

18Cr-12Ni 系鋼のクリープ破断強度に

70665 およぼす溶体化温度の影響*

山 崎 道 夫**

The Effects of Solution Temperature on Creep Rupture Strength of 18Cr-12Ni Steels

Michio YAMAZAKI

Synopsis:

Low and high carbon 18Cr-12Ni steels were solution treated at various temperatures and the creep rupture test was conducted at 600 and 700°C. These steels were employed since they were considered to give a fundamental aspect of the effects of heat treatments on creep rupture strength.

The creep rupture life at the test temperature of 600°C showed a maximum at a certain solution temperature. This solution temperature, for shorter life tests (i. e., higher stress tests), was that which gave incomplete solution of carbide, and for longer life tests (i. e., lower stress tests), was that which gave just complete solution of carbide.

At the test temperature of 700°C, however, appeared no maximum in the rupture life as a function of solution temperature.

The above experimental facts on creep rupture life (t_r) can be analysed by considering the effects of solution temperature on creep rate ($\dot{\epsilon}$) and rupture elongation (ϵ_r), since, approximately, t_r is ϵ_r divided by $\dot{\epsilon}$.

The rupture life maximum at 600°C stems from the fact that $\dot{\epsilon}$ comes to the lowest value at a certain solution temperature and above the temperature no material change occurs in $\dot{\epsilon}$ while ϵ_r continues to decrease as the solution temperature is raised.

The result at 700°C that no maximum appears in life can be explained by that the intergranular cracking at 700°C is of cavity type which is independent of grain size and hence ϵ_r , as well as $\dot{\epsilon}$, does not change above the solution temperature that gives just complete solution of carbide.

(Received Mar. 5, 1970)

1. 結 言

耐熱鋼や耐熱用超合金の諸特性におよぼす熱処理の影響はそれらの材料の開発途上において研究されるのが普通である。したがって熱処理に主眼を置いて系統的な実験を行なった報告は少ない。このような観点から著者はすでに 18Cr-12Ni 鋼に種々の量の炭素を加えた一連の材料に溶体化処理と時効処理を種々に組み合わせて与え 600°C でクリープ破断試験を行なった。その結果、時効温度に比較して溶体化温度は大きな影響を与え、かつ 1100°C 付近の溶体化温度でクリープ破断寿命が最大になることが判明した。また、溶体化温度を上昇させると炭化物の固溶化量の増大による基地のクリープ変形抵抗の上昇および結晶粒の成長が同時に起こるが、この 2 つの効果の相互関係から上記の現象を説明した。

上記の報告では、炭素量、溶体化温度、時効温度をそれぞれ 4~5 種類に変えて組み合わせて実験したので、

試験条件は 600°C で 22.5 kg/mm² の 1 条件のみに限らざるを得なかつた。しかしクリープ試験中の組織変化や破壊形式は試験温度や応力によつて影響を受けるから、それに伴つて熱処理の影響も変化を受ける。

一方、上記の報告の実験から、熱処理の影響の傾向を知るには炭素量は高低 2 種類程度で代表しうること、および時効の影響は溶体化のそれに比較してかなり小さいことが知られた。

以上のような観点から本報ではまず、高低 2 種類の炭素量を持つ 18Cr-12Ni 鋼を用い、溶体化温度を細かく変え、時効は 700°C × 2hr と一定にして、600°C におけるクリープ破断強度を種々の応力で求めた。時効の影響については、高炭素 (0.3%) のほうの鋼を 700°C × 20hr 時効した場合を 700°C × 2hr の場合と比較した。

* 昭和42年4月金属学会講演会にて発表
昭和45年3月5日受付

** 金属材料技術研究所 工博

Table 1. Chemical composition of steels (%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
Z1	0.06	0.45	1.53	0.012	0.019	12.07	17.99	/
Z4	0.29	0.43	1.61	0.012	0.024	11.96	18.30	/
E	0.30	0.45	1.31	0.003	0.011	12.50	17.70	2.48
D	0.31	0.92	1.29	0.248	0.015	12.20	18.80	/
P	0.12	0.43	1.40	0.245	0.011	17.21	10.49	/
Z2	0.14	0.42	1.53	0.011	0.019	11.90	18.22	/

さらに Mo を含む 0.3% C の 18Cr-12Ni 鋼について、600°C と 700°C の試験を行ない試験温度の影響を検討した。また、P の添加により時効硬化性を促進した鋼の実験結果についても述べる。

2. 実験方法

用いた鋼の化学成分を Table 1 に示す。これらの供試鋼はすべて大気中で溶解されたもので、Z1, Z2, Z4, および P 鋼は 100 kg 程度の溶解量、ほかは 10~20 kg 程度の溶解量のものである。クリープ破断試験片には P 鋼のみ 10 mm φ × 50 mm で、他はすべて 6 mm φ × 30 mm のものを用いた。なお Z2 鋼は硬さ試験と引張試験のみに用いた。

3. 実験結果

溶体化温度を上昇させると炭化物の固溶化が進むとともに結晶粒が成長する。その様子は既報の場合と同様であるが、重要な特徴を説明すると次のようである。0.3% の C を含む Z4, E および D 鋼は、1080°C の溶体化では炭化物がかなり残留しており粒度は 7 番程度である。これらの鋼はほぼ 1160°C で溶体化が完全になりそのときの粒度は 2~3 番である。さらに溶体化温度を上げると結晶粒が成長し 1250°C では 0~1 番になる。他方 C の低い Z1 鋼では 1000°C の溶体化でも炭化物は見えず、粒度もすでに 4~5 番になつており、以後溶体化温度の上昇とともに粒が成長し 1250°C では 0.3% C の鋼と同じ 0~1 番の粒度に達する。

Fig. 1 は Z1, Z2 および Z4 鋼を各種溶体化処理後に 700°C で時効した場合の常温の硬さを示す。Fig. 2 は 600°C の引張強さに対する溶体化温度の影響 (時効 700°C × 2hr) を示す。Z4 鋼については時効が 700°C × 20hr の場合も実験した。

Fig. 3 と Fig. 4 はそれぞれ Z1 と Z4 鋼の 600°C におけるクリープ破断強度を示す (時効は 700°C × 2hr)。

Fig. 5 は Fig. 4 の Z4 鋼のクリープ破断強度の変化を図式的に示したもので、未固溶炭化物の残留している low sol. group と固溶化が完全な high sol. group に分

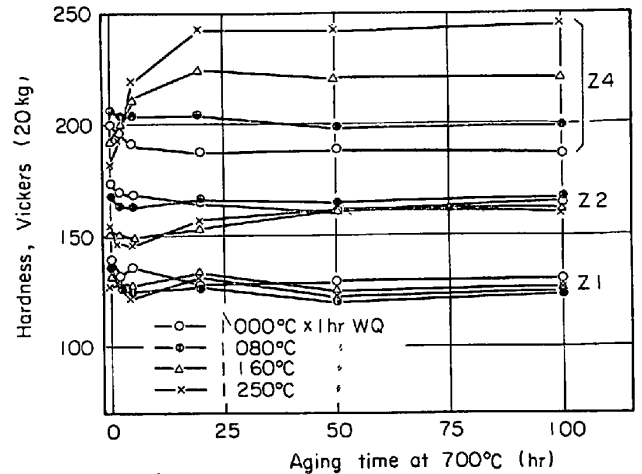


Fig. 1. Hardness change by aging Z1, Z2 and Z4 steel specimens solution treated at various temperatures.

