

UDC 669.15'26'28-194 : 669.14.018.292 : 621.772 : 620.172.  
251.2 : 621.785.72 : 621.785.375

論 文

2.1/4Cr-1Mo 鋼の高温強度におよぼす焼もどし  
および応力除去焼なまし条件の影響\*佐藤 信二\*\*・川崎 龍夫\*\*  
岡部 律男\*\*・小野 寛\*\*Effects of Tempering and Stress Relieving Heat Treatments on  
Elevated Temperature Stress of 2.1/4Cr-1Mo SteelShinji SATO, Tatsuo KAWASAKI,  
Ritsuo OKABE, and Yutaka ONO

## Synopsis:

To clarify the effects of tempering and stress relieving heat treatments on elevated temperature strength of 2.1/4Cr-1Mo steel, tensile test and creep rupture test were carried out. Specimens were normalized and tempered at 640°~760°C or normalized and tempered at 680°C and subsequently stress relieved at 640°~720°C. Change in the substructure of specimens during creep rupture test was examined through electron microscope using extracted replicas. Results obtained are as follows.

1) Elevated temperature tensile strength of stress relieved specimen decreases monotonously with the increase in the tempering parameter ( $T.P.$ ) of the stress relief treatment. On the contrary, that of tempered specimen becomes independent of  $T.P.$  in the range of  $T.P.$  beyond about  $19.5 \times 10^3$ .

2) Larson-Miller's master rupture curves for stress relieved specimens and for tempered (680°C) specimen change monotonously, but those for normalized specimen and for tempered (640°, 720° and 760°C) specimens show a tendency to shift to higher stress in the range of the Larson-Miller's parameter ( $P_{L.M.}$ ) below about  $18.5 \times 10^3$ .

3) In high  $P_{L.M.}$  range creep rupture stress decreases with the increase in the  $T.P.$  subjected to the specimen. At a critical  $P_{L.M.}$  which is roughly equal to the  $T.P.$  of that specimen master rupture curve converges into the curve for normalized specimen.

4) The change in the density of needle-like carbide during tempering or stress relieving heat treatments and also during creep rupture test roughly corresponds with the change in the master rupture strength of each specimen.

## 1. 緒 言

2.1/4Cr-1Mo 鋼は各種反応容器用鋼板として多用されているが、装置の大型化、高性能化に伴い容器肉厚が厚くなるため、溶接後の応力除去焼なまし（以下 S. R. と略す）はますます長時間化し、常温強度の確保が困難になるばかりでなく、高温強度の低下が懸念される。

本鋼種の高温強度に関しては従来より数多くの研究が行なわれているが、それらのほとんどは焼入時の冷却速度の変化によつて生ずるような組織の影響に関するものである<sup>1)~4)</sup>。たとえば、行俊ら<sup>1)</sup>は水冷、油冷および徐冷によつてそれぞれマルテンサイト、ベイナイトおよび

フェライト+パーライト組織とした低C、2.1/4Cr-1Mo 鋼の 600°C および 650°C におけるクリープ破断強度を炭化物を主対象とした組織変化と対応させて検討している。彼らは、低温、短時間側ではベイナイト組織の強度がもつとも大きく、フェライト+パーライト組織の強度がもつとも小さいが、高温、長時間になるとフェライト+パーライト組織の強度がもつとも大きくなること、そしてこのようなクリープ破断挙動の相異は、 $M_2C$  型針状炭化物の析出および粗大化挙動ならびにマトリックスの再結晶しやすさの違いに対応していることを明らかにした。また、MURPHY ら<sup>3)</sup>は焼入速度を変えることによつて得た 35~95% のベイナイトを含むフェライト

\* 昭和 52 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 53 年 11 月 1 日受付 (Received Nov. 1, 1978)

\*\* 川崎製鉄(株)技術研究所 (Technical Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp., 1 Kawasaki-cho Chiba 260)

+ベイナイト組織およびフェライト+パーライト組織を有する試料について焼もどし処理後 565°C および 593°C でクリープ破断試験を行ない、短時間側では 95% ベイナイト組織の強度が高いが、長時間 (565°C, 50 000 h) になると強度差がなくなることを報告している。このように、オーステナイトからの変態組織の違いにもとづくクリープ破断強度の差は、ある温度、時間の範囲で逆転するかどうかの問題は残るものの、高温、長時間側ではほとんどなくなるようであり、焼もどしあるいは S. R. 条件の影響も高温、長時間になると認められなくなるであろうことは予想されるが、これを明確に示した研究は見当たらない。

そこで、本研究では焼ならし後種々の条件で焼もどしあるいは S. R. 処理した試料について、短時間高温引張試験およびクリープ破断試験を行い、高温強度におよぼす焼もどしおよび S. R. 条件の影響を検討した。

## 2. 実験方法

### 2.1 供試材

供試材は転炉で溶製し、通常の商用工程で製造した厚さ 25 mm の鋼板である。その化学組成を Table 1 に示す。930°C×1h 空冷の焼ならしを行なった鋼板から 25mm×25mm×180mm の素材を採取し、Table 2 に示すような焼もどしパラメーター (以下  $T.P.$  と略す) 18.3~20.7×10<sup>3</sup> に相当する焼もどし (焼戻温度 640°~760°C) あるいは  $T.P.$  19.4~20.9×10<sup>3</sup> に相当する焼もどし (680°C)+S. R. (640°~720°C) を施した。 $T.P.$  は焼もどしあるいは S. R. の温度を変えることによつて変化させた。なお、S. R. 時の冷却速度は 48°C/h

Table 1. Chemical compositions of material, wt%.

