

蒸気タービン軸用 Cr-Mo-V 鋼の クリープ破断強度におよぼす熱処理の影響*

(蒸気タービン軸用 Cr-Mo-V 鋼の高温強度に関する研究—I)

渡辺十郎**・本間亮介***・熊田有宏***

Effect of Heat Treatment on the Creep Rupture Strength of a Cr-Mo-V Steel for Steam Turbine Shafts.

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

Jūrō WATANABE, Ryōsuke HOMMA and Yūkō KUMADA

Synopsis:

To investigate the cause for dispersion of the creep rupture strength of the actual large-sized steam turbine shaft forgings, creep rupture tests were conducted with specimens heat-treated at different austenitizing temperatures, different cooling rates from austenitizing temperature and different tempering temperatures. The types of the specimens used were both plain bar specimens and notched bar specimens, and testing temperatures were 510°C, 538°C, 565°C and 593°C. Creep rupture data were treated with Larson-Millers' parameter and the results were illustrated by master rupture curves.

It was found that the creep rupture strength of the plain bar specimens was increased remarkably by elevating the austenitizing temperature from 950°C to 1000°C. It is supposed that this difference of the austenitizing temperature will be the most important factor for the dispersion of the creep rupture strength among the actual steam turbine shaft forgings.

Such cooling rate from austenitizing temperature as may produce bainitic structures has little effect on the creep rupture strength, while the tempering temperature exercises a relatively large effect when a tempering treatment is carried out at the temperatures between 675°C and 700°C.

The following was found about the effect of austenitizing temperature on the high temperature notch sensitivity of rotor materials. According to the conditions of the tests, specimens austenitized at 950°C showed notch strengthening, while notch weakening was observed with specimens austenitized at 1000°C and 1050°C. While specimens austenitized at 950°C and tempered at various temperatures showed notch strengthening, oil quenched specimens from austenitizing temperature exhibited notch strengthening at first and then notch weakening as the Larson-Millers' parameter increased. This tendency in notch sensitivity of the materials is approximately corresponding to the tendency of hardness change measured in ruptured specimens, and it was ascertained that high temperature notch sensitivity of a material was influenced by its structural changes.

(Received 13 Feb. 1963)

I. 緒 言

発電機の単機容量の増大にともない、使用される軸材も大型となる一方、運転効率の向上のために蒸気温度も漸次上昇する傾向にある。したがって、高温強度の優れた大型軸材の開発が望まれているが、現在、高圧および中圧大型軸車材として一般に使用されている鋼種は Cr-Mo-V 鋼であり、そのクリープおよびクリープ破断性質を知ることは、今後の大型軸材の改善および開発に役

立つことと考える。この意味で、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、その試験結果をまとめると Fig. 1 に示すごとくなる。Fig. 1 はクリープ破断試験結果を master rupture curve としてあらわしたもので、

* 昭和36年10月、37年4月本会講演大会にて発表
昭和38年2月13日受付

** 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

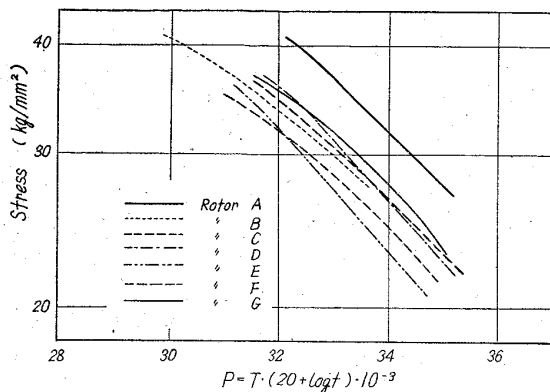


Fig. 1. Creep rupture test results of Cr-Mo-V steam turbine shaft forgings.

master rupture curve としてあらわした軸材のクリープ破断性質にはかなりのばらつきが認められている。しかし、これらの軸材はすべて同様の過程で製造されたものであり、その諸機械的性質も従来の規格に合格しているものである。このような軸材のクリープ破断性質にばらつきが存在することは注目すべきことであり、このばらつきの原因をつきとめることは、大型軸材の高温性質に関して今後の進歩改善に貢献するものと考えられる。

このクリープ破断性質のばらつきに対して種々の原因が考えられるが、本報では、その中で、とくに熱処理のばらつきが、その大きな要因であると考え、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（以下 γ 化温度と記す）の影響、 γ 化温度からの冷却速度の影響および焼戻し温度の影響について実験を行なったのでその結果を報告する。

II. 実験材料および実験方法

実験に供した材料の化学成分を Table 1 に示す。この材料は酸性平炉で溶解し、140 t 鋼塊として鍛造、熱処理を施した中圧軸車の胴部中央より採取した粗材をさらに、20mm ϕ に再鍛造したものである。

粗材に与えた熱処理は γ 化温度の影響をみる場合には、 γ 化温度を 950°C、1000°C および 1050°C の 3 温度とし、それぞれの温度に 2 h 保持後、100°C/h の冷