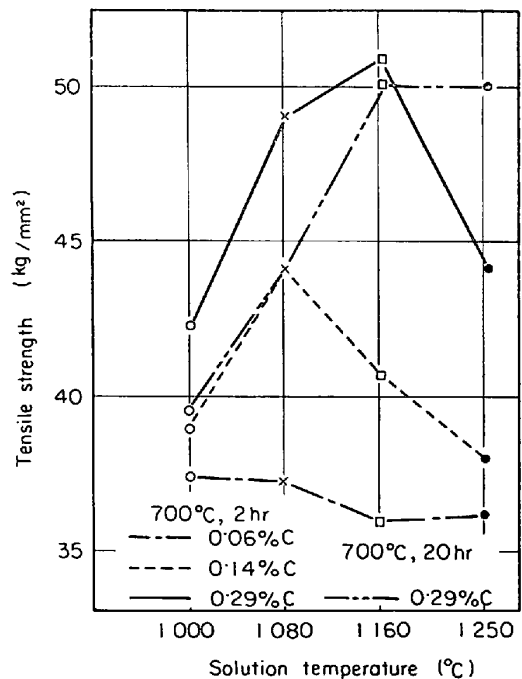
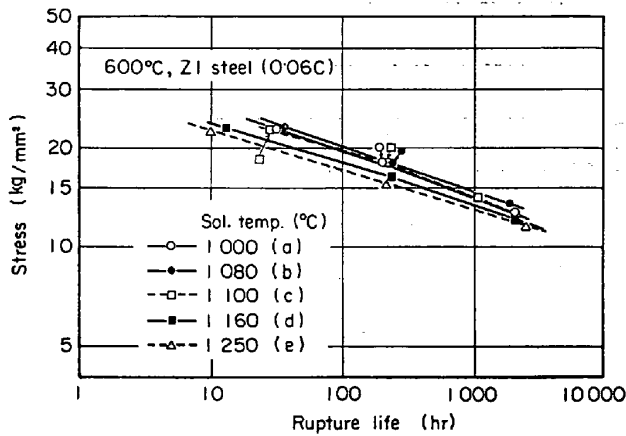


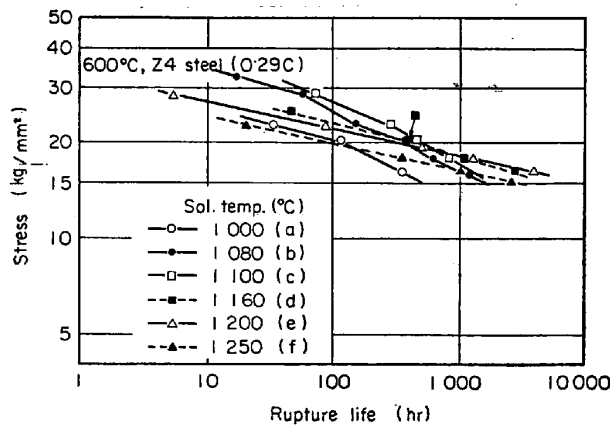
Fig. 2. Tensile strengths of Z1, Z2 and Z4 steels at 600°C.

けられ前者の中では溶体化温度が高いほど強度が高く、応力対寿命線図の勾配が後者より急である。一方、high sol. group は溶体化温度が高いほど強度は低く、前記勾



Rupture elongation (%);
 a : 27.8, 23.5, and 18.8
 b : 23.1, 18.8, and 17.9
 c : 19.1, 16.3, and 13.2
 d : 15.7, 9.5, and 11.8
 e : 14.5, 10.7, and 10.4
 (in the order of decreasing stress)

Fig. 3. Creep rupture strength of Z1 steel at 600°C.



Rupture elongation (%);
 a : 72.3, 64.7, and 48.0
 b : 30.0, 20.8, 21.8, 18.5, 35.0, and 29.4
 c : 15.2, 14.3, 19.3, and 18.7
 d : 5.9, 2.7, and 3.2
 e : 7.1, 3.0, 1.0, and 1.2
 f : 5.9, 4.4, 1.7, and 1.3
 (in the order of decreasing stress)

Fig. 4. Creep rupture strength of Z4 steel at 600°C.

配はゆるやかで、したがって低応力長時間試験では low sol. group より強くなる。

Fig. 3 の Z1 鋼では C 量が低いため low sol. group から high sol. group へすぐ移り変わることで、および両者の勾配の差がごく小さいことのため Z4 鋼の場合ほど明白でないが、同様の傾向を持つことがわかる。

Fig. 6 は E 鋼のクリープ破断試験の結果で、試験温度が 600°C の場合は溶体化温度に対して上述の Z4 鋼の場合と同様の傾向を示すが (Mo 添加により強度は全体に上昇している)、試験温度が 700°C の場合には不完全溶体化材は短時間試験でも弱く、また 1200°C から 1250

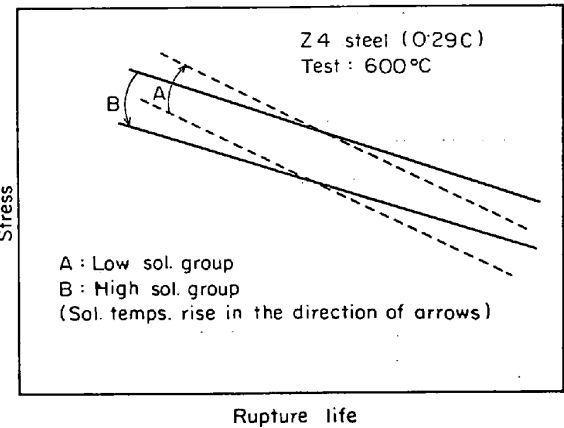
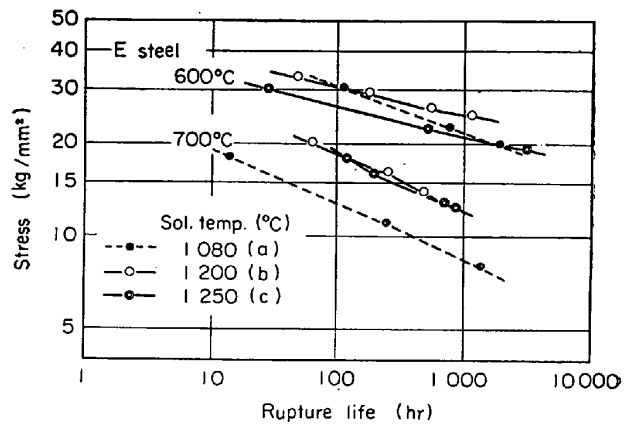


Fig. 5. Schematic illustration of the effect of solution temperature on creep rupture life of Z4 steel.