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu
0.10	0.26	0.46	0.010	0.011	2.23	0.99	0.05	0.05

Table 2. Heat treatments of specimens.

	Heat treatment	$T.P.* \times 10^{-3}$
N	930°C×1 h A.C.	—
T1	N+640°C×1 h A.C.	18.3
T2	N+680°C×1 h A.C.	19.1
T3	N+720°C×1 h A.C.	19.9
T4	N+760°C×1 h A.C.	20.7
S1	N+ $T^{**}$ +640°C×10 h S.C.***	19.4
S2	N+ $T$ +680°C×10 h S.C.	20.1
S3	N+ $T$ +720°C×10 h S.C.	20.9

\*  $T.P.$ : Tempering parameter,  $T \times (20 + \log t)$

\*\*  $T$ : 680°C×1 h A.C. \*\*\* S.C.: 48°C/h

とした。これらの試料について以下の試験を行つた。

### 2.2 短時間高温引張試験

平行部直径 6 mmφ, G. L. 30 mm の突起付試験片を用い、オートグラフにより、JIS G 0567 に準拠して行なつた。試験温度は R. T.~600°C で 100°C 間隔とした。

### 2.3 クリープ破断試験

平行部直径 6 mmφ, G. L. 30 mm の平滑試験片を用い、レバー式マルチプル型試験機により行なつた。試験温度は 450°~650°C とした。試験時間は 450°~600°C では 10 000 h 以上を目標としたが、650°C では 5 000 h 以下にとどめた。

