

蒸気タービン軸車材のオーステナイト粒度と クリープ破断強度の関係について*

(蒸気タービン軸用 Cr-Mo-V 鋼の高温強度に関する研究—II)

渡辺十郎**・本間亮介***・熊田有宏***

On the Relation Between Austenitic Grain Size and Creep Rupture Strength of Steam Turbine Shaft Forgings.

(Studies on the high temperature strength of a Cr-Mo-V steel for steam turbine shafts—II)

Jūrō WATANABE, Ryōsuke HOMMA and Yūkō KUMADA

Synopsis:

To make clear the cause for the dispersion of the creep rupture strength of large sized steam turbine forgings made of a Cr-Mo-V steel, the relations between austenitic grain size and creep rupture strength of the rotors were investigated. The creep rupture and tensile specimens were cut from the body ends of the rotors. Creep rupture tests were carried out at 510°C, 538°C, 565°C and 593°C, excepting those of rotor H which were carried out at 565°C. The austenitic grain was revealed by J. B. Cohens' etchant. On the other hand, to make sure of the test results on actual rotor forgings, the creep rupture strengths of specimens austenitized at various temperatures were investigated. The results were as follows.

1. It was found that a relatively large difference of the actual austenitic grain size existed between those of rotors, and the creep rupture strength of the rotors increased with an increasing mean actual austenitic grain diameter.

2. And it was ascertained by the test results on the tendency to grain growth of the rotors that the rate of grain growth is comparatively fast at about 960°C which is the austenitizing temperature of actual rotor forgings.

3. Creep rupture test results of specimens austenitized at laboratory also indicated that the creep rupture strength of the specimens was markedly affected by only the differences of austenitic grain size.

4. According to the results mentioned above, it may be concluded that the dispersion of the creep rupture strength of steam turbine rotor forgings largely stems from the differences of actual austenitic grain size which are due to the change of the austenitizing temperature of the rotors.

(Received 10 Apr. 1963)

I. 緒 言

1%Cr-1%Mo-0.25%V 鋼は高圧および中圧の大型蒸気タービン軸車材として広く使用されており、この材料のクリープ破断強度に関する研究も多数報告されている^{1,2)}。著者らも現在までかなりの数の Cr-Mo-V 鋼大型軸車材についてクリープ破断試験を行なってきたが³⁾、これらの軸材のクリープ破断性質には比較的大きなばらつきが認められている。前報⁴⁾においては、このクリープ破断性質のばらつきの要因として熱処理をとり上げ、Cr-Mo-V 鋼のクリープ破断強度におよぼすオーステナイト化温度、冷却速度および焼もどし温度の影響につい

て実験を行なつた。その結果、これらの因子の中でとくにオーステナイト化温度が材料のクリープ破断強度に大きな影響をおよぼすことが明らかとなつた。このオーステナイト化温度の影響は、主として材料のオーステナイト粒度によるものと考えられるので、本報告においては実際の軸材についてそのオーステナイト粒度を求め、それと材料のクリープ破断強度との関連を調べた結果を報告する。また、同時に実際の軸材について得られた結果

* 昭和37年6月本会講演大会にて発表
昭和38年4月10日受付

** 株式会社日本製鋼所室蘭製作所、工博

*** 株式会社日本製鋼所室蘭製作所

を検討するために、実験室的にオーステナイト粒度のみを変える熱処理を施した試料を用いてクリープ破断試験を行なった結果についてもあわせて報告する。

II. 供試材および実験方法

1. 供試料

a) 実際の軸車から採取した試験材

試験に供した軸材は8本でその化学成分を Table 1 に、また室温における引張試験成績を Table 2 に示す。引張試験片の採取位置はいずれも軸材の胴肩部であり、試験片の方向は rotor A~rotor F の6本は半径方向、rotor G は円周方向および rotor H は軸方向である。室温における引張強さは、rotor G および rotor H が若干高いのを除き他は約 79.0 kg/mm² ~83.0 kg/mm² の範囲にある。この Table 2 の引張

試験成績は蒸気タービン軸用 Cr-Mo-V 鋼としての従来の規格を満足するものである。なお、これらの軸材の熱処理は約 970°C 付近からの焼ならし後 670°C 付近での焼もどしから成り、その顕微鏡組織はいずれも焼もどしベイナイトである。

b) オーステナイト粒度のみを変える熱処理を施した試験材

実験室的にオーステナイト粒度を変えるための試験材は Cr-Mo-V 鋼高圧軸車 (rotor I) の肩端部より切り出したものでその化学成分を Table 3 に示す。この試験材に与えた熱処理は、結晶粒度を変えるためにオーステナイト化処理を 1000°C, 975°C および 950°C の3温度で行ない、焼ならし温度を 950°C 一定としたいわゆる two step process であり、保持時間はオーステナイト化温度に 1h および焼ならし温度に 1h であ

