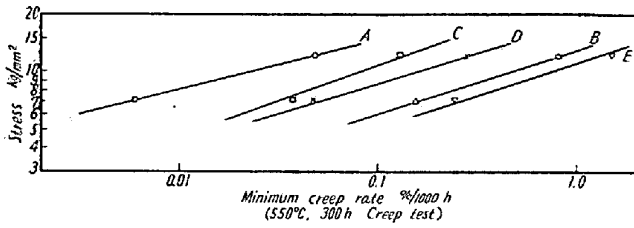


Fig. 6. Stress-minimum creep rate curve at 550°C.

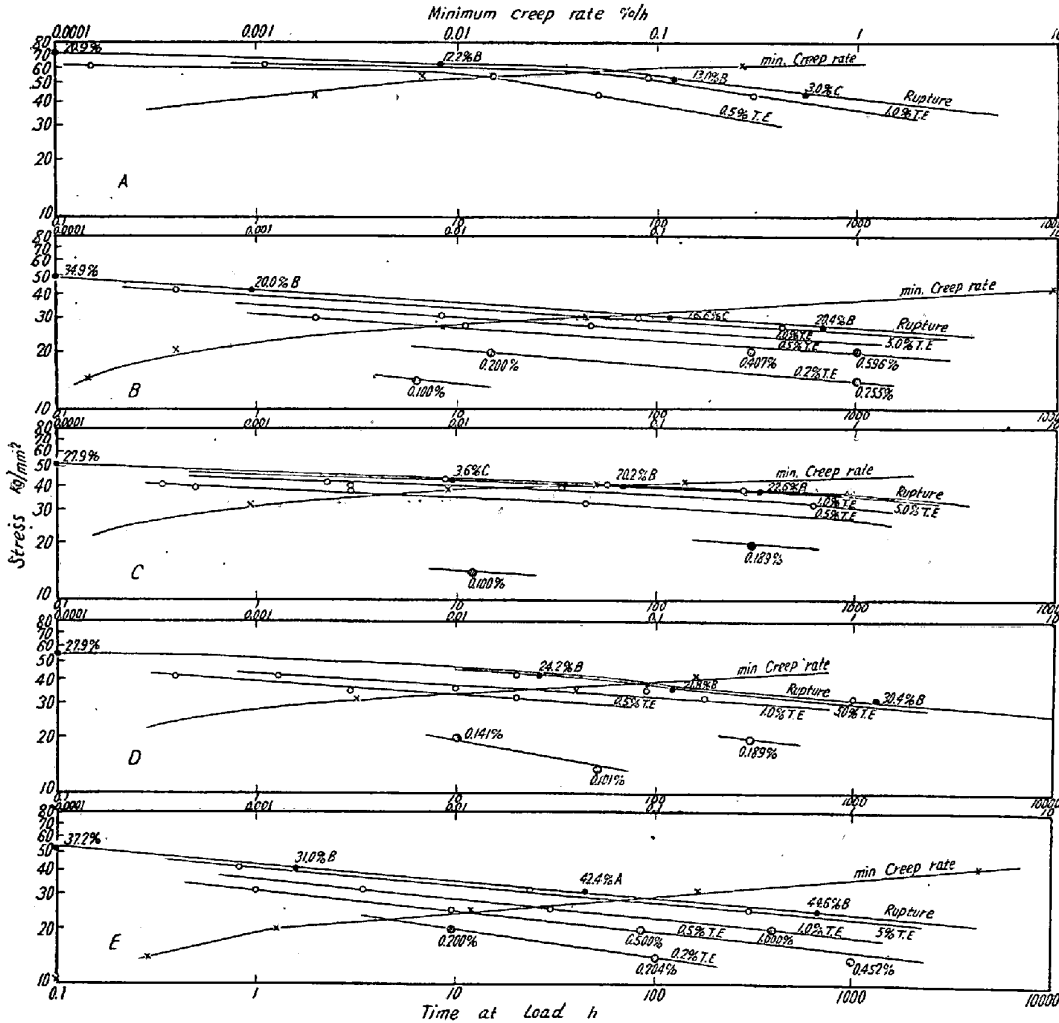


Fig. 7. Design curve at 500°C

強度の関係は Fig. 7 に示すごとく下に彎曲する曲線となることが知られており⁹⁾ また負荷応力-最小クリープ速度を示す関係も同様低速度側では曲線になるようである¹⁰⁾。これらの結果はクリープ試験の結果と同様な傾向を示し、A (1%Cr-1%Mo-V鋼)が最もクリープ破断強度が強く、ついでC (Ni-Mo-V鋼) D (1%Cr-Mo鋼), B (Ni-Cr-Mo鋼) の順位で E (2.5%Cr-Mo鋼) が最もクリープ破断強度が低い。すなわち 500~550°C における耐クリープ性については少量のVの効果が大きく認められているように考えられ、Cr はCの含有量との関