### 2.4 組織観察

熱処理のままおよびクリープ破断試験後の試験片の一部について、抽出したプリカ法による炭化物組織の観察を行つた。クリープ破断試験片の観察位置は平行部とした。

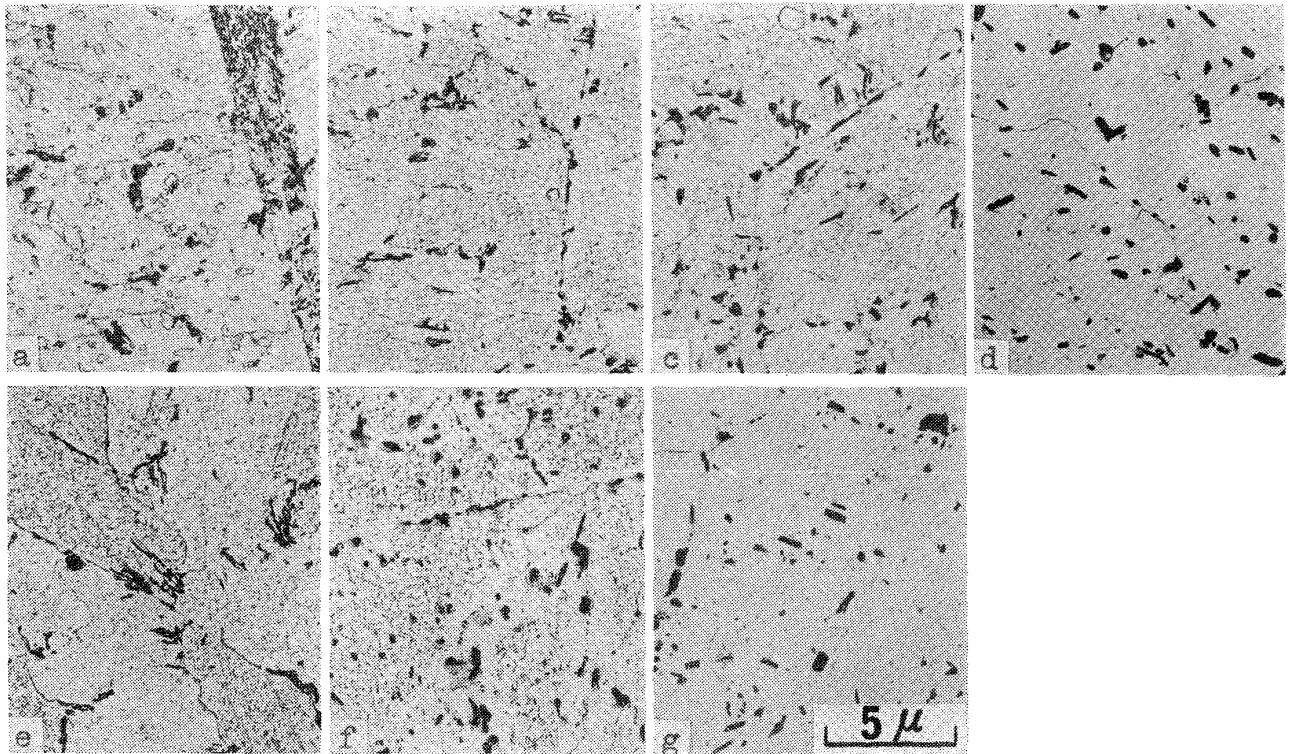
## 3. 実験結果および考察

### 3.1 熱処理のままの組織

Photo. 1 に抽出レプリカによる熱処理のままの組織を示す。少量のフェライトを含むベイナイト組織となつている。焼ならしのままでは明りような析出物は認められないが (微細なため抽出されなかつたものと考えられる)、 $T.P.=18.3 \times 10^3$  の焼もどしでは粒内に微細な析出物、粒界に粗大な析出物が認められる。電子線回折により、これらはそれぞれ  $M_2C$  型炭化物およびセメントタイトと同定された。粒内の  $M_2C$  型炭化物は  $T.P.$  の増大とともに針状に成長するが、 $T.P. \approx 19.5 \times 10^3$  以上になるとその密度は急激に減少し始め、 $T.P.=20.7 \times 10^3$  ではほとんどみられなくなる。そして、それに代つて粗大な棒状の  $M_{23}C_6$  型炭化物 (一部  $M_6C$  型と判定されるものも同定された) が分散するようになる。一方粒界に析出したセメントタイトは  $T.P.$  の増大につれて粒状に凝集、粗大化し、それとともに粒界には denuded Zone が形成され、その幅も  $T.P.$  の増大につれて大きくなる。

S. R. 材も同様の傾向を示すが、Fig. 1 に示すように、同一  $T.P.$  の焼もどし材に較べて針炭化物の密度がやや高い。これは、同一  $T.P.$  の焼もどし材に較べて S. R. 材の S. R. 温度が低いことおよび S. R. 時の冷却速度が 48°C/h と小さいため冷却中に析出が起こることによると考えられる。

焼もどしあるいは S. R. によるこのような炭化物の変化はこれまでの研究結果<sup>5)</sup> と大体一致している。



a) T1 (640°C temper,  $T.P.=18.3 \times 10^3$ )  
 b) T2 (680°C temper,  $T.P.=19.1 \times 10^3$ )  
 c) T3 (720°C temper,  $T.P.=19.9 \times 10^3$ )  
 d) T4 (760°C temper,  $T.P.=20.7 \times 10^3$ )  
 e) S1 (640°C S.R.,  $T.P.=19.4 \times 10^3$ )  
 f) S2 (680°C S.R.,  $T.P.=20.1 \times 10^3$ )  
 g) S3 (720°C S.R.,  $T.P.=20.9 \times 10^3$ )

Photo. 1. Microstructures of tempered and/or stress relieved specimens.

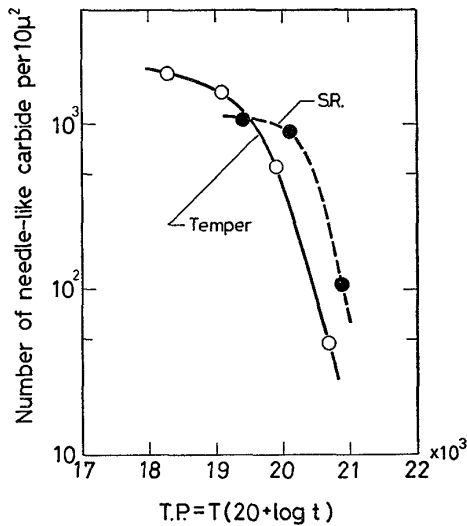


Fig. 1. Change in the density of needle-like carbide with tempering parameter  $T.P.$ , in tempered and/or stress relieved specimens.

3.2 短時間高温引張強度

Fig. 2 に短時間高温引張試験結果を示す。焼ならし材および焼もどし材には  $300^{\circ}\text{C} \sim 350^{\circ}\text{C}$  を中心として引張強さの顕著な増大が認められるが、S. R. 材にはほとんど認められない。0.2% 耐力も引張強さほど顕著ではな