Table 1. Chemical composition of rotor forgings. (wt, %)

Rotor	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V
A	0.39	0.34	0.65	0.018	0.016	0.47	1.11	1.29	0.26
B	0.31	0.38	0.64	0.018	0.014	0.47	1.06	1.40	0.27
C	0.32	0.35	0.54	0.015	0.014	0.47	1.08	1.38	0.24
D	0.33	0.31	0.65	0.015	0.014	0.45	1.13	1.09	0.31
E	0.30	0.34	0.60	0.012	0.016	0.48	1.08	1.03	0.27
F	0.32	0.26	0.55	0.020	0.019	0.47	1.08	1.10	0.26
G	0.33	0.29	0.84	0.029	0.030	0.17	1.11	1.18	0.21
H	0.29	0.35	0.90	0.012	0.024	0.06	0.97	1.03	0.25

Table 1. Room temperature tensile properties of rotor forgings.

Rotor	0.2% yield strength (kg/mm ²)	Ultimate tensile strength (kg/mm ²)	Elongation (%)	Reduction of area* (%)
A	62.0	79.3	17.0	39.8
B	67.6	82.8	19.8	50.8
C	65.9	82.4	18.7	43.4
D	65.0	79.4	19.9	53.8
E	65.0	82.0	19.2	51.9
F	67.3	83.2	21.8	51.9
G	71.8	87.0	15.7	30.8
H		89.7	19.1	53.3

* 14mm φ, G.L.: 50mm

Table 3. Chemical composition of rotor I (wt. %)

Rotor	C	Si	Mn	P	S
I	0.32	0.33	0.54	0.012	0.014

Rotor	Ni	Cr	Mo	V
I	0.48	1.10	1.09	0.25

る。オーステナイト化温度から焼ならし温度までの冷却は炉中冷却であり、焼ならし温度からの冷却速度はできるだけ実際の軸材の冷却速度に近付けるためにあらかじめ 400°C の空気浴を作っておき、試験材を 950°C の焼ならし温度からこの浴中に移して、最初の 30mn で約 550°C, 1h で 450°C となるように調節しながら冷却した。焼もどし温度は 675°C 一定とし、焼もどし時間は引張強さを揃えるために 30h とした。焼もどし温度からの冷却は炉中冷却である。以上のごとき熱処理を施した材料の室温における引張試験成績および衝撃試験成績を Table 4 に示す。表中の結晶粒度は次項に述べる方法で測定したものであり、オーステナイト化温度が 950°C および 975°C の場合には、降伏強さ、引張強さ、伸びおよび絞りの値が良く揃っているが、オーステナイト化温度が 1000°C の場合には前の2つの場合に比べて降伏強さおよび引張強さは高く、伸びおよび絞りの値は低くなっている。

2. 結晶粒度の測定

結晶粒度の測定は滲炭による方法と特殊の腐食液を用いたいわゆる actual の結晶粒度について行なった。軸

Table 4. Room temperature tensile and impact properties of specimens heat treated at laboratory.

Austenitizing temperature °C	Austenitic grain size ASTM, No.	0.2% Yield strength kg/mm ²	Ultimate tensile strength kg/mm ²	Elongation %	Reduction of area %	Charpy impact value (V-notch) kg-m
950~950	8.0	70.9	86.1	19.3	47.5	2.4
975~950	6.0	68.9	85.9	20.9	51.0	2.2
1000~950	2.5	73.3	90.3	15.7	35.5	1.3

材の結晶粒度を滲炭法で求める場合には、軸材のオーステナイト化温度を 950°C とし、この温度で約 6h 滲炭を行ない倍率 100 倍または 400 倍で 20~30 視野にわたって各結晶粒の面積を point counting により測定し、結晶粒の断面がすべて円であると仮定して結晶粒の直径を求めた。また、材料の結晶粒の成長曲線を求める場合には、必要な温度で 6h 滲炭を行ない同様な方法で結晶粒の大きさを求めた。

Cr-Mo-V 鋼軸材の組織は前述のごとく焼もどしベイナイトであり、通常の腐食液ではそのオーステナイト粒を現出することができない。また、滲炭法による場合も材料を加熱し直さねばならないので、その材料の使用状態におけるオーステナイト粒度を正確にあらわすことが不可能である。したがって、この実験においては、J.B. COHEN ら⁹⁾が 1947 年に焼もどし脆性についての実験の際使用した腐食液を用いてオーステナイト粒を現出し、400 倍の倍率の下で前述のごとく結晶粒の直径を算出した。この方法で求めたオーステナイト粒度をここでは actual のオーステナイト粒度と呼んでいる。軸材についてこの actual のオーステナイト粒度を測定する場合には、クリープ破断試験片のネジ部を利用した。また、この方法で結晶粒の成長曲線を求める場合には、クリープ破断試験片のネジ部から採取した小試料を必要な温度に 6h 加熱後空冷し、675°C に約 20h 焼もどしたものについてオーステナイト粒度を測定した。