係があるが供試材程度の Cr 含有量に対しては 1%程度の方が 2.5% 程度の Cr 含有量よりも良好な耐クリープ性をもっていることが知られた。なおこの点については他の研究者も確認している⁷⁾¹¹⁾¹²⁾。

“design curve” 中の破断曲線についてはさらに試験時間を長くして 10000 h, 100000 h もしくはこれ以上の長時間試験をするか、あるいは外挿によりさらに長時間における数値がえられればその材料に対しその温度にお

ける設計基準応力を求めることができるのである。しかしこれらの負荷応力-クリープ破断時間の関係を各温度各負荷応力について行うことは非常に長時間を要し実験しえないこともある。そこで各種の温度と時間におけるクリープ破断強度を一つの函数として示すことができれば試験温度と試験時間の間には同一負荷応力において相互関係が成立ち非常に長時間試験の結果でもかなりの正確度で、ある程度予測することができることになる。すなわち Larson および Miller¹³⁾ はクリープ破断試験の場合には負荷応力を一定としたとき、

$$T \times (20 + \log t) = \text{Const}$$

なる関係が広く種々な材料になり立つことをのべている。ここで T=絶体温度, t=破断までの時間である。そこで負荷応力の対数を縦軸に $T \times (20 + \log t)$ を横軸にとつて表わすと試験温度に関係なく単一曲線となり、試験した温度および時間以外の温度または時間におけるクリープ破断強度を推定する事ができる。ただし組織その他の変化が顕著に起るような高温または長時間への外挿のできないことはもちろんである。

このようにして表わした曲線は “master rupture

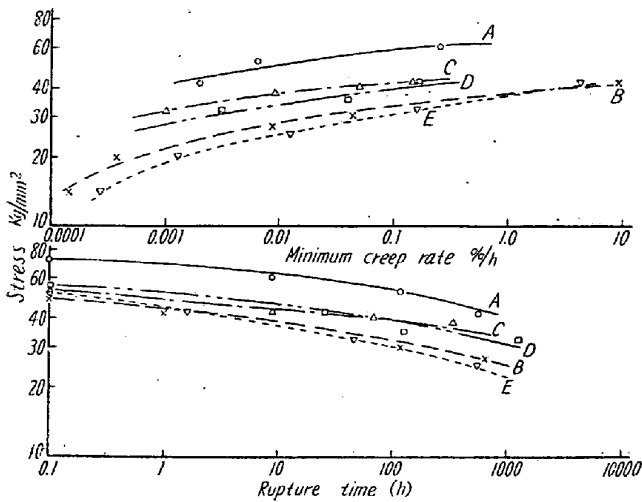


Fig. 8. Rupture time-stress and minimum creep rate-stress curve at 500°C.

curve” とよばれており 500°C におけるクリープ破断試験および高温短時間引張試験（破断時間を 0.1 h と仮定した）結果より各試験材について求めると Fig. 9 のごとくになる。この結果の内パラメーター $T \times (20 + \log t)$ の値が 25 以上の曲線を細かく検討するとやはり A (1%Cr-1%Mo-V 鋼) がクリープ破断強度最大であり、ついで C (Ni-Mo-V 鋼), D (1%Cr-Mo 鋼), B (Ni-Cr-Mo 鋼), E (2.5%Cr-Mo-V 鋼) の順となる。また同様に Fig. 9 より C (Ni-Mo-V 鋼) と D (1%Cr-Mo 鋼) を比較すると短時間引張強度ではわずかに D (1%Cr-Mo 鋼) がまさり長時間になるほど C (Ni-Mo-V 鋼) が