Table 1. Chemical composition of the steel.
(wt.%)

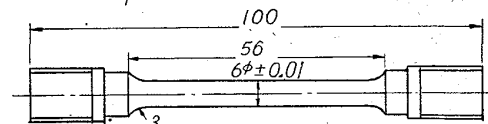
C	Si	Mn	P	S
0.33	0.29	0.50	0.015	0.023
Ni	Cr	Mo	V	
0.50	0.93	1.11	0.28	

却速度で炉中冷却を行なった。焼戻し処理はいずれも 675°C · 3 h 油冷である。 γ 化温度からの冷却速度の影響をみる場合には、 γ 化処理を 950°C · 2 h 一定とし、冷却速度を前述の 100°C/h と油冷の 2 通りとした。この場合の焼戻し処理は前述の場合と同様 675°C · 3 h 油冷である。最後に焼戻し温度の影響をみるものについては、 γ 化温度は 950°C · 2 h 冷却速度は 100°C/h の一定とし、焼戻し温度を 650°C、675°C および 700°C の 3 温度とした。焼戻し温度からの冷却はすべて油冷である。

上述のごとき試験材を用いて、平滑および切欠試験片についてのクリープ破断試験、室温および高温における短時間引張試験を行ない、さらに衝撃破面遷移温度を求めた。

クリープ破断試験片の形状および寸法を Fig. 2 に示す。タービン軸車として用いられる材料は、その平滑クリープ破断強度が高いことはもちろんであるが、同時に切欠きに対して敏感であつてはならない。とくに、この鋼種は組織が比較的不安定でクリープ試験中においても炭化物の析出が起こること²⁾、また、熱処理によつて、その切欠きに対する感受性が変化すること³⁾⁴⁾などが報告されているので本実験においても切欠クリープ破断試験を行なった。切欠きの形状は、先端半径 0.17mm、切欠底の直径 6mm、切欠きの深さ 1mm の 60°V 型切欠きで、この場合の形状係数は 3.9 である。クリープ破断試験は 510°C、538°C、565°C および 593°C の 4 温度で各 1 本ずつ行ない、試験時間は 500~1000 h であつて、結果を Larson-Miller による master curve で整理した。クリープ破断試験結果を master curve

Plain bar test piece



Notched bar test piece

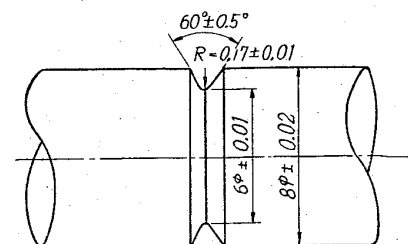
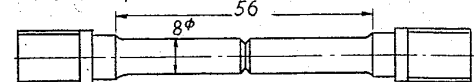


Fig. 2. Size of the creep rupture specimen.

で整理することには異論があると思われるが、この実験の場合のように熱処理の差による材料の短時間クリープ破断性質を比較するには差支えないものと考えられる。

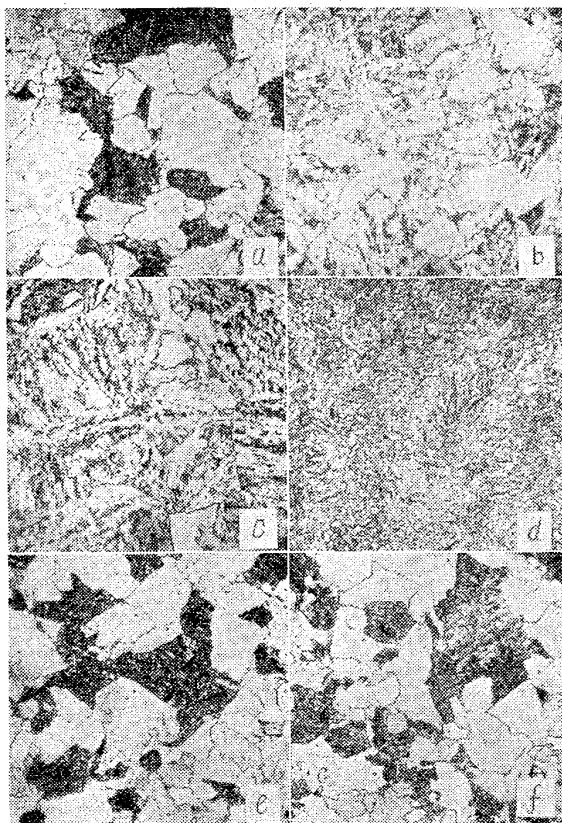
室温および高温における短時間引張試験片の形状は、室温では直径 9.9mm、標点距離 35mm であり、高温用引張試験片は直径 7mm、標点距離 50mm である。高温短時間引張試験は 538°C で行なつた。