なお、実験室的に熱処理を施した試験片のオーステナイト粒度もこの actual の結晶粒度である。

3. クリープ破断試験

軸材のクリープ破断試験に使用した試験片の形状および寸法を Fig. 1 に示す。この試験片は平滑の部分と V 型切欠を有するもので、試験条件下で材料が切欠劣化する場合には切欠部で破断し、切欠強化の場合には平滑部で破断することになり、試験条件下における材料の切欠感受性を知ることができるものである。8 本の軸材のうち rotor H の試験片は Fig. 1 と異なり直径 8mm、標点距離 50mm の試験片である。実際の軸材の試験温度は rotor H を除き、510°C、538°C、565°C および

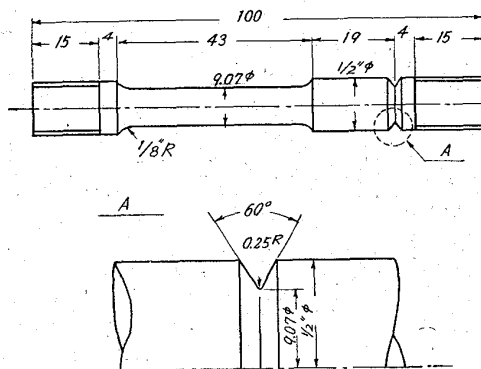


Fig. 1. Size of creep rupture test specimen. (mm)

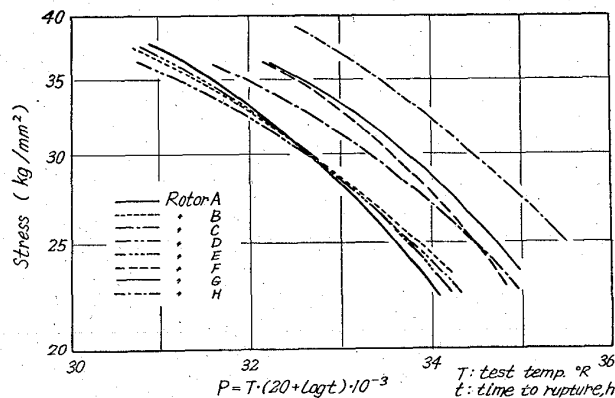


Fig. 2. Master rupture curves of eight rotor forgings.

593°C の 4 温度で試験応力は 510°C では 35 kg/mm²、538°C では 31 kg/mm²、565°C では 27 kg/mm² および 593°C では 22.5 kg/mm² とした。rotor H の試験温度は 565°C 一定である。使用したクリープ破断試験機は容量 3 t、レバー比 1:10 の Single type 試験機である。

III. 実験結果およびその検討

1. 軸材についての実験結果

Fig. 2 に軸材のクリープ破断試験結果を示す。実験方法の項で述べたとき試験条件下で行なつた結果を試験応力と Larson-Miller のパラメーター¹⁰⁾との関係にまとめたいわゆる master curve としてあらわしたもの

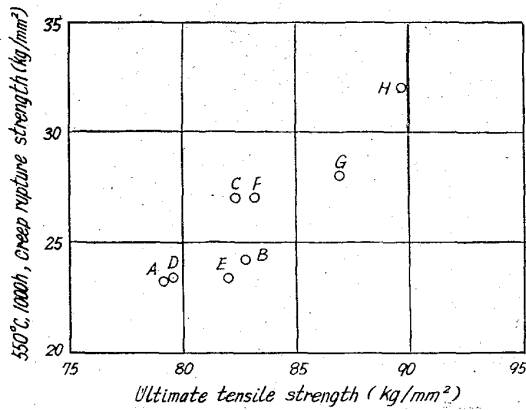


Fig. 3. Relation between ultimate tensile strength at room temperature and creep rupture strength.