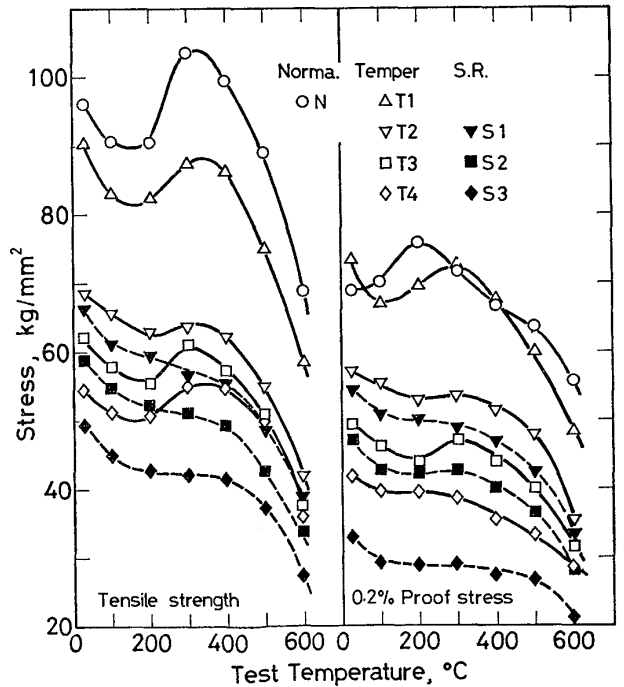


Fig. 2. Plots of tensile strength and 0.2% proof stress vs. test temperature.

いが同様な傾向を示す。また  $T.P. = 18.3 \times 10^3$  の焼もどしをした T1 は焼ならし材に近い挙動を示す。

Fig. 3 に常温および  $300^{\circ}\text{C} \sim 600^{\circ}\text{C}$  における強度と

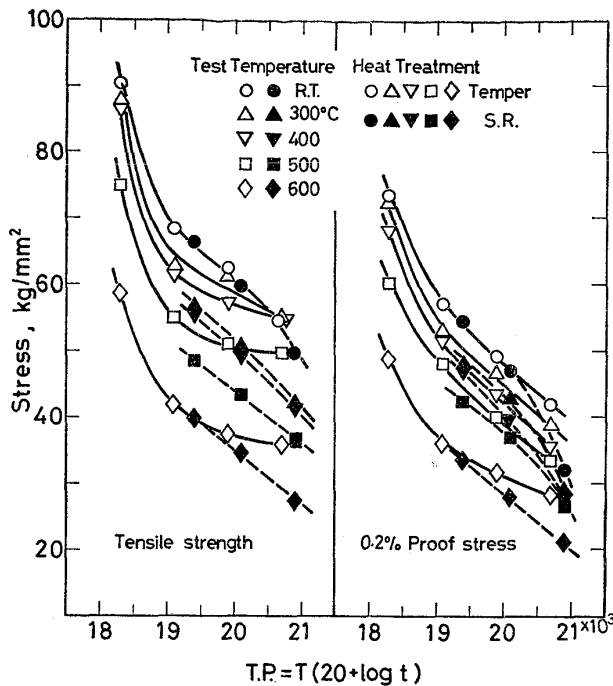


Fig. 3. Relations between room and elevated temperatures strength and tempering parameter,  $T.P.$

$T.P.$  の関係を示す。焼もどし材の引張強さは、 $T.P. = 18.3 \times 10^3$  (640°C 焼もどし) から  $T.P. = 19.1 \times 10^3$  (680°C 焼もどし) で急激に低下するが、 $T.P.$  がさらに大きくなると高温強度の低下は小さくなり、ほぼ一定になるような傾向が認められる。これに対して、S.R. 材の強度は引張温度にかかわらず  $T.P.$  の増大につれてほぼ直線的に低下する。一方、0.2% 耐力は引張強さと異なり、焼もどし材、S.R. 材ともに  $T.P. = 19.1 \times 10^3$  以上でも  $T.P.$  の増大につれて一様に低下する。

本鋼種を含めて Cr-Mo 鋼の短時間引張強度を支配する機構として、C、N などの侵入型固溶原子の雰囲気あるいはこれらと Cr、Mo などとが形成する複合雰囲気における転位による引きずり効果<sup>6)</sup> が考えられている。前者は 200°~400°C、後者は 500°C 前後でいずれも引張強度を増大させる。この効果の大きさはそれに関与する原子数すなわち固溶量に依存するが、Fig. 2 において 350°C 前後での引張強さの増大の程度が焼もどし材と S.R. 材で異なるのは、両者で C、N および Cr-Mo の固溶量に差があること、そしてこれは両材における冷却速度および同一  $T.P.$  に対応する焼もどしあるいは S.R. 温度の違いによるものと考えられる。Fig. 3 に示した引張強さの  $T.P.$  依存性に差が生ずるのも同じ理由によるものと理解できる。本実験において  $T.P.$  は焼もどしあるいは S.R. 温度を変えることによつて変