衝撃破面遷移温度を求めるための試験片は V notch Charpy 衝撃試験片である。実際の蒸気タービン軸車においては、衝撃破面遷移温度の低いことが要求されるので、本実験においても参考として衝撃破面遷移温度を求めた。

III. 実験結果ならびにその検討

1. 顕微鏡組織

Photo. 1 にこれら熱処理を施した材料の顕微鏡組織



- (a) austenitized at 950°C, furnace cooled and tempered at 675°C
- (b) austenitized at 1000°C, furnace cooled and tempered at 675°C
- (c) austenitized at 1050°C furnace cooled and Tempered at 675°C
- (d) austenitized at 950°C, oil quenched and tempered at 675°C
- (e) austenitized at 950°C, furnace cooled and tempered at 650°C
- (f) austenitized at 950°C, furnace cooled and tempered at 700°C

Photo. 1. Microstructures of the samples.
×400 (1/2)

を示すが (a) (b) および (c) は γ 化温度をそれぞれ、950°C、1000°C および 1050°C とし、その温度からの冷却速度を 100°C/h および焼戻し温度を 675°C 一定としたものである。これらの写真からも明らかなように、この冷却速度の場合には初析フェライトがかなり存在し、残りの部分は焼戻しベイナイトとなつている。初析フェライトの量は、 γ 化温度が 950°C の場合には約 78%、1000°C の場合には約 20% および 1050°C の場合には約 10% と γ 化温度が高まるにつれて初析フェライト量は減じている。この組織は実際の軸材の表面附近で得られる焼戻しベイナイト組織とは異なっており、 γ 化温度による軸材のクリープ破断性質の相違をみるためには、この実際の軸材との組織の差および γ 化温度による初析フェライト量の差を考慮しなければならないであろう。また、各 γ 化温度におけるオーステナイト粒の大きさは、その温度での滲炭によつて求めた結果では、 γ 化温度が 950°C では ASTM 4.5、1000°C では ASTM 2.5 および 1050°C では ASTM 0 と γ 化温度に対してほぼ直線的に大きくなつている。

Photo. 1 (d) は γ 化温度からの冷却速度の影響をみたもので、 γ 化温度は 950°C、冷却は油冷却で焼戻し温度は 675°C である。この場合の組織は焼戻しマルテンサイト+焼戻しベイナイトで、 γ 化温度からの冷却速度のみが異なつて他は同一条件である Photo. 1 (a) の初析フェライト+焼戻しベイナイト組織のものと比較するためのものである。Photo. 1 (e) および (f) は焼戻し温度の影響をみたもので、 γ 化温度は 950°C、冷却速度は 100°C/h で (e) は焼戻し温度が 650°C、(f) は 700°C である。焼戻し温度の影響をみた Photo. 1 (a) (e) および (f) の電子顕微鏡による組織を Photo. 2 に示してある。Photo. 2 (a) は焼戻し温度が 650°C、(b) は 675°C および (c) は 700°C で、(a) および (b) には組織上ほとんど差が認められないが、700°C 焼戻しの (c) の場合には炭化物がかなり粗大化しているのが認められる。

2. 引張試験成績および衝撃破面遷移温度

上述のごとき組織を有する材料の室温および高温における短時間引張試験結果および衝撃破面遷移温度を Table 2 に示す。これによると γ 化温度を 950°C、1000°C および 1050°C と変えた場合には、室温の降伏強さおよび引張強さはともに γ 化温度の上昇にともなつて増加している。同時に、伸びおよび絞りも、 γ 化温度の上昇にともない逆に減少しているのが認められる。これは Photo. 1 から明らかなように、各材料における初析フェライトの量およびオーステナイト粒度の差によるも

Table 2. Tensile test results and fracture transition temperatures.

Heat treatment	At room temperature					at 538°C			Trf. °C
	Y.S. kg/mm ²		U.T.S. kg/mm ²	Elong.* %	R.A.* %	U.T.S. kg/mm ²	Elong.** %	R.A.* %	
	0.02%	0.2%							
950°C → F.C. 675°C · 3h	59.7	64.0	85.3	18.1	53.0	58.2	22.5	75.3	110
1000°C → F.C. 675°C · 3h	81.6	89.8	102.5	15.2	38.7	72.8	10.2	59.5	103
1050°C → F.C. 675°C · 3h	84.8	94.4	105.8	11.1	22.2	72.9	7.5	49.5	105
950°C → O.Q. 675°C · 3h	93.2	93.2	97.7	21.2	65.5	63.5	10.7	80.7	-75
950°C → F.C. 650°C · 3h	61.4	68.1	91.8	16.2	44.2	58.3	18.1	74.3	118
950°C → F.C. 700°C · 3h	48.6	56.5	79.6	22.0	57.0	53.7	22.2	74.0	108