である。Fig. 2 から明らかなように master curve としてあらわした Cr-Mo-V 鋼の大型蒸気タービン軸材のクリープ破断性質にはかなり大きなばらつきが存在している。本実験におけるように比較的短時間のクリープ破断強度に対しては材料の引張り強さもかなりの影響を有すると考えられる。実験に供した軸材の室温における引張り強さは Table 2 に示してあるように 79.3~89.7 kg/mm² の範囲にある。この室温における引張り強さとクリープ破断強度との関係を Fig. 3 に示す。この図は軸材の室温における引張り強さと Fig. 2 の master rupture curve から算出した 550°C, 1000 h のクリープ破断強度との関係を求めたものである。この図において、室温の引張り強さが 82~83 kg/mm² の範囲にある rotor B, C, E および F の 4 本の軸材では室温の引張り強さがほとんどひとしいにもかかわらずクリープ破断強度は 23~27 kg/mm² の範囲にわたっている。しかし、このようなばらつきを除けば全体として室温の引張り強さが高くなるにつれてクリープ破断強度が上昇する傾向が認められている。このことから、前述のクリープ破断強度のばらつきは室温の引張り強さによって整理すれば比較的良くまとまることがわかる。すなわち、室温の引張り強さを変動させている因子が同時にこの場合のクリープ破断強度のばらつきに対しても影響をおよぼしていると考えられる。

この室温における引張り強さおよびクリープ破断強度のばらつきに影響する因子の 1 つと考えられる材料のオーステナイト粒を J. B. COHEN の腐食液を用いて現出した代表的な例を Photo. 1 に示す。これは rotor B および C の actual のオーステナイト粒であるが、明らかに両者の間でオーステナイト粒の大きさに差が認められる。また、Photo. 1 の結晶粒の大きさの差と Fig. 2

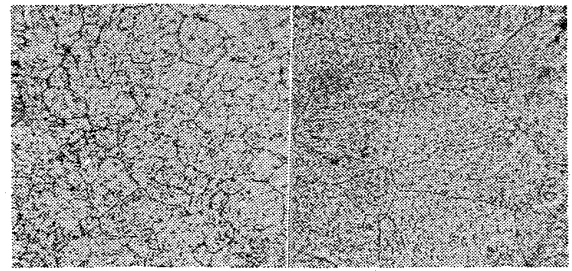


Photo. 1. Microstructures of fine-grained (left-rotor B) and coarse-grained (right-rotor C) steels. J. B. COHEN's Etchant. ×400 (1/2)

のクリープ破断結果を対比してみると、この 2 つの軸材の場合には、actual のオーステナイト粒の大きな方がクリープ破断強度が高いことがいえる。

Fig. 4 は試験に供した 8 本の軸材の actual のオーステナイト粒の測定結果を結晶粒の直径について頻度曲線としてあらわしたものであるが、これらの曲線は大約 2 つのグループに分けることができる。すなわち、曲線の山が高く急傾斜の勾配を有するもので、結晶粒の直径が比較的小さなところで揃っているいわゆる整粒の場合と結晶粒の分布が広範囲の直径にわたっている場合、いい換えれば混粒となっている場合である。この 2 つのグループのクリープ破断強度を Fig. 2 から比較すると結晶粒が比較的小さく整粒の場合にはクリープ破断強度が低く、これに対して混粒のものはクリープ破断強度が比較的高い方に属していることがわかる。

Fig. 5 は Fig. 4 で得られたもつとも頻度の高い結晶粒の直径と 550°C, 1000 h のクリープ破断強度との関係を求めたものであるが、この両者の間には明確な関係は見出されない。

Fig. 6 は actual のオーステナイト粒の平均直径 (95%信頼限界) と 550°C, 1000 h のクリープ破断強度と

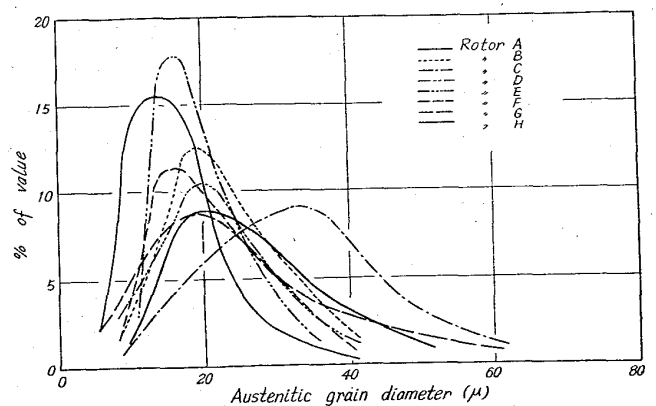


Fig. 4. Frequency curves of austenitic grain diameter of rotor forgings.

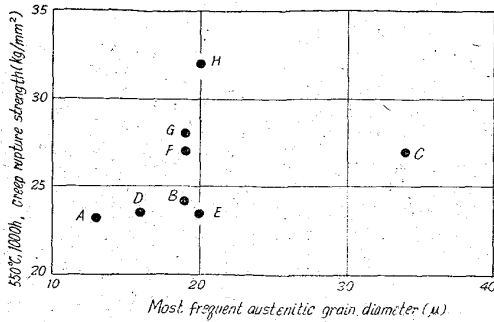


Fig. 5. Relation between most frequent austenitic grain diameter and creep rupture strength.