化させた。すなわち  $T.P.$  が大きいものほど焼もどしあるいは S.R. 温度が高い。各温度で平衡に近い状態が実現しているとすれば、焼もどしあるいは S.R. 温度が高いほど固溶 C、N および Cr、Mo 量は多いであろう。したがつて焼もどし材では、焼もどし温度が高いほど、すなわち  $T.P.$  が大きいほど雰囲気の引きずり効果による引張強さの増大が大きくなる。Fig. 2 において  $T.P.$  が大きいほど 350°C を中心とした引張強さの増大が顕著になつているのもこのことを支持している。一方、S.R. 材は焼もどし材に較べて S.R. 温度が低いことおよび冷却速度が小さく、冷却中に新たな析出が起こるためこれらの原子の固溶量が小さい。したがつて雰囲気の引きずり効果による引張強さの増大の程度が小さいものと考えられる。

### 3.3 クリープ破断強度

クリープ破断曲線は試料の熱処理条件および試験温度によつてかなり複雑な様相を呈する。Fig. 4 に 500°、550° および 600°C におけるクリープ破断曲線の例を示す。500°C では、焼ならし材および比較的軽度の焼もどしをした T1 ( $T.P. = 18.3 \times 10^3$ ) は強度が高いが、長時間側での低下が大きいのに対し、 $T.P. = 19.1 \times 10^3$  以上の焼もどしあるいは S.R. をした T2、T4 および

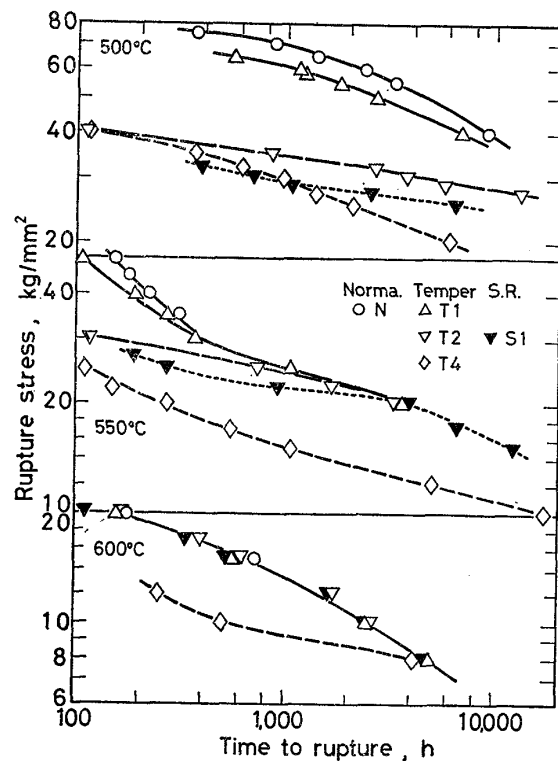


Fig. 4. Examples of creep rupture curves of the specimens subjected to different tempering or S.R. conditions.

S1 は、強度は低いが曲線の勾配がゆるやかである。ところが、550°C になると、短時間側では熱処理の違いにより 500°C と同様な強度差が認められるが、約 3000 h 以上では焼ならし材および  $T.P.=19.4 \times 10^3$  以下の焼もどしあるいは S.R. をした T1, T2 および S1 の強度はほとんど同じになる。600°C でも 550°C 長時間側と同様であるが、約 4000 h 以上では  $T.P.=20.7 \times 10^3$  の焼もどしをした T4 の強度も他の熱処理材と一致する。なお、550°C において T1 および S1 の破断曲線は一樣ではなく変曲点を持つ曲線となつてはいるが、本鋼種において同様な現象がみられることはすでに報告されている<sup>7)~10)</sup>。

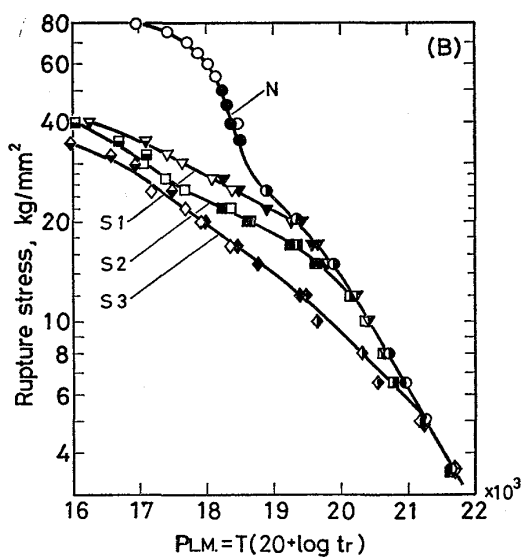
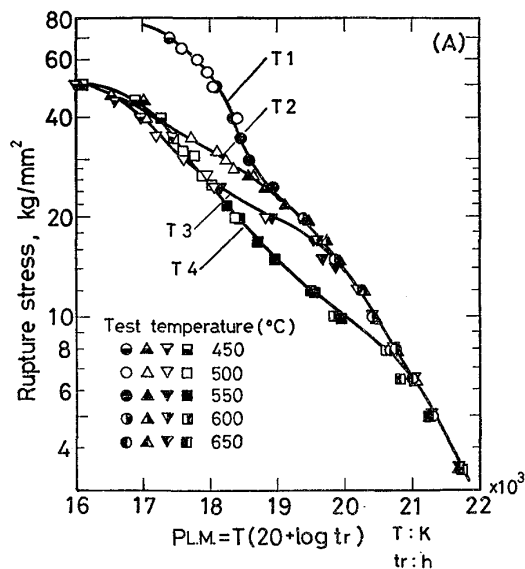


Fig. 5. Plots of rupture stress vs. Larson-Miller parameter,  $P_{L.M.}$ , for the specimens tempered (A) or stress relieved (B) with different  $T.P.$  conditions.