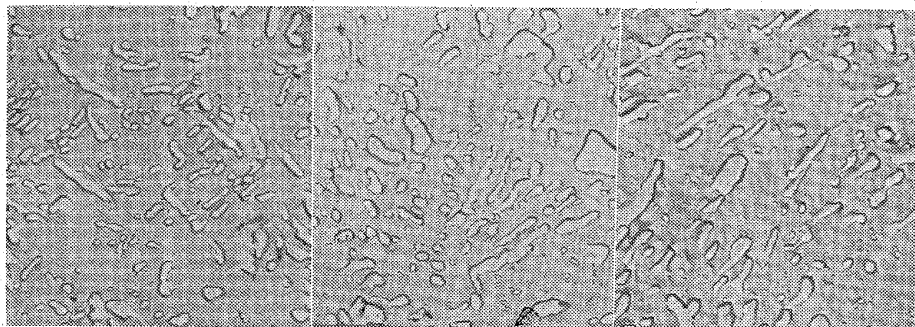
* Dia.=9.9mm, Gage length=35mm

** Dia.=7mm, Gage length=50mm

Y.S. : Yield Strength, U.T.S. : Ultimate Tensile Strength

Elong. : Elongation, R.A.=Reduction of Area

Trf. : Fracture Transition Temperature.



(a) 650°C tempered (b) 675°C tempered (c) 700°C tempered

Photo. 2. Electron microstructure of the samples tempered at different temperatures after austenitized at 950°C. ×7000 (3/5)

のであろう。538°Cにおける高温短時間引張試験結果では、引張強さ、伸びおよび絞りとともに室温の場合とほぼ同様な傾向を示しているが、引張強さは、 γ 化温度が1000°Cと1050°Cのものとはほとんど差がなくなっている。伸びおよび絞りは、 γ 化温度が950°Cと1000°Cの間で急激に減少している。

つぎに冷却速度が100°C/hと油冷却の場合では、室温における引張性質は油冷却の場合がいちじるしく優れている。これは両者の組織差からも明らかであろう。高温における引張試験成績も、伸びが低下していることを除いては引張強さおよび絞りとともに油冷却の方が高い値を示している。

焼戻し温度を変えた場合には、室温の降伏強さおよび

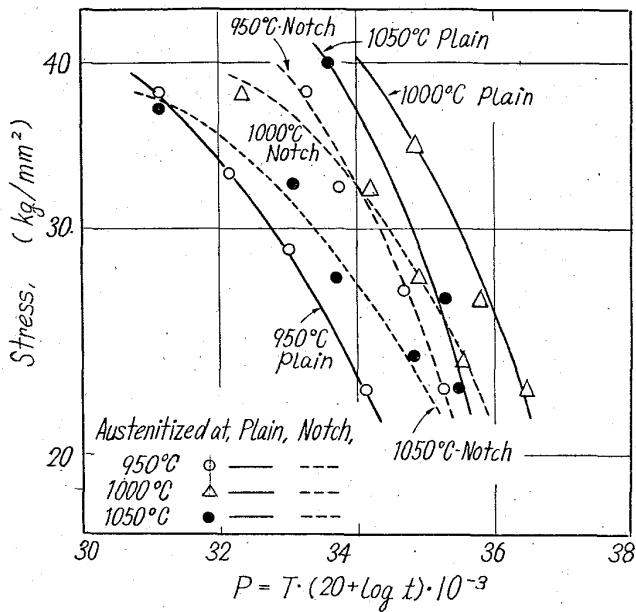
引張強さは焼戻し温度の低いほど大きく、伸びおよび絞りは焼戻し温度の低いほど逆に小さくなっている。538°Cでは、650°Cおよび675°C焼戻しの引張強さはその差がほとんどなくなっている。伸びおよび絞りは焼戻し温度によってほとんど差が認められない。

衝撃破面遷移温度は、 γ 化温度を変えた場合にはほとんど差がないが、冷却速度を早くした場合、

すなわち、焼戻しマルテンサイト+焼戻しベイナイト組織のものが最も遷移温度が低い。焼戻し温度を変えた場合にも衝撃破面遷移温度にはほとんど差が認められていない。

3. クリープ破断強度におよぼす γ 化温度の影響

Fig. 3に γ 化温度を変えた場合のクリープ破断試験結果を示す。この図には平滑試験片の結果とともに切欠試験片の結果もあわせて示してある。まず平滑試験片の結果であるが、master ruptur curveであらわしたクリープ破断強度は γ 化温度が950°Cから1000°Cになることによつて急激に上昇しており、 γ 化温度が1050°Cになると逆にクリープ破断強度が低下する傾向がみられる。このような γ 化温度の変化にともなう平滑クリ



T: test temperature, °R t: time to rupture, h
 Fig. 3. Effect of austenitizing temperature on the creep rupture strength of the steels austenitized at 950°C, 1000°C and 1050°C respectively.