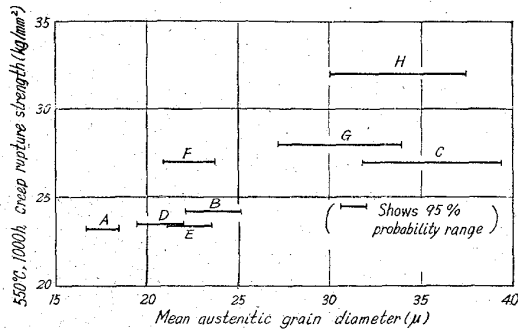


Fig. 6. Relation between mean austenitic grain diameter and creep rupture strength.

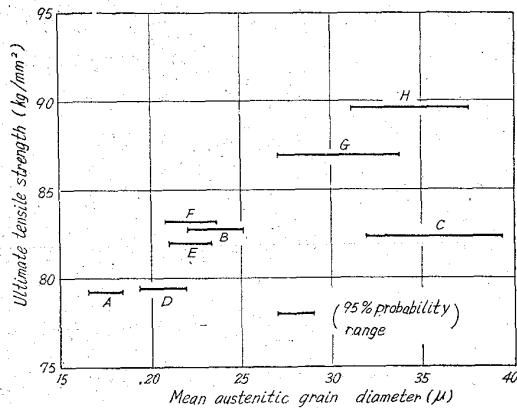


Fig. 7. Relation between mean austenitic grain diameter and ultimate tensile strength at room temperature.

の関係性を求めたものである。この図においても、結晶粒の平均直径が 20~25 μ の範囲にある rotor B, D, E および F の 4 本の軸材のうち、rotor F を除いた 3 本の軸材のクリープ破断強度は 23~24 kg/mm² と比較的良く揃っているのに対して rotor F のクリープ破断強度のみが 27.0 kg/mm² と高くなっている。また、rotor C の結晶粒の平均直径は 32~39.5 μ と最も大きい平均直径を有しているにもかかわらずそのクリープ破断強度は rotor F の場合と同じ 27.0 kg/mm² となっている。これらの諸点を除けばオーステナイト粒の平均直径

とクリープ破断強度との間には、平均直径が増す程クリープ破断強度が上昇する傾向がみられる。

Fig. 7 は上述のオーステナイト粒の平均直径と室温における引張り強さとの関係を表わしたもので、rotor C の平均直径が大きい割には室温の引張り強さが低いことを除けば、平均直径と室温の引張り強さとの間には非常に強い相関が認められている。すなわち、オーステナイト粒の平均直径が増す程室温の引張り強さが増加する傾向が明らかである。

以上、Fig. 3, Fig. 6 および Fig. 7 の結果を要約すると rotor C および rotor F の 2 本の軸材を除いた他の 6 本の軸材においては、オーステナイト粒の平均直径、室温の引張り強さおよびクリープ破断強度の 3 者の関係がきわめて良くあらわれている。すなわち、これら 6 本の軸材の場合にはオーステナイト粒の平均直径が大きければ室温の引張り強さも高かつクリープ破断強度も高いという結果が得られている。したがって、この場合には前述の軸材間のクリープ破断強度のばらつきに対してはオーステナイト粒の大きさが大きな影響を有しているといえる。これに対して、rotor F は結晶粒の平均直径は比較的小さい方に属しているにもかかわらず、そのクリープ破断強度はむしろ高い側に属している。

(Fig. 6)。また、rotor C は結晶粒の平均直径が大きな割には室温引張り強さおよびクリープ破断強度とも低い側にある (Fig. 6 および Fig. 7)。上述の結果を整理すれば、試験に供した 8 本の軸材間のクリープ破断強度のばらつきに対しては、オーステナイト粒の平均直径が影響しているもの (rotor A, B, D, E, G および H の 6 本) およびオーステナイト粒の大きさには関係ないと考えられるもの (rotor C および F) の 2 つに分けることができる。すなわち、Fig. 2 にあらわれた軸材間のクリープ破断強度のばらつきに影響するものとしては、軸材の化学成分、オーステナイト化温度、オーステナイト域からの冷却速度あるいは焼もどし温度のばらつきなどが考えられるが、以上の結果からオーステナイト粒の平均の大きさがクリープ破断強度のばらつきに影響している場合が多いことが確かめられた。

Fig. 8 は 950°C 6h で滲炭した場合の結晶粒度と 550°C, 1000h のクリープ破断強度との関係を plot したものである。滲炭法による結晶粒度はその材料が細粒鋼であるか、あるいは粗粒鋼であるかという、いわゆる材料固有の結晶粒をあらわすものとして考えられているが、Fig. 8 においてはこの滲炭粒度とクリープ破断強度との間には Fig. 6 における程明確な関係がないようである。さらに、材料が細粒であるかあるいは粗粒である