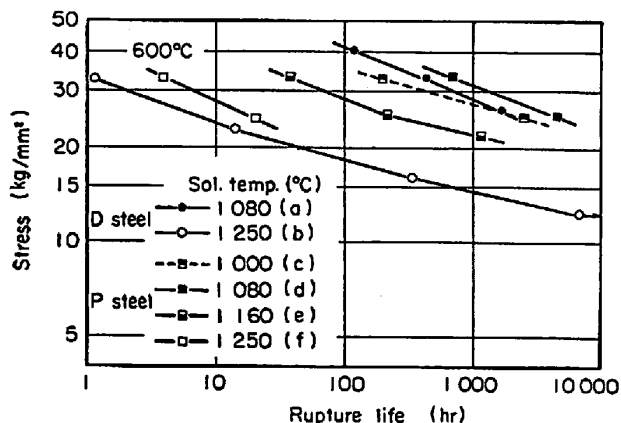
Rupture elongation (%);
 600°C { a : 30.1, 29.1, and 18.2
 b : 4.8, 2.0, 1.8, and 2.2
 c : 5.5, 4.6, and 3.9
 700°C { a : 47.7, 33.7, and 19.0
 b : 2.0, 1.5, and 2.3
 c : 0.7, 1.1, 1.5, and 1.2
 (in the order of decreasing stress)

Fig. 6. Creep rupture strength of E steel at 600 and 700°C.

°C へ溶体化温度を上げて粗粒にしても弱化が起こらない点で 600°C 試験の場合と異なっている。

Fig. 7 は P を含む D 鋼と P 鋼の試験結果で、Z4 鋼と比較すると、完全溶体化材 (処理温度 1250°C) は Z4 鋼よりやや弱くなるが、不完全溶体化材 (処理温度 1080°C) が Z4 鋼より非常に強化され、なおかつ不完全溶体化材が長時間側で弱化する傾向が小さい。

Fig. 8 は Z4 鋼の 600°C 試験と E 鋼の 700°C 試験のクリープ破断データを応力をパラメーターとして溶体化温度対寿命の関係で示した。横軸上の記号 C は炭化物がほぼ完全に固溶化する温度を示す。600°C 試験の場合、高応力短時間試験 (応力 = 22.5 kg/mm²) では緒言で述べたように 1100°C 付近の溶体化で寿命に極大を生じる



Rupture elongation (%);
 a : 10.0, 6.8, and 6.6
 b : 0.6, 0.9, and 0.7
 c : 58.0, and 45.0
 d : 5.0, and 2.5
 e : 6.0, 3.1, and 1.4
 f : 8.2, and 4.2
 (in the order of decreasing stress)

Fig. 7. Creep rupture strengths of D and P steels at 600°C.

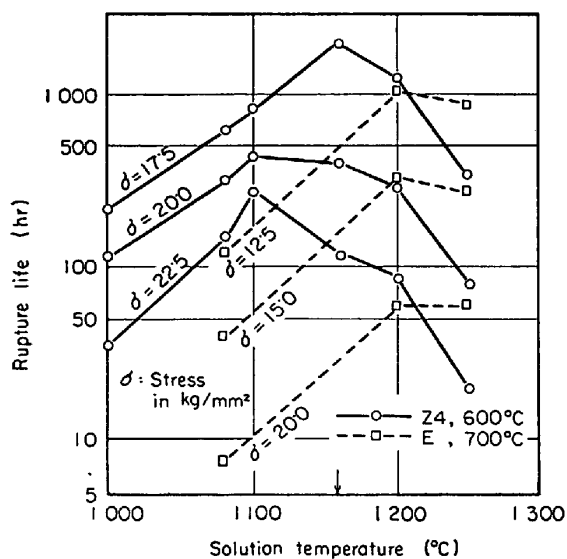


Fig. 8. Creep rupture lives of Z4 and E steels as a function of solution temperature.

が、低応力長時間になるに従い極大点は高温溶体化側へ移動しC点に近づく。これは Fig. 5 で示した low sol. group と high sol. group の逆転を別の角度から見たことになる。一方 700°C 試験 (E 鋼) の場合はいかなる応力でも極大点を示さない。

Fig. 9 と Fig. 10 は Z4 鋼(600°C 試験)と E 鋼(700°C 試験)の代表的なクリープ曲線を示す。完全溶体化材と不完全溶体化材を高応力と低応力で試験した場合に、クリープ速度 ($\dot{\epsilon}$) と破断伸び (ϵ_r) がどのように変化して上述のような種々な寿命の変化が生じるかがよくわかる。

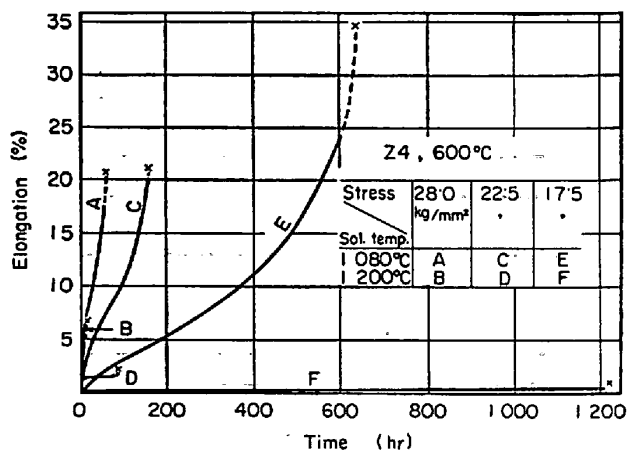


Fig. 9. Typical creep curves of Z4 steel at 600°C.

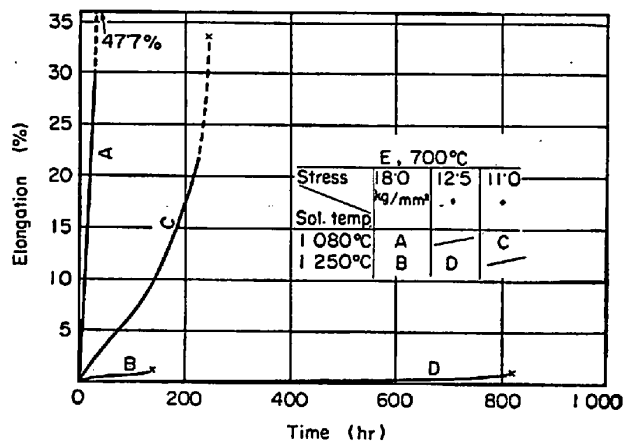


Fig. 10. Typical creep curves of E steel at 700°C.