クリープ破断強度の変化は前述のような組織（初析フェライト量，オーステナイト粒度）の変化と密接な関係があると考えられる。この結果は，F. E. WERNER ら⁴⁾，および M. H. JONES ら⁵⁾の実験結果ともほぼ一致している。F. E. WERNER らの結果では， γ 化温度が 950°C と 1010°C とでは 1010°C の方がクリープ破断強度が若干高くなつてはいるが，大きな差は認められていない。

また，切欠試験片によるクリープ破断試験結果は， γ 化温度が 950°C と 1000°C の場合には，切欠クリープ破断強度には大差がないが， γ 化温度が 1050°C になると切欠材のクリープ破断強度はいちじるしく低下している。平滑試験片のクリープ破断強度と切欠材のクリープ破断強度を比較してみると， γ 化温度が 950°C の場合には明らかに切欠強化が生じているが， γ 化温度が 1000°C および 1050°C では切欠弱化があらわれている。F. E. WERNER らの結果では，形状係数が約 6 の切欠試験片を用いているが，この場合にも切欠材のクリープ破断強度は γ 化温度が上昇するにしたがつて低下する傾向がみられている。しかし，本実験の場合と異なり γ 化温度による切欠弱化はあらわれていない。また，M. H. JONES らは，形状係数が 10 以上の鋭い切欠きを有する試験片を用いているが， γ 化温度の上昇につれて切欠材のクリープ破断強度は低下を示しており，538°C での試験では，試験時間が 10h 以上になると 900°C から 1150°C の範囲のオーステナイト化によつて切欠弱化が

あらわれている。

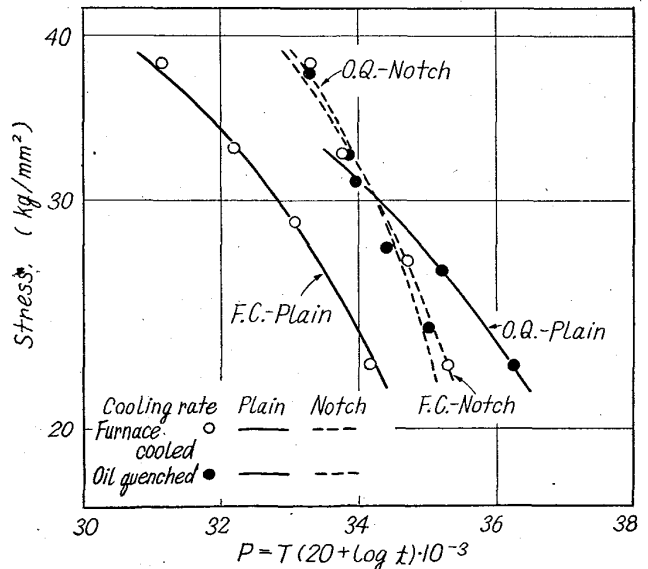
Fig. 3 に示した結果を Fig. 1 の実際の大型軸材で得られている master curve であらわしたクリープ破断性質のばらつきの範囲と比較すれば， γ 化温度が 950°C から 1000°C までの 50°C 変化することによつて実際の軸材におけるクリープ破断強度のばらつきの範囲を完全に覆っていることがわかる。

実際の軸材の γ 化温度がこのように大きくばらつくことはあり得ないが，試験材の滲炭粒度からも判るように，この鋼種は 950°C と 1000°C の間でかなり急激な結晶粒の粗大化が起こつており，これがクリープ破断強度のばらつきの大きな原因となつていようと思われる。

4. クリープ破断強度におよぼす冷却速度の影響

Fig. 4 は， γ 化温度からの冷却速度の影響をみたもので， γ 化温度は 950°C 一定であり，冷却速度を 100°C/h と油冷の 2 種類としている。これによつて平滑試験片のクリープ破断強度は，冷却速度が早くなるほど，つまり油冷することによつていちじるしく向上している。このことは，Photo. 1 に示した顕微鏡組織の相違によるもので，組織差にともなう室温および高温における引張性質の差から推定できるほどの量である。

切欠試験片についてのクリープ破断強度は，両者ともほとんど同じ曲線が得られており，両者の切欠クリープ破断強度にほとんど差のないことがわかる。しかし，冷却速度が 100°C/h の場合には前述のように切欠強化が起つているが，油冷の場合には切欠弱化があらわれている。油冷の場合短時間の焼戻しによつて組織が十分安定

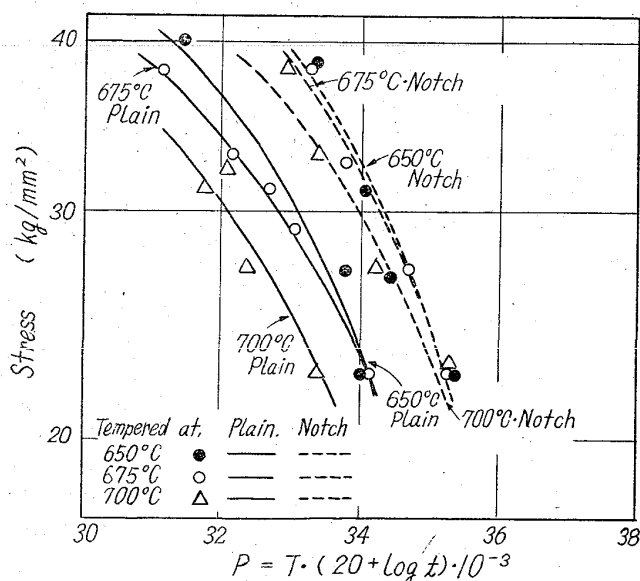


T: test temperature, °R t: time to rupture, h
 Fig. 4. Effect of cooling rate from austenitizing temperature on the creep rupture strength of the steels.