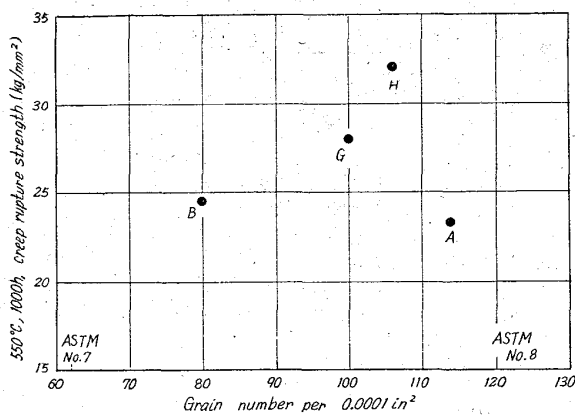


Fig. 8. Relation between carburized grain size and creep rupture strength of rotor forgings.

Table 5. Al and N content and creep rupture strength of rotor forgings.

Rotor	Total N (%)	Total Al (%)	Actual austenitic grain diameter (μ)	550°C, 1000 h creep rupture strength (kg/mm^2)
A	0.004	0.035	16.7~18.5	23.3
B	0.002	0.023	22.1~25.1	24.5
G	0.010	0.027	27.1~33.9	28.0
H	0.007	0.027	30.0~37.4	32.0

かということに影響するものとして Al および N が挙げられる。本実験においても軸材の Al 量および N 量と actual のオーステナイト粒度およびクリープ破断強度との関係を求めてみたが、Table 5 に示すようにこれらの間には明確な関係が得られなかった。しかし、材料の結晶粒度に影響をおよぼすのは Al 量あるいは N 量よりもむしろ窒化物量であり⁷⁾、この種低合金鋼においては窒化物を形成する合金元素が多量に含まれているので、Al と N の量のみで判断することは早計であり、この点今後の研究が必要であろう。

つぎに、オーステナイト粒度に大きく影響する因子としてのオーステナイト化温度であるが、この場合には材料の結晶粒の粗大化傾向が問題となろう。rotor G について結晶粒の粗大化傾向を求めたのが Fig. 9 である。この図には滲炭法によつて求めた結晶粒と actual のオーステナイト粒の両方を示してある。他の軸材についても同様の実験を行なつたが、結果は Fig. 9 とほとんど同じであり、各軸材間には粗大化傾向の相違は認められなかった。この図から明らかなことは、滲炭粒度の場合と actual 粒度の場合とでは、結晶粒が粗大化し始める温度がいちじるしく異なることである。すなわち、滲炭粒度の場合には、結晶粒の粗大化は約 990°C 付近から始まっているのに対して、actual の粒度の場合には約 960

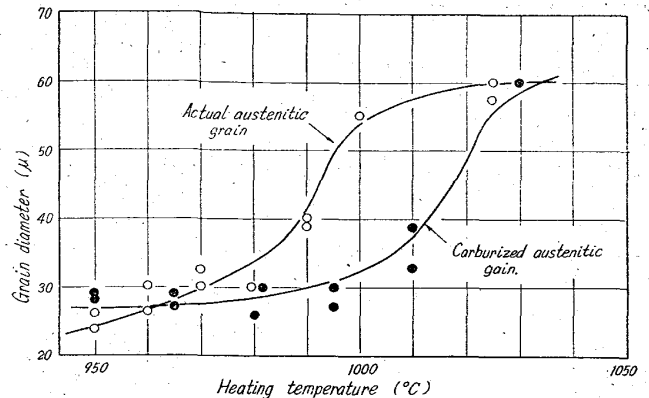


Fig. 9. Grain growth with increasing temperature (rotor G).

°C 付近から粗大化が始まっている。この両者の違いは滲炭法では C が滲透、拡散するために滲炭層と母材とでは C 量が異なるので、結晶粒は実際に得られるべき大きさよりも小さ目になることで容易に想像される。このことは通常の滲炭において母材内部が外周部に比していちじるしく粗大化していることから明らかである。したがつて、前述の J. B. COHEN の腐食液を用いて測定した結晶粒の方がその温度における真の結晶粒の大きさに近い値を示していることは間違いないと考えられる。この種材料において、実際の軸材のオーステナイト化温度である 960°C 付近ですでに結晶粒の粗大化が始まっているということは、取りも直さずオーステナイト化温度のわずかな変動でオーステナイト粒度に比較的大きな差をもたらすことであり、これが軸材間のクリープ破断性質のばらつき的主要原因となり得ることは容易に想像されることである。