Fig. 11 は代表的な溶体化処理を与えた Z4 鋼を 700°C で 20hr 時効した場合の 600°C でのクリープ破断強度を Fig. 4 の 700°C × 2hr の場合のデータと比較して示したものである。非常に不完全な溶体化である 1000°C 処理のものでは時効の影響は全くない。1080°C 溶体化処理のものでは 700°C × 20hr 時効は寿命をやや低下させるが、1160°C あるいは 1250°C 処理の完全溶体化したものでは反対に寿命をやや上昇させる。しかしこれらの時効の影響による差異は試験時間が長くなると消失する傾向が見られる。このように試験温度とあまり異なる温度で、しかも比較的短時間の熱処理で与えられた初期状態の差が、長時間試験でどちらも安定状態に近づいて消失することは容易に理解しうる。

破断伸びは各供試鋼とも溶体化温度の上昇とともに急速に小さくなり、Z4, E, D および P 鋼の高温溶体化材は数% (1~6%) になる。低炭素の Z1 鋼は高温溶体

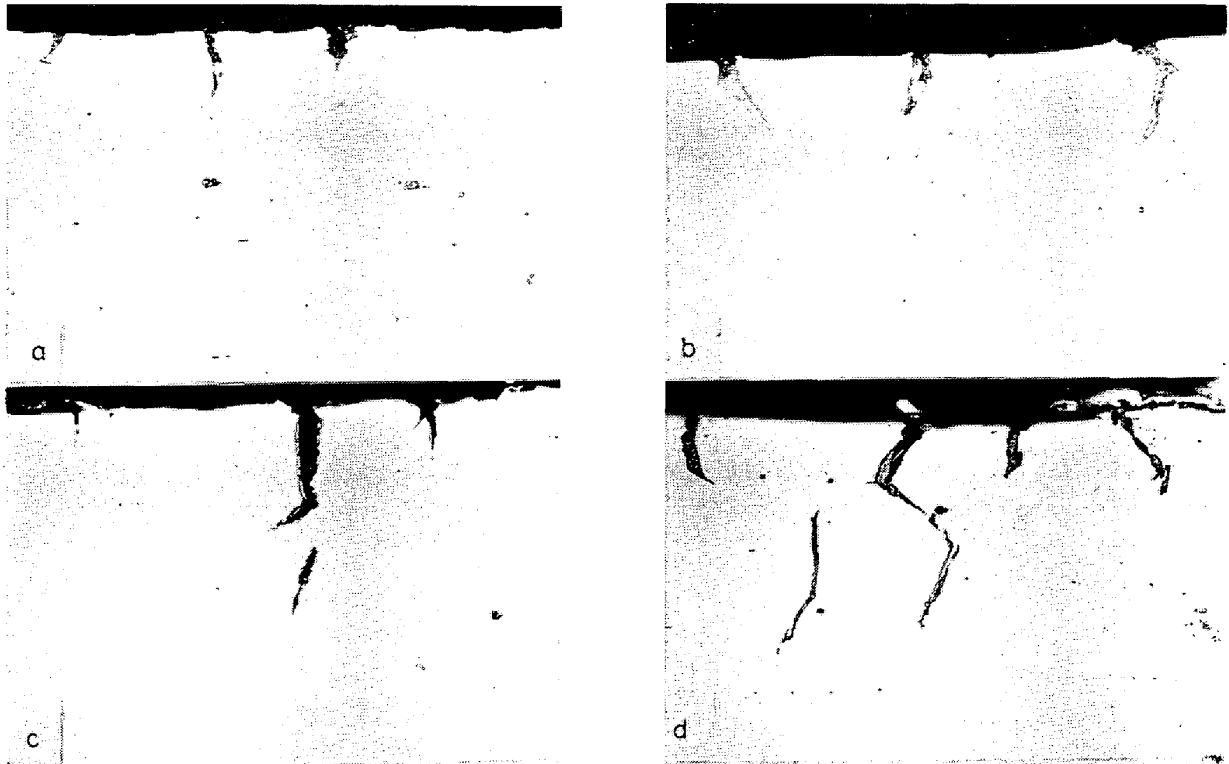


Photo. 1. Intergranular cracks of Z1 steel specimens; a and b : 1100°C×1hr WQ, c and d : 1250°C×1hr WQ. Test conditions are as follows; a : 22.5 kg/mm² and ruptured in 31.1hr, b : 13.5 kg/mm² and ruptured in 1102.3hr, c : 22.5 kg/mm² and ruptured in 10.1hr, and d : 11.5 kg/mm² and ruptured in 2685.5hr, all at 600°C. No etching. ×100. (6/7)

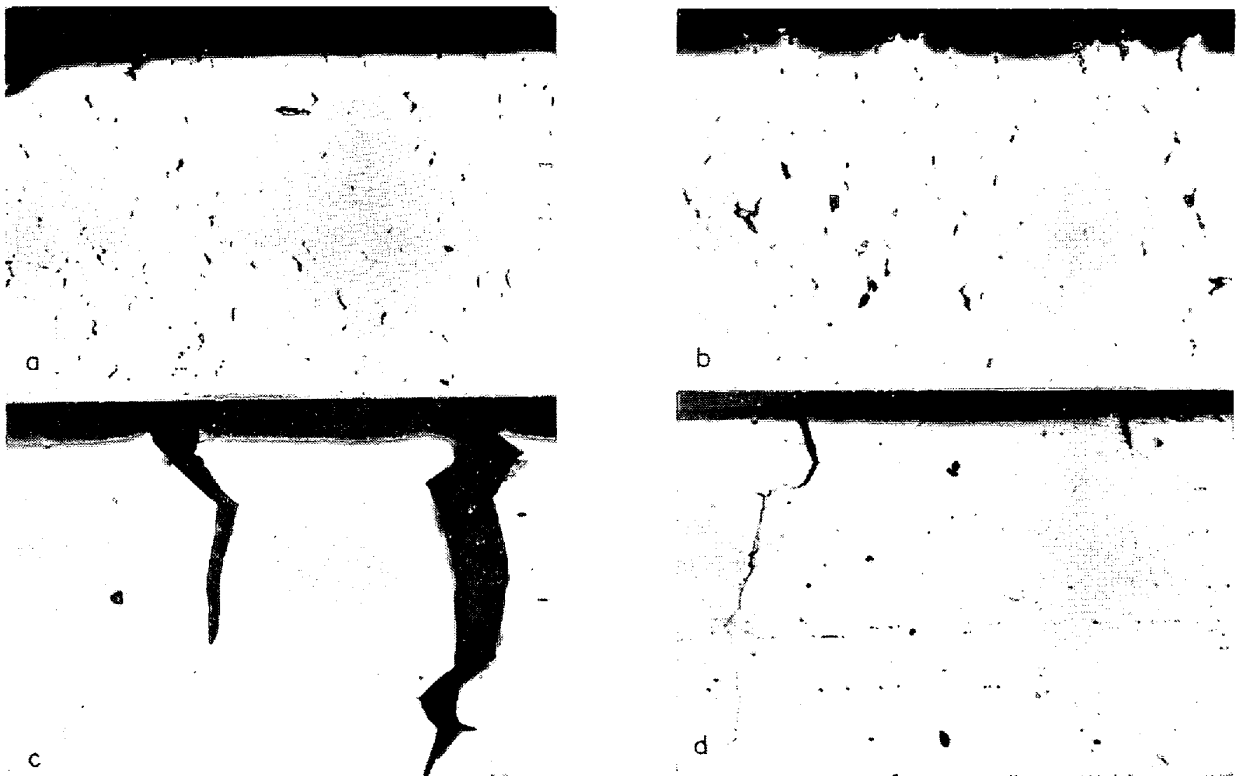


Photo. 2. Intergranular cracks of Z4 steel specimens; a and b : 1100°C×1hr WQ, c and d : 1250°C×1hr WQ. Test conditions are as follows; a : 28.0 kg/mm² and ruptured in 71.0hr, b : 17.5 kg/mm² and ruptured in 853.2hr, c : 22.5 kg/mm² and ruptured in 20.0hr, and d : 16.0 kg/mm² and ruptured in 1043.7hr, all at 600°C. No etching. ×100 (6/7)