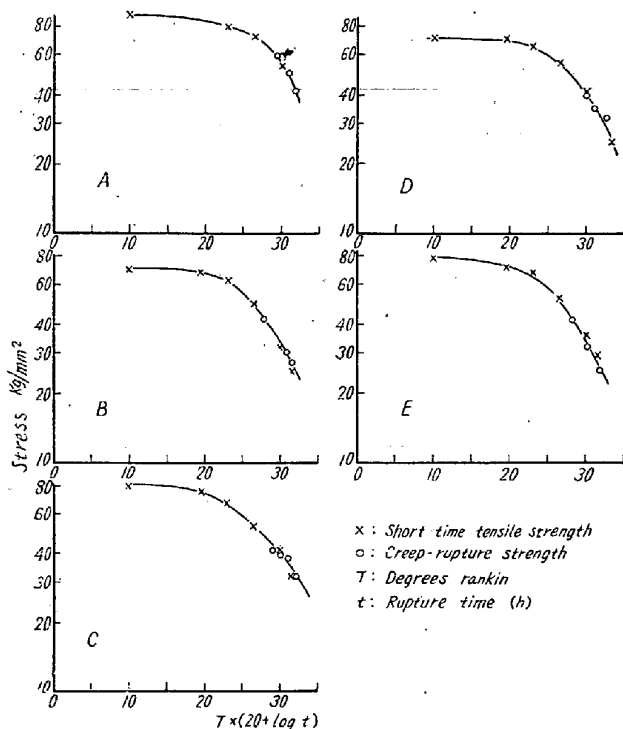


Fig. 9. Master rupture curve.

まさつてくるようである。B (Ni-Cr-Mo 鋼) と E (2.5%Cr-Mo 鋼) においても短時間引張強度では E (2.5%Cr-Mo 鋼) が長時間になると逆に B (Ni-Cr-Mo 鋼) がまさる結果となり高温短時間引張試験結果からその材料の耐クリープ性を比較する場合はとくに大きな数値の開きのない限り不可能でクリープまたはクリープ破断試験でしかも相当長時間行わなければ比較できないことを示している。

Table 4 にクリープ破断試験後における伸び、絞りを示したがこの結果 A (1%Cr-1%Mo-V 鋼) は標点距離外から破断した場合をのぞいても 12~13% であるが B (Ni-Cr-Mo 鋼), C (Ni-Mo-V 鋼), D (1%Cr-Mo 鋼) は 20~30%, E (2.5%Cr-Mo 鋼) は 30% 以上の伸びを示している。クリープ破断試験後の伸びの少ないものはクリープ強度が同一でも実際使用時に破壊し易いことが考えられているが¹⁴⁾この場合には A (1%Cr-1%Mo-V 鋼) のクリープ破断強度は他の鋼種にくらべて非常に高い数値を示している点も考慮に入れるべきである。

(e) 顕微鏡試験 500°C および 550°C のクリープ試験, 500°C のクリープ破断試験後の試験片につきその断面を顕微鏡により観察して組織の変化をしらべた。われわれはすでに予備試験により小さな試験片を調質後の試験材より採取しこれを 500°C および 550°C に 300 h 保持してこの再加熱処理では組織的になんらの変化も認め難いことを確認していたが、この場合には予備試験と異なりなんらかの荷重を負荷して再加熱処理を行い試験したことになる。すなわち A_{c1} 変態点以下の温度でごくわずかの加工を行いながら加熱したことになる。この顕微鏡試験の結果からでは焼準→焼戻処理後において焼入組織の分解の少ない B (Ni-Cr-Mo 鋼), C (Ni-Mo-V 鋼), D (1%Cr-Mo 鋼) ではクリープ試験後の顕微鏡組織に試験温度, 試験荷重の大きいほど幾分炭化物が凝集し球状化する傾向を示す。このような傾向は他の研究者も認めている¹⁵⁾。しかし他方焼準→焼戻の調質処理において炭化物の球状化の進んでいる A (1%Cr-1%Mo-V 鋼), E (2.5%Cr-Mo 鋼) ではこのような傾向は認め難い。このことは A (1%Cr-1%Mo-V 鋼), E (2.5%Cr-Mo 鋼) が B (Ni-Cr-Mo 鋼), C (Ni-Mo-V 鋼), D (1%Cr-Mo 鋼) にくらべて A_{c1} 変態点がかかなり高く焼戻温度も高く取つたこと、したがって焼戻処理においてすでにある程度の球状化が進んでいたからであろう。