なお、先に述べた rotor C および rotor F であるが室温におけるこれら 2 本の軸材の伸びおよび絞り、化学成分などは他の 6 本の軸材とほとんどひとしい値が得られており、この 2 本の軸材のクリープ破断強度がオーステナイトの平均直径に対して整理できない理由は明らかでない。ただ、この 2 本の軸材のクリープ破断時の伸びおよび絞りが他の軸材に比してかなり低い値を示している。例えば、rotor C および rotor F の 565°C、27 kg/mm^2 の試験条件下での破断絞りがそれぞれ 63.0% および 57.8% であるのに対して、rotor A, B, D および E の同じ条件下における破断絞りは、それぞれ 77.2%、78.9%、79.3% および 77.9% である。室温における伸びおよび絞りには差がないにもかかわらず、クリープ破断時の伸びおよび絞りにかなり大きな差が存在していることは、例えば結晶粒界への析出が試験中に生じたことなどが一応予想される。ただしこのようなクリープ破

断時の伸びおよび絞り値の低下の原因となるものが、rotor Cにおいてはオーステナイト粒度に比して室温の引張り強さおよびクリープ破断強度を下げ、他方、rotor Fにおいては結晶粒度に比してクリープ破断強度を高めているので、この点については今後詳細な検討を必要としよう。

2. オーステナイト粒度のみを変えた試料の試験結果以上、実際の軸材についての実験結果から、軸材のクリープ破断性質には比較的大きなばらつきが存在するが同時に actual のオーステナイト粒度にも差が存在していることがわかった。また、この actual のオーステナイト粒度の差は、材料の溶解条件によって影響される結晶粒度の差ではなく、オーステナイト化温度の変動に起因するものとしての方が妥当であると考えられた。したがってオーステナイト化温度の差によって生じたオーステナイト粒度の差がクリープ破断強度にどの程度影響するかを確かめるために実験的にオーステナイト化温度を変えた試料についてクリープ破断試験を行なった。

この材料の actual のオーステナイト粒度、室温における引張性質および V notch シャルピー衝撃値を Table 4 に示したが、オーステナイト化温度を 950°C、975°C および 1000°C とすることによって、actual のオーステナイト粒度はそれぞれ ASTM No. 8, No. 6 および No. 2.5 となった。室温引張試験結果からはオーステナイト化温度が 950°C および 975°C の場合には、降伏強さ、引張強さ、伸びおよび絞りともほとんど差がないが、オーステナイト化温度が 1000°C の場合には、降伏強さおよび引張強さとも他に比べて約 4 kg/mm² 程高くなつており、伸びおよび絞りはそれにとりなつて減少している。V notch シャルピー衝撃値はオーステナイト化温度が高くなるにつれて、すなわち、オーステナイト粒が大きくなるにつれて減じている。

つぎに、550°C で行なつたクリープ破断試験結果を Fig. 10 に示す。図中の数字は試験片の破断伸び (%) を示したものである。Fig. 10 から明らかなように、オーステナイト粒度を変えることによって材料のクリープ破断強度にかなり大きな差が認められる。すなわち、オーステナイト粒が大になるとともにクリープ破断強度がいちじるしく上昇している。とくに、オーステナイト化温度が 950°C の場合と 975°C の場合とでは室温における引張性質にはほとんど差が認められなかつたにもかかわらず、550°C、1000 h のクリープ破断強度には約 3 kg/mm² もの差が生じている。この両者のクリープ破断強度の差は明らかにオーステナイト粒度のみの影響と考えられる。しかし、このオーステナイト粒度の差

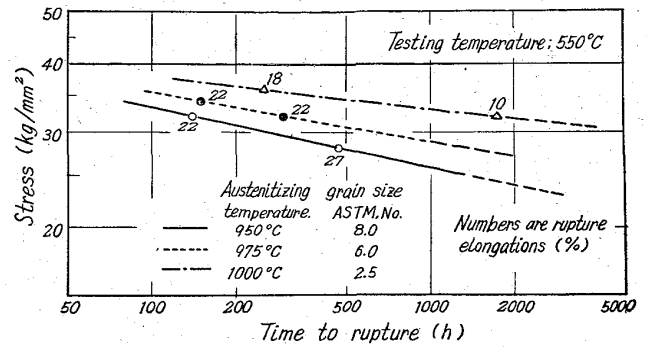


Fig. 10. Creep rupture test results of specimens austenitized at 950°C, 975°C and 1000°C, respectively.