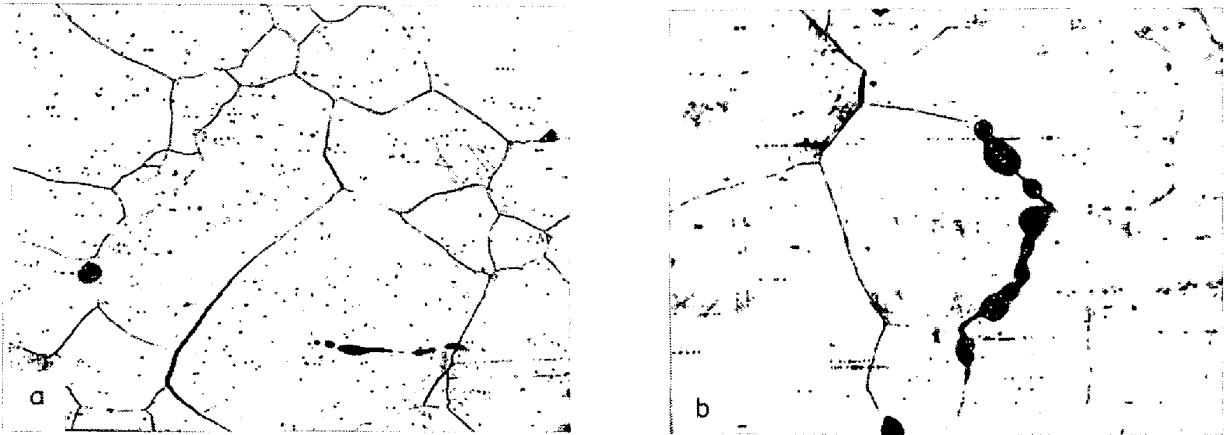
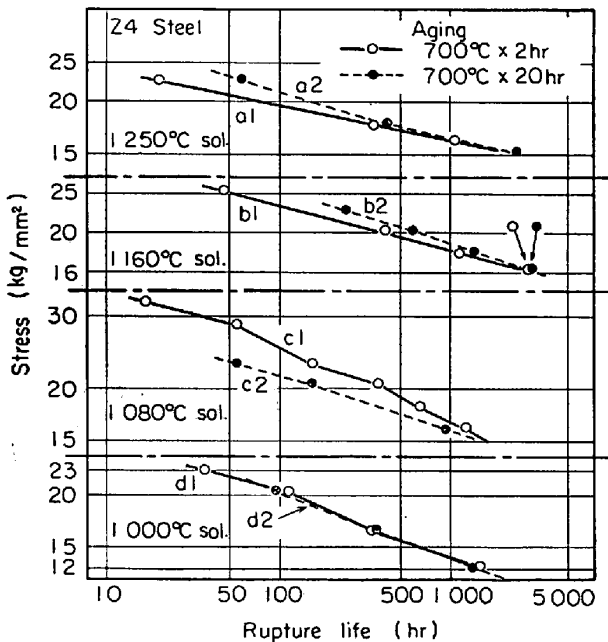


Photo. 3. Intergranular cracks in E steel specimens (1 250°C×1hr.WQ, 700°C×2hr). a: tested at 600°C and 22.5 kg/mm² and ruptured in 503.2 hr, and b: tested at 700°C and 18 kg/mm² and ruptured in 138.7 hr. Stress direction is horizontal. ×100 (6/7)



Rupture elongation (%);
 a1: 5.9, 4.4, and 1.7
 a2: 2.2, 2.0, and 3.3
 b1: 5.9, 2.7, and 3.2
 b2: 3.1, 2.6, and 3.3
 c1: 30.0, 20.8, 21.1, 18.5, 35.0, and 29.4
 c2: 38.9, 55.3, and 46.7
 d1: 72.3, 64.7, and 48.0
 d2: 66.5, 77.6, and 63.0
 (in the order of decreasing stress)

Fig. 11. Effect of aging on creep rupture lives of Z4 steel specimens solution treated at various temperatures, tested at 600°C.

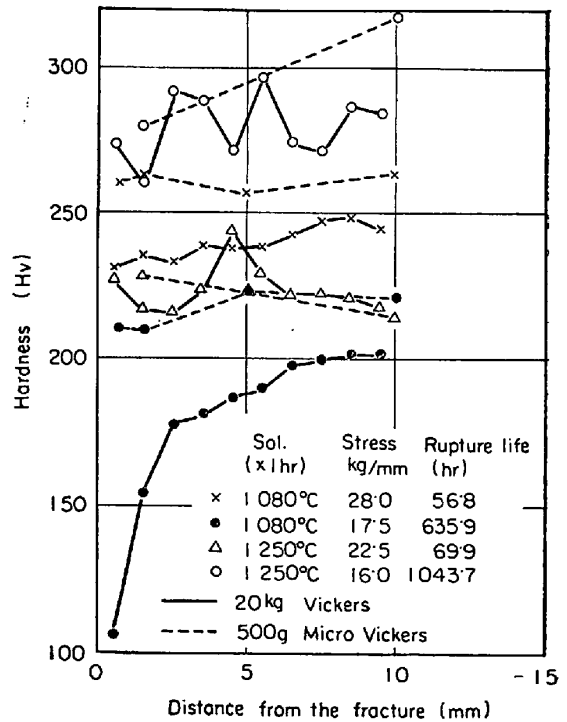


Fig. 12. Hardness of Z4 steel specimens after creep rupture. Creep rupture test: at 600°C, and hardness test: at room temperature.

化した粗粒材でも 10% 程度の伸びを示す。

割れはすべて粒界で起こり、試験温度 600°C ではくさび型、700°C (700°C 試験は E 鋼のみ) ではくさび型と空洞型が混合している。Photo. 1 と Photo. 2 は Z1 と Z4 鋼 (600°C 試験) の粒界割れを示し(腐食なし)、また Photo. 3 の a は E 鋼の 600°C 試験の場合の粒界

割れを示すもので、すべてくさび型である。なお、破断にいたらなかった割れは通常結晶粒の 1 辺か 2 辺の長さで止まっているので、粗粒ほど割れの長さは大きくなっている。一方 Photo. 3 の b は E 鋼を 700°C で試験したもので、くさび型と空洞型が混合している。

Fig. 12 は Z4 鋼の試験後の常温硬さを示すもので、不完全溶体化材 (1080°C 処理) は試験時間が長くなると過時効軟化しているが、完全溶体化材 (1250°C 処理) は反対に析出により硬化している。Photo. 4 は Fig. 12 で硬さを測定した試験後の試片の析出状態を示すもの