以上のように、各試験温度でのクリーブ破断曲線を比較することによつて、低温、短時間側では熱処理により破断強度に差があるにもかかわらず、高温、長時間側では一致する傾向のあることがわかるが、この傾向をより全体的に把握するために Larson-Miller パラメーター<sup>11)</sup> [ $P_{L.M.} = T(20 + \log t_r)$ ,  $T$ : クリーブ試験温度 (K),  $t_r$ : 破断時間 (h)] で整理したのが Fig. 5 および Fig. 6 である。なお複雑になるのをさけるため、Fig. 5 は焼もどし材 (A) と焼ならし材および S.R. 材 (B) におけ、Fig. 6 では曲線のみを重ねた。本鋼種のようにクリーブ破断試験中の組織変化の大きい材料についてパラメーター法による整理を行うことは問題があるとされている<sup>10)</sup> が、Fig. 5 において同一熱処理材の異なる試験温度のデータ (たとえば、Fig. 5 (A) において T1 の 500°C および 550°C, 50 および 40 kg/mm<sup>2</sup>) は比較的良好に一致しており、実用上とくに問題はないと考える。

応力- $P_{L.M.}$  曲線 (以下マスターラプチャー曲線と呼ぶ) は 2 種類に分けられる。すなわち、S.R. 材および  $T.P.=19.1 \times 10^3$  の焼もどしをした T2 はほぼ一樣な曲線となるが、焼ならし材および  $T.P.=18.3 \times 10^3$  の焼もどしをした T1 は  $P_{L.M.} \approx 18.5 \times 10^3$  以下で高応力側への顕著なずれをみせる。また  $T.P.=19.9 \times 10^3$  以上の焼もどしをした T3 および T4 も類似の傾向があるが、強度の増加はずつとゆるやかである。

低  $P_{L.M.}$  側での焼もどし材のマスターラプチャー曲線の高応力側へのずれは、T1 は別として、 $T.P.$  の大きいものほど大きいため、 $P_{L.M.} \approx 17 \times 10^3$  以下では

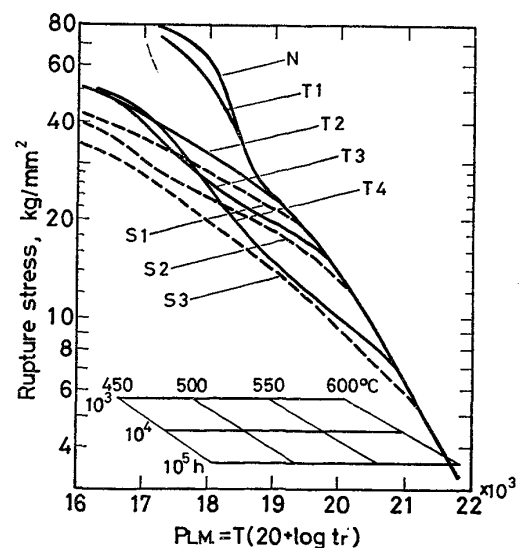


Fig. 6. Comparison of master rupture curves for the specimens tempered or stress relieved with various  $T.P.$  conditions.

$T.P.$  の違いにかかわらず破断強度がほぼ等しくなる。一方、 $S.R.$  材では高応力側へのずれが小さく、本実験での最小  $P_{L.M.}$  値  $16 \times 10^3$  ( $450^\circ\text{C}$ ,  $135\text{ h}$  に相当する) でも  $T.P.$  が大きいほど破断強度が小さくなる傾向を示している。低  $P_{L.M.}$  範囲における焼もどし材と  $S.R.$  材の破断強度の  $T.P.$  依存性のこのような違いは、前項で述べた短時間高温引張強度のそれとよく対応している。このことは、このような低  $P_{L.M.}$  範囲でのクリープ変形が、高  $P_{L.M.}$  範囲とは異なり、短時間高温引張試験の場合と同様の機構に支配されていることを示唆している。