とクリープ破断強度の差を Fig. 6 のクリープ破断強度と平均のオーステナイト粒の直径との関係と比較してみると、前者のクリープ破断強度の差、すなわち、オーステナイト粒度のみの影響と考えられる方の強度の差が若干小さいように思われる。実際の軸材の実験結果から、軸材間のオーステナイト粒度の差は、オーステナイト化温度の変動に起因すると述べたが、以上の実験結果から軸材のクリープ破断強度のばらつきは、オーステナイト化温度の変動による結晶粒度の差のみに起因するものではなく、材料の溶解条件に起因する因子の影響も若干含まれていることが示唆される。オーステナイト化温度が 1000°C の場合については、室温の引張強さが他の 2 つの場合に比べて約 4 kg/mm² 程高かつたので、クリープ破断強度の上昇がオーステナイト粒度のみによると決めることはできないが、オーステナイト粒の大きさがクリープ破断強度にかなり大きく影響するということではできよう。

IV. 総 括

Cr-Mo-V 鋼大型蒸気タービン軸材 8 本について、そのクリープ破断性質のばらつきに影響する因子の 1 つとして軸材のオーステナイト粒度をとり上げ、軸材の actual のオーステナイト粒度とクリープ破断強度との関連を求めた。その結果を要約すれば次のごとくなる。

1. 8 本の軸材の室温における引張り強さとクリープ破断強度の関係を求めると、若干のばらつきはあるが、この試験の範囲では室温引張り強さの高い程クリープ破断強度が上昇する傾向が得られた。

2. これらの軸材の actual のオーステナイト粒の大きさを調べると、これら 8 本の軸材の間にはオーステナイト粒度に比較的大きな差が存在することが確かめられた。

3. これらの軸材間のクリープ破断強度のばらつき

は、オーステナイト粒の平均直径について整理すると2本の軸材 (rotor C および rotor F) を除きオーステナイト粒が大になる程クリープ破断強度が上昇する傾向が得られた。

4. また、軸材の室温引張り強さとオーステナイト粒の平均直径の間には rotor C を除けば強い相関が認められ、オーステナイト粒が大きくなる程室温引張り強さが高い。

5. 950°Cで滲炭することにより得られた軸材の滲炭粒度あるいは Al および N の含有量と軸材のクリープ破断強度との関係を求めたが、これらの間には明確な関係が得られなかった。

6. 滲炭粒度と actual のオーステナイト粒度の両方について、軸材の結晶粒の粗大化傾向を調べた結果、この鋼種においては軸材のオーステナイト化温度付近から結晶粒の粗大化が始まることがわかった。

7. このことから、軸材間の actual のオーステナイト粒度の差は、主としてオーステナイト化温度のわずかな変動に起因するものと予想され、同時に、軸材間のクリープ破断強度のばらつきの原因は、その大部分がオーステナイト化温度の変動によるオーステナイト粒度のばらつきに起因すると考えられる。

8. 以上実際の軸材について得られた結果を実験室的

に確かめるため、オーステナイト粒度のみを変える熱処理を施した試料を用いてクリープ破断試験を行なった。その結果、前述の実際の軸材について得られたオーステナイト粒度の影響が確認された。

終りに、この論文の発表を許可された株式会社日本製鋼所ならびに御指導を賜った同社研究所所長下田秀夫博士に敬意を表するとともに実験に協力された同社研究所中川嘉一君に感謝する。

文 献

- 1) J. D. CONRAD and N. L. MOCHEL: Amer. Soc. Mech. Eng., 80 (1958), p. 1210
- 2) F. E. WERNER, T. W. EICHELBERGER and W. F. BROWN JR.: Amer. Soc. Metals, 52 (1960), p. 677
- 3) 渡辺, 本間, 熊田: 材料試験, 10 (1961) 99, 948
- 4) 渡辺, 本間, 熊田: 鉄と鋼, 49 (1963) 8, p. 1079
- 5) J. B. COHEN, A. HURLIOH and N. JACOBSON: Amer. Soc. Metals, 39 (1947), p. 109
- 6) F. R. LARSON and J. MILLER: Amer. Soc. Mech. Eng., 74 (1952), p. 765
- 7) K. BORN u. W. KOCH: Stahl u. Eisen, 72 (1952), 1268
- 8) E. HOUDREMONT u. H. SCHRADER: Arch. Eisenhüttenw., 12 (1939), p. 393

1Cr-1¹/₄Mo-1/4V 鋼の高温強度におよぼす 焼入および焼戻温度の影響*

佐々木 良 一**

Effect of Quenching and Tempering Temperature on High Temperature Properties of 1Cr-1¹/₄Mo-1/4V Steel.

Ryoichi SASAKI

Synopsis:

1Cr-1¹/₄ Mo-1/4V steel has been widely used as steam turbine rotor shaft material. It is susceptible to notch brittleness during creep unless it is properly heat treated. The present study was carried out to make clear the effect of quenching and tempering temperature on the creep rupture (smooth and notched) properties of 1Cr-1¹/₄Mo-1/4V steel.

No. 1 specimen was quenched with 70°C/mn from various temperatures between 900 and 1050°C and tempered at 660°C for 68 h. No. 2 specimen was quenched with 70°C/mn from

* 昭和38年4月本会講演大会にて発表 昭和38年6月6日受付

** 株式会社日立製作所日立研究所