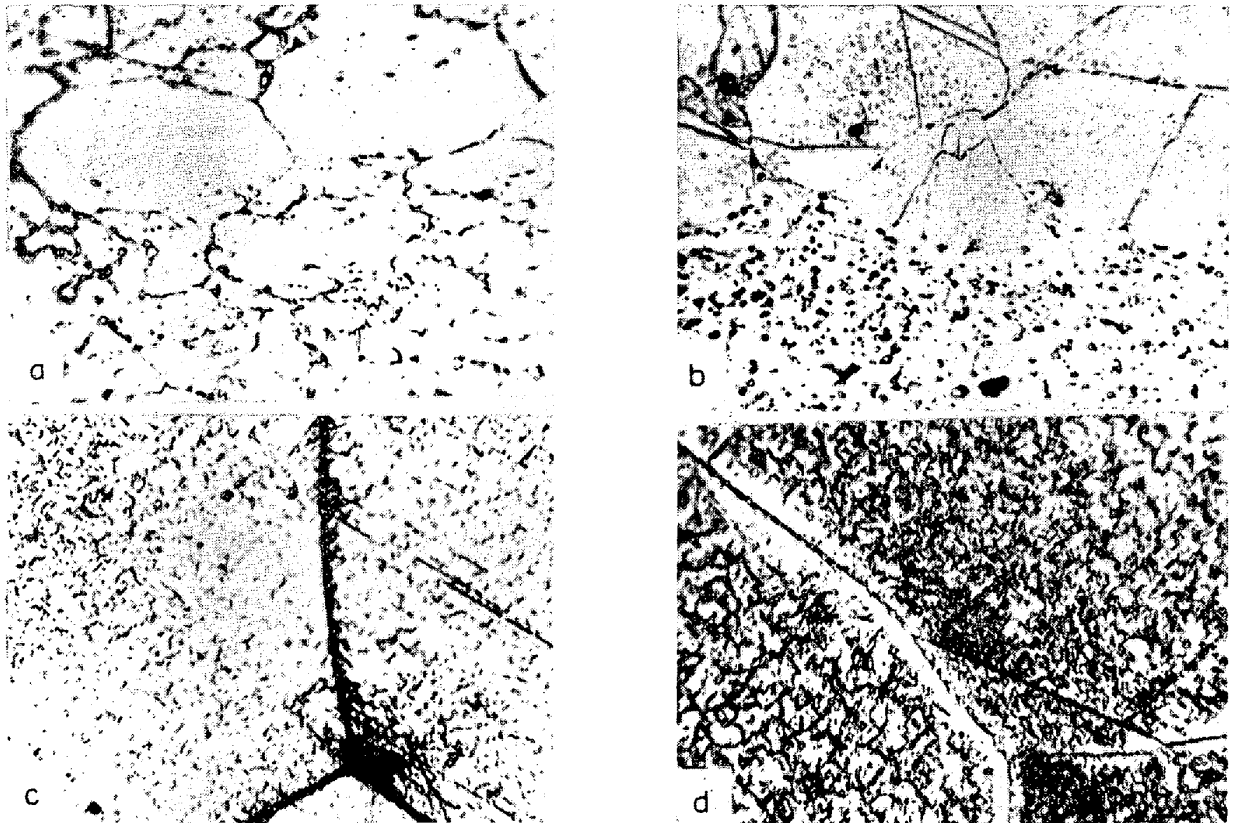
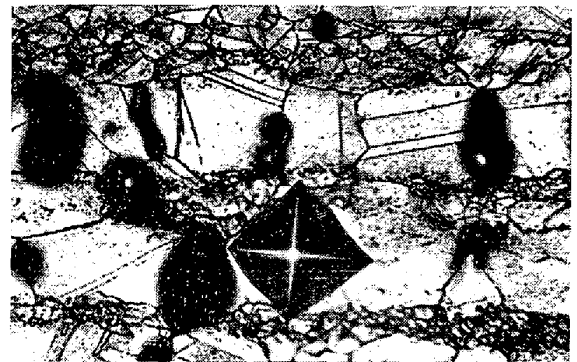


Photo. 4. Microstructures of Z4 steel specimens after creep rupture. a and b : solution treated at 1080°C and tested at 600°C, 28.0 and 17.5 kg/mm² and ruptured in 56.8 and 635.9 hr respectively, and c and d : solution treated at 1250°C and tested at 600°C, 22.5 and 16.0 kg/mm² and ruptured in 69.9 and 1043.7 hr respectively. $\times 1000$



$\times 100$ (2/3)



$\times 400$ (2/3)

Photo. 5. Z4 steel solution treated at 1080°C and ruptured in 635.9 hr at 600°C and 17.5 kg/mm², longitudinal section, and electro-polished. Hardness indentations were put where there was no void.

で、不完全溶体化材では粒界への析出、および未固溶炭化物への析出が多くどちらも粗大で析出硬化に寄与していないことがわかる。完全溶体化材は結晶粒が大で粒界上への析出が少なく（試片の単位体積当たり）かつ粒内に細かい析出が多い。

上記 Fig. 12 で、1080°C 溶体化処理材の長時間で破断したものを 20 kg の荷重で硬さ測定をすると破面近くが極端に低い値を示すが、これは破面近くに多数の粒界

割れが存在しているため、割れを避けてマイクロビッカースで測定すると破面近くの硬さ低下は見られない (Fig. 12 の点線)。Photo. 5 はマイクロビッカースによるこのような測定の様子を示したもので、電解研磨により粒界割れをはつきり現出させ（割れの縁がとくによく腐食されて割れは丸味を帯びているが、くさび型割れである）、これを避けて硬さ試験機の圧こんを押した。

この破面近くの硬さ低下は上述のように破面近くに割

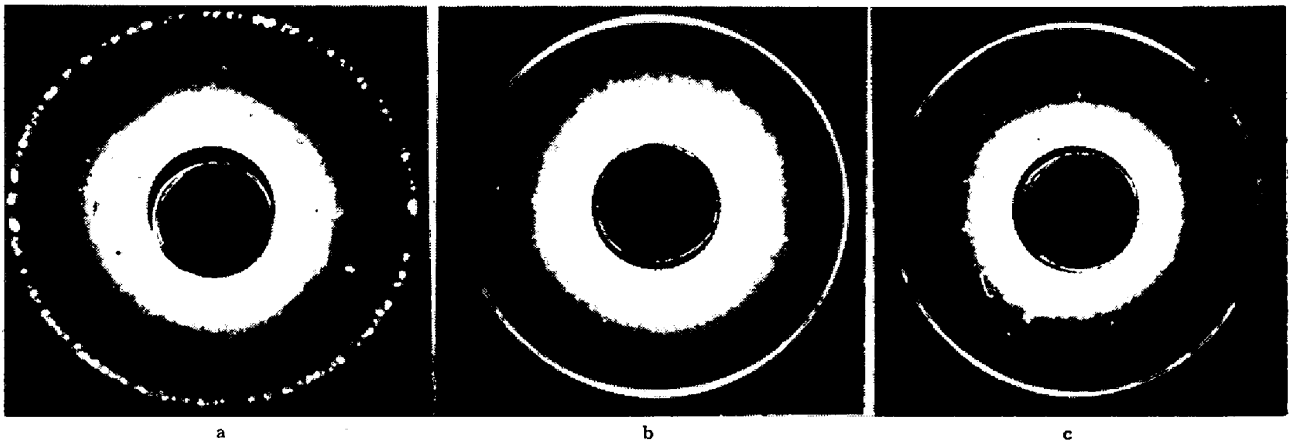


Photo. 6. X-ray diffraction patterns of Z4 steel specimens solution treated at 1080°C, a : as heat treated, b : ruptured in 635.9 hr at 600°C and 17.5 kg/mm², 1 mm from the fracture, and c : same as b, but 10 mm from the fracture (Electro-polished, and Cr radiation used).