$P_{L.M.} \approx 18.5 \times 10^3$  以上の範囲では、常温強度と同様に  $T.P.$  が大きいほど破断強度は低くなるが、 $P_{L.M.}$  の増大につれてこれらのマスターラプチャー曲線は焼ならし材の曲線に収れんする。すなわち、焼ならし材の曲線は、本実験に用いた試料の組成および焼ならし条件のもとで得られるクリープ破断強度の上限を表わす曲線と考えることができる。そこでこの曲線を限界曲線と呼ぶことにする。焼もどし材あるいは  $S.R.$  材の曲線が限界曲線に到着する点の  $P_{L.M.}$  値 [上記と同様な意味で以下限界  $P_{L.M.}$  値 ( $P_{L.M.C.}$ ) と呼ぶ] は  $T.P.$  が大きいほど大きくなる。Fig. 7 に  $T.P.$  と  $P_{L.M.C.}$  の関係を示す。焼もどしあるいは  $S.R.$  処理にかかわらず、両者の間にはほぼ 1 対 1 の直線関係の存在することがわかる。

このことは、実用的には、ある  $P_{L.M.}$  値でのクリープ破断強度は、その  $P_{L.M.}$  値に相当する  $T.P.$  値以下で焼もどしあるいは  $S.R.$  条件を変化させても変わ

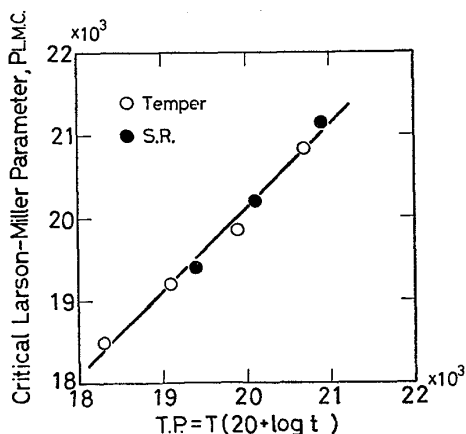


Fig. 7. Relation between critical Larson-Miller parameter,  $P_{L.M.C.}$ , at which a master rupture curve of tempered or stress relieved specimen converges into the limiting curve of normalized specimen and tempering parameter,  $T.P.$ , of the specimen.

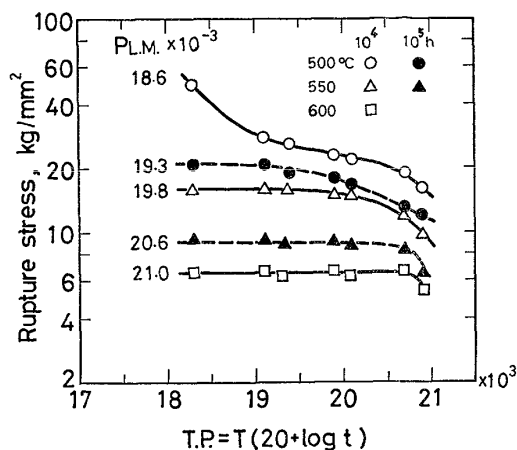


Fig. 8. Effect of tempering and  $S.R.$  condition,  $T.P.$ , on creep rupture strength for designated test temperature and time,  $P_{L.M.}$ .

らないことを意味する。このことを示したのが Fig. 8 である。同図は  $T.P.$  と破断強度の関係を  $P_{L.M.}$  をパラメーターにとって示したものであるが、たとえば  $550^\circ\text{C}$ ,  $10^5\text{ h}$  に相当する  $P_{L.M.} = 20.6 \times 10^3$  での破断強度は  $T.P. = 20.6 \times 10^3$  以内では  $T.P.$  によらず一定であることがわかる。

VISWANATHAN<sup>12)</sup> は組成および熱処理の異なる 2.1/4 Cr-1Mo 鋼についてのクリープ破断データをまとめ、常温強度とクリープ破断強度の間には直線関係があるが、 $10^4\text{ h}$  強度は  $565^\circ\text{C}$  以上では常温強度によらず一定なることを報告している。しかし、上述の結果から、クリープ破断強度が常温強度に依存しなくなる温度および時間は試料の焼もどしあるいは  $S.R.$  条件すなわち  $T.P.$  に依存することが明らかである。

### 3.4 クリープ破断試験中の組織変化とクリープ破断挙動の関係

本鋼種を含めて Mo および Cr-Mo 鋼については析出炭化物の形態や組成変化とクリープ (破断) 挙動との関係が広範に調べられている<sup>1) 2) 7) 8) 13) ~ 15)</sup> にもかかわらず、変形中に起こる炭化物反応の複雑さのためにその変形機構への寄与については十分解明されていない。しかし、