となり得ないで、クリープ破断試験中に組織変化が生じたのではないと思われる。このことは、Fig. 4 に示した油冷の場合の切欠弱化が横軸 P の値の大きい方、すなわち、高温もしくは長時間側で起こっていることから想像される。

Fig. 1 の実際の軸材のクリープ破断強度のばらつきの範囲を Fig. 4 に当てはめれば、Fig. 1 に示したばらつきの範囲はほとんど完全に Fig. 4 の中に含まれるが、この実験に使用した試験材は、冷却速度が $100^{\circ}\text{C}/\text{h}$ と油冷とで、これによつて得られた顕微鏡組織が一方は多量の初析フェライトを含む焼戻しベイナイトであり、他方は焼戻しマルテンサイト+焼戻しベイナイト組織であつて、両者の間にいちじるしい組織差が存在しており、それにともなつて室温および高温における引張性質にも大きな差が認められている。これに対して実際の軸材では、軸材の大きさによつてその冷却速度が変ることとは当然考えられるが、得られる組織は、その大部分がほぼ完全な焼戻しベイナイト組織であることおよび室温における引張強さが約 $78\sim 85\text{ kg/mm}^2$ の範囲にあることなどから、その冷却速度にはあまり大きな差は存在せず今回の実験の中間程度をわずか変化するのみと考えられる。したがつて、実際の軸材の場合に予想される γ 化温度からの冷却速度のばらつきによつては、そのクリープ破断強度にはあまり影響はないものとする。

5. クリープ破断強度におよぼす焼戻し温度の影響 焼戻し温度を変えて行なつたクリープ破断試験の結果



T: test temperature, $^{\circ}\text{R}$ t: time to rupture, h
Fig. 5. Effect of tempering temperature on the creep rupture strength of the steels tempered at 650°C , 675°C and 700°C respectively.

を Fig. 5 に示す。これによれば、平滑試験片の場合には焼戻し温度が 650°C のものと 675°C の場合とではそのクリープ破断強度がほぼ等しい結果が得られている。

ただし、横軸の P の値が小さい場合、すなわち、低温度あるいは短時間側においては、 650°C 焼戻の方がクリープ破断強度が若干高い傾向にあるが、P の大きな方、すなわち、高温あるいは長時間側においてはほとんど差が認められない。一方焼戻し温度が 700°C の場合には前述の 2 つの焼戻し温度の場合に比較してクリープ破断強度がかなり低下している。すなわち、平滑試験片のクリープ破断強度に対する焼戻し温度の影響は 675°C まではあまり大きな変化はないが焼戻し温度が 700°C になると急に低下することがわかる。

切欠試験片の場合には、傾向としては平滑試験片と同様であるが、焼戻し温度による差は平滑試験片の場合に比較して小さくなつてきている。なお、焼戻し温度が $650^{\circ}\text{C}\sim 700^{\circ}\text{C}$ の範囲ではこの実験の場合切欠弱化はあらわれていない。

Fig. 5 と Fig. 1 とを比較すると、焼戻し温度が 50°C 変化することによつて実際の軸材のクリープ破断強度のばらつきの範囲の約 $1/2$ を占めることがわかる。実際の軸材において焼戻し温度が 50°C もばらつくことは考えられないが、軸材の標準の焼戻し温度が約 675°C であることから、焼戻し温度がそれよりも低い方で変化する場合にはクリープ破断強度にはあまり変化がないが、焼戻し温度がそれよりも高い方にずれればクリープ破断強度が比較的大きく変化する可能性がある。このように焼戻し温度の変化によるクリープ破断強度のばらつきは前述の γ 化温度の場合ほど大きくはないが、焼戻し温度の変化によつてもかなりクリープ破断強度のばらつく可能性はある。

6. 高温における切欠感受性におよぼす熱処理の影響

Fig. 3, Fig. 4 および Fig. 5 に示してあるように切欠試験片におけるクリープ破断挙動は、その材料の熱処理によつて大きく変化する。熱処理によつて切欠強化される場合、あるいは切欠弱化のあらわれる場合がある。高温における材料の切欠感受性は種々の因子によつて影響され、一般に切欠クリープ破断性質は、切欠きの形状、温度および時間、平滑材の靱性あるいは材料の降伏強さなどによつて影響されるといわれている^{9)~11)}。すなわちある切欠きの形状に対して切欠弱化があらわれる材料も別の切欠形状に対しては切欠強化されることがあり得る。また、同時にある温度および時間に対して切欠強化される材料も温度および時間の条件が異なれば逆に切欠