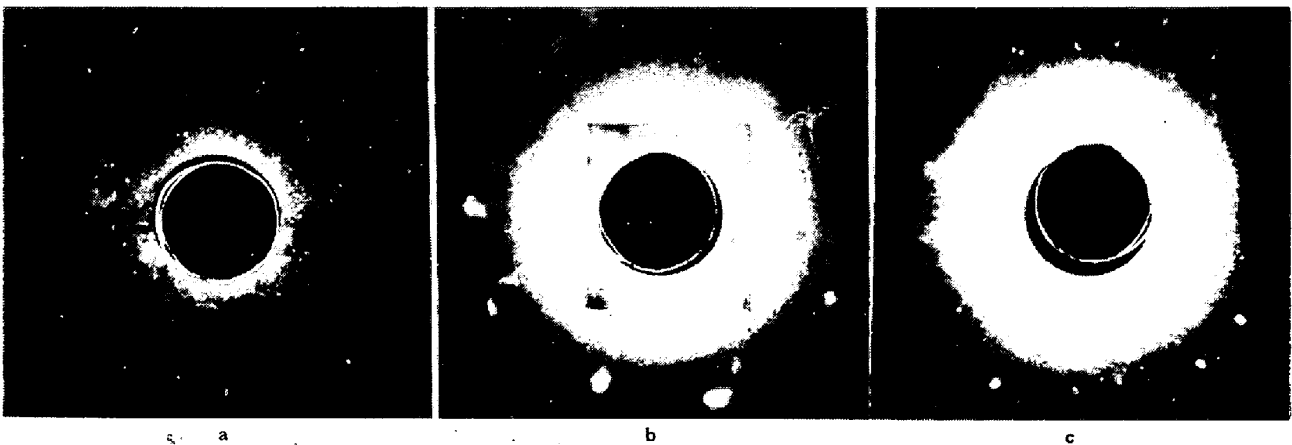


Photo. 7. X-ray diffraction patterns of Z4 steel specimens solution treated at 1250°C, a : as heat treated, b : ruptured in 69.9 hr at 600°C and 22.5 kg/mm², and c : ruptured in 1043.7 hr at 600°C and 16.6 kg/mm² (Electro-polished and Cr radiation used).

れが多いことによるものと考えて間違いないと思われるが、再結晶による軟化である可能性も考えられる。そこでX線による背面反射回折像により加工硬化の程度を検査したが、Photo. 6のbとcに示すように、破面からの遠近により加工による回折環のぼけの程度に差がないことがわかる。

Photo. 7はZ4鋼の完全溶体化材の短時間および長時間クリープ破断後の回折像の相違を示す。長時間試験材は短時間試験材より加工歪が少ないことがわかる。したがってFig. 12で述べたように、前者の硬さが後者より大きいのは、加工硬化ではなく析出硬化によるものである。

4. 考 察

クリープ破断寿命を t_r 、クリープ速度を $\dot{\epsilon}$ 、破断伸びを ϵ_r とすると近似的に、

$$t_r \approx \epsilon_r / \dot{\epsilon} \dots\dots\dots (1)$$

と表わすことができる。したがって、 t_r に対する溶体化温度の影響はそれぞれ ϵ_r と $\dot{\epsilon}$ に対する影響に分離して考察することができる。

4.1 600°Cの試験結果に対する考察

600°C試験における溶体化温度の影響の特徴はFig. 8に示したように、次の(1)と(2)のようである。

(1) ある溶体化温度で t_r に極大が生じ、応力22.5 kg/mm²ではその極大を生じる溶体化温度は未固溶炭化物の残っている1100°C付近である。

(2) 応力が(1)より低くなつて t_r が全体的に長くなると t_r が極大を示す溶体化温度は炭化物の固溶が完全になる最低の温度、つまり1160°C付近に上昇する。

(1)については既報りで考察したがその要約を記すと次のようである。 $\dot{\epsilon}$ は溶体化温度を上昇させると炭化物の固溶化とその後の析出の増大、および結晶粒の成長のため次第に小さくなる。これは(1)式によつて t_r を増大させる。一方 ϵ_r は結晶粒の成長とともにくさび型粒

界割れが起きやすくなるため溶体化温度の上昇とともに小さくなり、これは(1)式によつて t_r を短くする。600°C で 22.5 kg/mm² のように Z4 鋼に比較的短い t_r を与える試験条件下では未固溶炭化物があつても過時効軟化が起きないので、 $\dot{\epsilon}$ は完全溶体化を待たずに 1100°C 程度で十分小さくなり、1100°C 以上に溶体化温度を上げてそれ以上にあまり小さくならない。しかし ϵ_r は 1100°C 以上に溶体化温度を上げるとさらに小さくなる。このような $\dot{\epsilon}$ と ϵ_r の関係から 1100°C 付近で t_r に極大を生じることになる。

(2) は次のように説明しうる。試験時間が長くなると中間的な不完全溶体化材(短い試験時間で極大を示した 1100°C 溶体化材)は Fig. 12 と Photo. 4 で述べたように過時効軟化しやすく、より高温の溶体化材に比べて $\dot{\epsilon}$ がかなり大きくなる。ちょうど完全に溶体化する温度で溶体化したものは、 ϵ_r がより小さいにもかかわらず $\dot{\epsilon}$ が小さいこと(完全溶体化材では析出硬化が長時間でも保持される)のほうが有効に作用して t_r は中間的溶体化材のそれより長くなる。溶体化温度をちょうど溶体化が完全になる温度以上に上昇させると $\dot{\epsilon}$ はそれ以上小さくなることはなく(さらに固溶化すべき未固溶炭化物がないから) ϵ_r はさらに小さくなる(結晶粒は成長し小さきび型割れがさらに起きやすくなるから)ので、600°C 長時間試験でも t_r に極大は存在し、それは固溶化が完成する最低の温度ということになる。

4.2 700°C の試験結果に対する考察

700°C 試験の特徴は試験時間の長短によらず高温溶体化材が強く溶体化温度に対して t_r が極大を示さないことである。これを $\dot{\epsilon}$ と ϵ_r の関係から説明すると次のようである。Fig. 9 の A と B のクリープ曲線と Fig. 10 の A と B のクリープ曲線を比較してわかるように、700°C になると中間的不完全溶体化材の過時効は 600°C の場合より起こりやすくなり短時間クリープ破断試験でも軟化してその $\dot{\epsilon}$ は完全溶体化材の $\dot{\epsilon}$ よりかなり大きくなる。このように $\dot{\epsilon}$ が大きいことが ϵ_r の大きいことより有効に作用して中間的不完全溶体化材の t_r が短時間試験でも完全溶体化材より小さくなっている。

中間的不完全溶体化材(0.3%C の Z4 と E 鋼については 1080~1100°C で未固溶炭化物が残留している)の $\dot{\epsilon}$, ϵ_r , t_r をそれぞれ $(\dot{\epsilon})_I$, $(\epsilon_r)_I$, $(t_r)_I$ とし、完全溶体化になる最低の温度で溶体化した材料(1160°C で溶体化したもの)の $\dot{\epsilon}$, ϵ_r , t_r をそれぞれ $(\dot{\epsilon})_C$, $(\epsilon_r)_C$, $(t_r)_C$ とし、上述のことがらを 600°C の場合と対比して整理してみると次のようになる。700°C 試験および 600°C 長時間試験では

$$(t_r)_C > (t_r)_I$$

となつており、(1)式によると、

$$\frac{(\epsilon_r)_C}{(\dot{\epsilon})_C} > \frac{(\epsilon_r)_I}{(\dot{\epsilon})_I}$$