V. 結 言

高温強度を必要とする低合金鋼の長時間試験を蒸気タ

ービンシャフト素材について行い、つぎの結論をえた。

(1) 実際製品の一部および試験材から代表的な5鋼種を選択し実際使用される材料規格に一致するよう30mm角で焼準→焼戻処理を行い供試した。

(2) 常温における引張強度を求め高温強度の基準にするとともにシャルピー衝撃遷移曲線を求め、試験材の内で比較的焼入硬化能の小さいC(Ni-Mo-V鋼), D(1%Cr-Mo鋼)ではその衝撃遷移温度がかなり高温側側にあり常温衝撃値の低下することを認めた。A(1%Cr-1%Mo-V鋼)についてはその常温引張強度が他の試験材にくらべて格段に高かった点を考慮しなければならない。

(3) 高温短時間引張試験では常温抗張力の高いほど高くなる傾向を有しているが常温抗張力が非常に近似している場合には明らかでない。

(4) 耐クリープ強度は500°C~550°Cの範囲ではA(1%Cr-1%Mo-V鋼)が最強で、C(Ni-Mo-V鋼), D(1%Cr-Mo鋼), B(Ni-Cr-Mo鋼)の順になりE(2.5%Cr-Mo鋼)が最も弱い結果がえられた。Cr-Mo鋼におけるCrの含有量は他の研究者も認めているごとく、2.5%程度の含有で最もクリープ強度が弱くなるので、これが一次的に関係したものと考えられる。

(5) クリープ破断試験後の伸びはE(2.5%Cr-Mo鋼)が最も大でB(Ni-Cr-Mo鋼), C(Ni-Mo-V鋼)D(1%Cr-Mo鋼)がこれにつきいずれも20%以上を示しているが、A(1%Cr-1%Mo-V鋼)は12~13%程度で他に比べて低い数値を有する。しかしこの試験材は他に比べてその抗張力およびクリープ破断強度もかなり高いためこの点も考慮する必要がある。

(6) 供試した試験材について500°Cにおける“design curve”および“master rupture curve”を求めた。

(7) クリープおよびクリープ破断試験前後の顕微鏡組織を調査した結果、B(Ni-Cr-Mo鋼), C(Ni-Mo-V鋼), D(1%Cr-Mo鋼)では無負荷で同一温度、同一時間加熱により認められなかつた炭化物の凝集および球状化がわずかではあるが認められた。なおA(1%Cr-

1%Mo-V鋼), E(2.5%Cr-Mo鋼)は調質によりすでに炭化物の球状化が認められているため、とくにこれが促進された傾向は認め難かつた。

(8) 高温短時間引張試験結果と長時間クリープ破断試験の結果とは相反する場合があるので、前者をもつて耐クリープ性を判断すると誤る恐れあることが認められた。(昭和31年1月寄稿)

文 献

- 1) Westing house Engineer; Jan. (1955) p 2~6
- 2) The Brown Boveri Review; Sep. (1955) p 335~346
- 3) 飯島一利: 日本機械学会誌 Feb. (1956) p 6~13
- 4) H. W. Kirkby; Metallurgia, Apr. (1955) p 165~170
- 5) A.S.T.M. Standard, Part 1 A293-55T p 830~836
- 6) H. H. Burton; Comptes; Rendus des Journées de la Grosse; Forge (1948) p 157~172
- 7) C. L. Clark, A. E. White; Trans of A.S.M. (1936) p 831~869
- 8) T.H. Hazlett E. R. Parker; J. of Metals Feb. (1953) p 318~323
- 9) R. W. Bailey; Proceeding of Inst. of Mech. Engi. (1954) p 470~492
- 10) E. J. Dulis, G. V. Smith A.S.T.M. Proceedings Vol 53 (1953) p 627~658
- 11) E. W. Colbeck. J. R. Rait. J. O. Ward Engineering, Oct (1953) p 505~540
- 12) 小島義正: 鉄と鋼, 第29年(昭和18年)第5号 p 404~429
- 13) F. R. Larson, J. Miller; Trans. of A.S.M.E. July (1952) p 765~775
- 14) E. E. Thum; Metal Progress, Feb. (1956) p 49~57
- 15) G. V. Smith, W. B. Seens. A.S.T.M. Proceedings (1954) p 1028~1037