弱化があらわれる場合がある。

本実験に使用した切欠試験片は1種類でFig. 2に示すごとく、切欠底の直径 6mm, 切欠きの尖端半径 0.17mm, 切欠きの深さ 1mm の 60°V 型で形状係数が 3.9 のものである。切欠きの種類が1種類のみではその材料の高温における切欠感受性についての全般を知ることは前述のような理由で不可能であるが、この切欠きの形状に対する供試材の切欠感受性を Fig. 6 に示す。この図は縦軸に同一試験条件 (Parameterの同じ値) における切欠クリープ破断強度の平滑クリープ破断強度に対する比をとつてある。この両者の強度の比は、材料の切欠きに対する感受性の程度を示すもので、この比が1以上の場合には切欠強化を示し、比が1以下の場合には切欠弱化をあらわしている。横軸には便宜的に Larson-Miller の Parameter をとつた。

まず γ 化温度を 950°C, 1000°C および 1050°C の3種類に変えた場合についてみると、950°C でオーステナイト化後炉冷したものは全試験範囲にわたつて切欠強化を示している。すなわち、切欠クリープ破断強度と平滑クリープ破断強度の比が全試験範囲にわたつて1以上を示している。これに対して、 γ 化温度が 1000°C および 1050°C で炉冷したものについては全試験範囲にわたつてこの比が1以下で切欠弱化を示している。しかし、この切欠強化あるいは切欠弱化の横軸 P に対する傾向はいずれも P の増加とともに上昇する傾向にある。したがつて、 γ 化温度が 1000°C および 1050°C の場合、この試験範囲では切欠弱化を示しているが、さらに P の大きい条件すなわち高温あるいは長時間側においては切欠強化を示す可能性が存在するわけである。このことは Fig. 7 に示した P に対する破断後の試験片硬度の変化からも明らかのように、 γ 化温度が 950°C, 1000°C および 1050°C で炉冷 (100°C/h) したものはいずれも P の大きな側で明瞭な硬度の低下を示している。Fig. 7 における硬度は破断後の平滑試験片の破断面の近くおよび切欠試験片においては切欠底の近傍で測定したもので、これらの材料では高温あるいは長時間側で軟化が起り、そのため切欠きに対する感受性が低下する傾向にあることがわかる。

950°C でオーステナイト化し、油冷却を行なつた材料は、Fig. 6 によれば、P の値が約 34 を境としてそれより P の小さい側では切欠強化を示し、それより P が大きい場合には切欠弱化を示している。Fig. 7 によるとこの

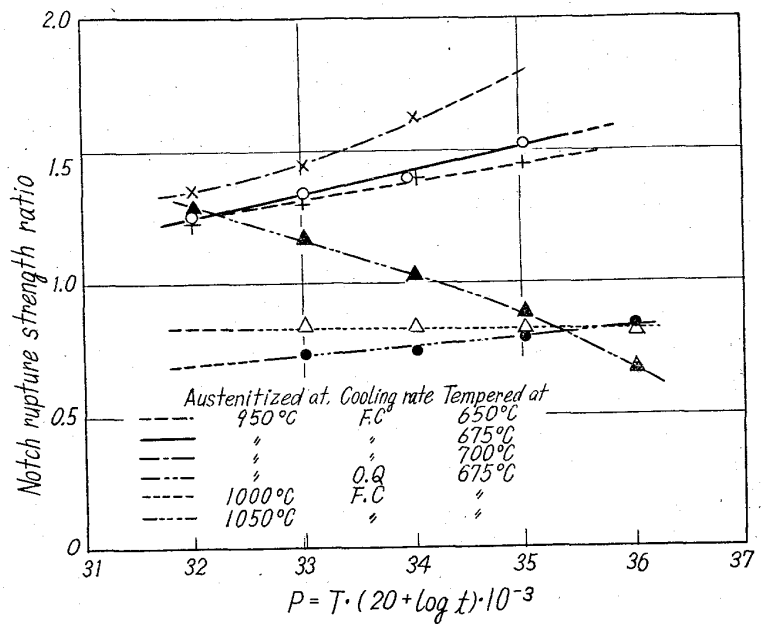


Fig. 6. Relationship between notch rupture strength ratio and Larson-Miller parameter of the steels.

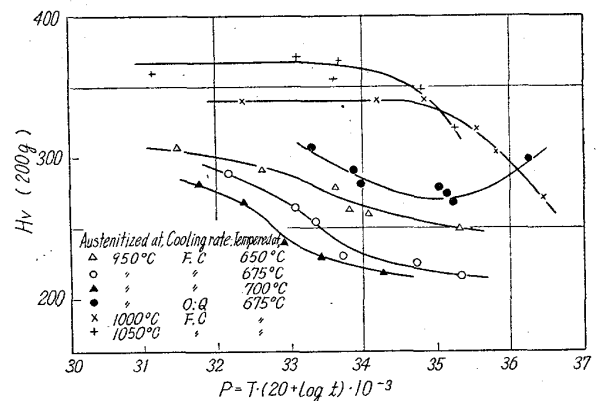


Fig. 7. Relationship between hardness of the ruptured specimen and Larson-Miller's parameter.