となり、

$$\frac{(\dot{\epsilon})_I}{(\dot{\epsilon})_C} > \frac{(\epsilon_r)_I}{(\epsilon_r)_C} \dots\dots\dots (2)$$

が得られる。700°C 試験では長時間試験はもとより短時間試験でも過時効軟化して $(\dot{\epsilon})_I$ が $(\dot{\epsilon})_C$ に比してかなり大となり(2)式が成立する。600°C 試験では、短時間の場合 $(\dot{\epsilon})_I > (\dot{\epsilon})_C$ ではあるが両者にあまり大きな差がなく $(\epsilon_r)_I > (\epsilon_r)_C$ のほうが有効に作用して(2)式が成立しないが、長時間になると、過時効となり $(\dot{\epsilon})_I \gg (\dot{\epsilon})_C$ となり(2)式が成立するようになる。

700°C 試験においてはちょうど完全に溶体化する温度以上に溶体化温度を上げて粗粒にしても、600°C 試験の場合のように t_r が低下しない。つまり Fig. 8 の E 鋼の 1200°C と 1250°C の溶体化で t_r に変化がない。Fig. 10 には繁雑を避けるため 1200°C の溶体化処理の場合のクリープ曲線を示してないが、これは 1250°C の溶体化の曲線とほとんど同じであり、上述のように t_r が同じであることは $\dot{\epsilon}$ と ϵ_r がともにほぼ等しいことに由来している。 $\dot{\epsilon}$ がほぼ等しいことは両者とも固溶化が完全で析出強化の程度が等しいことによる。 ϵ_r が等しいことは下記のごとく説明しうる。Photo. 3 の b に示したように、700°C 試験では粒界割れはくさび型から空洞型へ移り変わる。同様な結果は McLEAN により Nimonic 合金などで示されており²⁾、これは応力が低下してくさび型割れが起きにくくなり空洞型割れへ移行するためと考えられている。このような粒界上に散在してできる丸い空洞型割れの発生と成長は 2, 3 の研究者によつて論じられており^{3)~5)}、それによると、粒界上の介在物や ledge (段)が存在する場合において粒界すべりにより空洞型割れが発生し、次にこの核となるべき空洞が、外部から与えられている応力によつて定まるある臨界直径以上の大きさの場合に空孔の凝集が可能となり成長するとされている。ここで本考察にとつて注意すべきことは、このような空洞型割れの発生と成長の機構の中に結晶粒度の影響が入つてこないことである。すなわち空洞型割れが生じる場合は、くさび型の場合と異なり、粒度を大としても割れの発生と成長が容易になることはなく、したがつて ϵ_r が小さくなることはない。

5. 結 論

オーステナイト系耐熱鋼の基本と考えられる 18Cr-12

Ni 鋼に $M_{23}C_6$ 型炭化物を析出する材料を用いてクリープ破断強度に対する溶体化温度の影響を検討し次の結果を得た。

(1) 0.3% の C を含む 18Cr-12Ni 系鋼の 600°C のクリープ破断強度は、短時間試験 (高応力) でも長時間試験 (低応力) でもある溶体化温度で極大値を示す。高応力短時間試験の場合にはこの極大点は 1080~1100°C の中間的な不完全溶体化範囲で生じ、低応力長時間試験では溶体化が完全になる最低の温度 (ほぼ 1160°C) で生じる。

(2) 上記と同内容のことを応力 (対数, 縦軸) 対寿命 (対数, 横軸) 線図でみると不完全溶体化材は溶体化温度を上げるほど強度が上昇し、完全溶体化材はこの逆である。一方前者の線図の勾配は後者より急で、したがって短時間試験では後者より強いが長時間試験では逆転する。

(3) 低炭素 (0.06%) の 18Cr-12Ni 鋼においては溶体化が完全になる温度が低いこと、溶体化温度による結晶粒度の変化幅が小さい (低温溶体化でも粒が大きい) ことのため、一見判然としないが上記と同様の傾向が見られる。

(4) 試験温度が 700°C になると (700°C 試験は Mo を含有する 0.3% C の 18Cr-12Ni 鋼について行なった) ある溶体化温度で破断強度が極大値を示すことはなく、溶体化が完全になる温度以上に溶体化温度を上げて破断強度が低下することはない。

(5) 破断寿命 (t_r) \approx 破断伸び (ϵ_r) / クリープ速度 ($\dot{\epsilon}$) と表わされるから、 t_r に対する溶体化温度の影響は ϵ_r と $\dot{\epsilon}$ に対する溶体化温度の影響として考えることができる。

(6) 溶体化温度の上昇につれて $\dot{\epsilon}$ と ϵ_r はともに小さくなるが、600°C の短時間クリープ破断試験では $\dot{\epsilon}$ は未固溶炭化物の残っている中間的溶体化温度でも十分小となり、その溶体化温度で t_r が極大となる。600°C の長時間試験ではこの中間的不完全溶体化材は未固溶炭化

物や粒界への析出によつて過時効軟化して $\dot{\epsilon}$ が大となり t_r が短くなり、 t_r の極大はちょうど溶体化が完全になる温度まで上昇する。

(7) 700°C 試験では短時間クリープ破断の場合でも不完全溶体化材は過時効軟化するので完全溶体化材のほうが t_r が大となり、またちょうど溶体化が完全になる温度以上に溶体化温度を上げて t_r に変化がないのは、試験温度の上昇つまり試験応力の低下により粒界破断の型式がくさび型から空洞型に移り変わり、空洞型割れはくさび型割れと異なり粒度の影響を受けないことから説明される。

(8) P の添加は過時効を抑制し、不完全溶体化材が低応力長時間試験で軟化するのを防止する。

(9) 時効処理の影響は溶体化処理のそれに比べて小さく、かつ低応力長時間試験になるにつれて時効処理の差による強度の差は次第に消失する。これは、試験温度とあまりに異なる温度でしかも比較的短時間の熱処理で与えられた初期状態の差が、この2つの初期状態が長時間試験でどちらも同じ安定状態に近づくため消失することによると理解される。

終わりに、種々ご討論いただいた当研材料強度研究部長岩元兼敏氏に深く感謝いたしますとともに、多数の試験片の加工とクリープ試験を行なわれた工作室とクリープ試験室の皆様にご礼申し上げます。

文 献

- 1) 山崎: 材料, 15 (1966) 148, p. 24~30
- 2) D. McLEAN: J. Inst. Metals, 85 (1956-57) 11, p. 468~472
- 3) J. E. HARRIS: Trans. Met. Soc. AIME, 233 (1965) 8, p. 1509~1516
- 4) D. HULL and D. E. RIMMER: Phil. Mag., 4 (1957) 42, p. 673~687
- 5) D. McLEAN: "Mechanical Properties of Metals", (1962), p. 327, [John Wiley & Sons, New York]