材料は P の大きな方で硬度が若干増加する傾向を示している。この硬度変化と切欠感受性の挙動とは必ずしも明瞭な一致を示してはいないが、このような硬度の上昇をとまなうようななんらかの組織変化が切欠感受性に变化を与えているものと考えられる。このような特異な硬度変化を示した原因としては前にも述べたようにこの場合には材料の組織が不安定なためと考えられる。

最後に 950°C 炉冷の場合、焼戻し温度が材料の切欠感受性におよぼす影響をみると、前述のごとくこの実験の範囲ではすべて切欠強化があらわれている。Fig. 6 によるとこの切欠強化の傾向は P の増加とともに徐々に増す傾向があり、このことは Fig. 7 におけるこれらの材

料のクリープ破断試験後の硬度がPとともにゆるやかに低下していることと関係があろう。また焼戻し温度による切欠感受性の程度は焼戻し温度の低い程大きい傾向があるが、650°Cおよび675°C焼戻しでは大差がなく、700°C焼戻しが最も切欠感受性が低くなっている。

IV. 総 括

Cr-Mo-V 鋼大型蒸気タービン軸車材のクリープ破断性質のばらつきの原因を確かめるために、材料の熱処理、すなわち、 γ 化温度、 γ 化温度からの冷却速度および焼戻し温度を変えた試験材を用いて、510°C、538°C、565°Cおよび593°Cで500~1000hのクリープ破断試験を行ない、次のごとく結果を得た。

1. γ 化温度の影響 γ 化温度を950°Cから1000°Cに上げることで平滑試験片のクリープ破断強度がいちじるしく増加することが判った。このクリープ破断強度の増加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が軸材のクリープ破断強度のばらつきに対しては、この γ 化温度の差がかなり大きな役割を演ずるものと考えられる。

2. 冷却速度の影響 この実験で用いた極端な組織差を生ずるような冷却速度の相違では、そのクリープ破断強度にもいちじるしい影響をおよぼすことがわかったが、実際の軸材で得られている程度の組織差を生ずるような冷却速度の範囲では、軸材のクリープ破断強度のばらつきに対してはあまり大きな影響はないようである。

3. 焼戻し温度の影響 焼戻し温度が650°C~675°Cの範囲では平滑試験片のクリープ破断強度にほとんど差は認められなかったが、焼戻し温度が700°Cになるとクリープ破断強度が若干低下する傾向が得られた。したがって、軸材のクリープ破断強度のばらつきに対しては、焼戻し温度が高い場合には影響があるが、 γ 化温度の影響に比較すれば小さいようである。

4. 高温における切欠感受性におよぼす影響 60°C

型、形状係数3.9の切欠きを用いて試験したが、 γ 化温度が950°Cで炉冷した場合はこの実験の範囲では切欠強化を示し、1000°Cおよび1050°Cの場合では切欠弱化があらわれた。950°Cでオーステナイト化し焼戻し温度を変化させた場合はすべての材料について切欠強化が示されたが、 γ 化温度から油冷した材料では、最初切欠強化を示しParameterが大きくなるにつれて切欠弱化が示された。また、Larson-MillerのParameterに対するこの切欠弱化あるいは切欠強化の傾向は試験片の破断後の硬度変化とはほぼ一致しており、高温における材料の切欠感受性は、試験中の材料の組織変化によつても影響されることが確かめられた。

終わりに、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わ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) 渡辺, 本間, 熊田: 材料試験, 10 (1961) 99, p. 948
- 2) W. KOCH, A. KRISCH u. A. SCHRÄDER: Arch, Eisenhüttenw., (1958) 8, p. 445
- 3) D. P. NEWMAN, M. H. JONES and W. F. BROWN JR.: Amer. Soc. Test. Mat., 53 (1953), p. 677
- 4) F. E. WERNER, T. W. EICHELBERGER and E. K. HANN, Amer. Soc. Metals, 52 (1960), p. 376
- 5) M. H. JONES, D. P. NEWMAN, G. SACHS and W. F. BROWN JR.: Amer. Soc. Metals, 47 (1955), p. 926
- 6) F. GAROFALO: Amer. Soc. Test. Mat., 59 (1959), p. 957
- 7) D. P. NEWMAN, M. H. JONES and W. F. BROWN JR.: Amer. Soc. Test. Mat., 53 (1953), p. 661
- 8) 宮川, 宮野: 材料試験協会高温強度部門委員会資料 (第11期, 第3回) 昭和37年12月19日