(1) 低温、短時間では侵入型固溶原子と Cr, Mo 原子の複合雰囲気気の引きずり効果あるいは試験中の炭化物の析出

(2) 高温、長時間側では炭化物 ( $M_2C$ ) による分散強化

が重要な役割を果すという点では一致している。そこで、前項で述べたクリープ破断挙動が炭化物の析出挙動

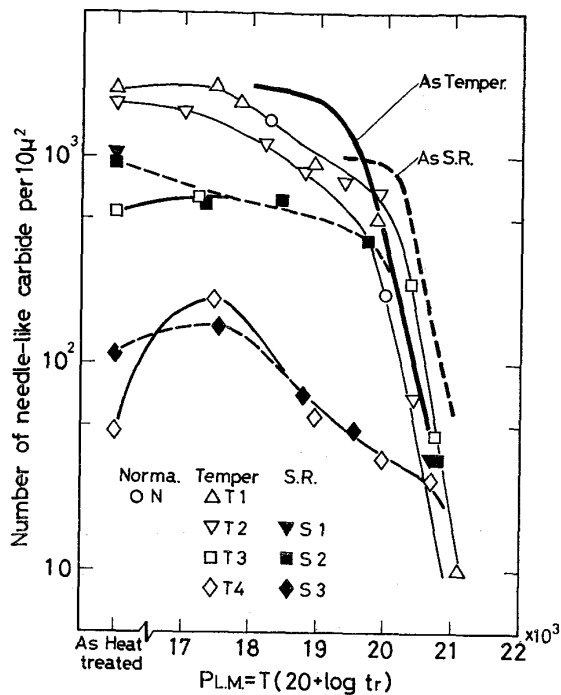


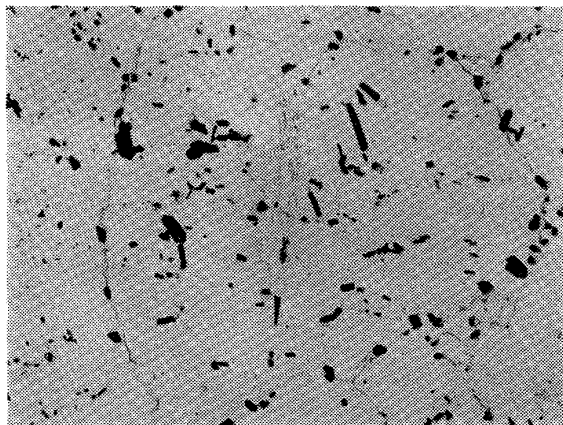
Fig. 9. Change in the density of needle-like carbide during creep rupture test.

と関連させてどのように理解できるかを検討するために、クリープ破断後の試験片平行部について抽出レプリカによる炭化物の観察を行った。

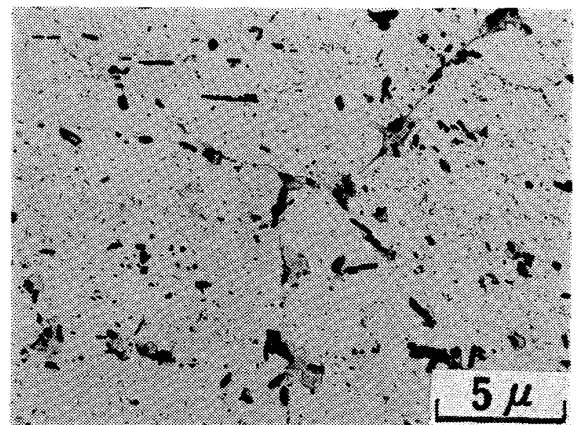
Fig. 9 はクリープ破断試験片における針状炭化物 ( $M_2C$ ) の密度 (3000 倍の写真ネガを拡大投影機で 10 倍に拡大して、5~10 視野について測定した) を  $P_{L.M.}$  に対してプロットしたものである。同図には応力および変形の加わらない状態での変化と比較するために、Fig. 1 に示した焼戻あるいは S. R. のままでの観察結果も併示した。T. P. が小さく焼もどしのままで針状炭

化物密度の大きい T1, T2 および焼ならし材は、クリープ破断試験中も単純な焼もどしの場合とほぼ同じ変化をしている。ただし、 $P_{L.M.} = 18 \sim 20 \times 10^3$  の範囲では、単純焼もどしの場合に比べてやや小さいようである。また、 $T. P. \approx 20 \times 10^3$  以上の焼もどしあるいは S. R. により針状炭化物密度が小さくなった T3, T4 および S1~3 は、試験中の密度変化がゆるやかであるが、 $P_{L.M.}$  の増大によりついには単純焼もどし材の曲線に一致する。また、この一致する点の  $P_{L.M.}$  値は前処理の T. P. 値とほぼ一致しており、クリープ破断挙動における傾向とよく対応している。

なお、Photo. 2 にも示すように、T4 では  $P_{L.M.} \approx 17.5 \times 10^3$  で針状炭化物の密度が増加しており、またこれほど顕著ではないが T1, T3 および S3 でも同様の傾向がみられる。一方、これらの試験材のマスターラプチャー曲線はいずれも低  $P_{L.M.}$  側で高応力側への反りを示しており (Fig. 6), Fig. 9 での針状炭化物密度の変化と一致している。このことも参照すると、クリープ破断強度にはクリープ変形中の針状炭化物の析出が大きな役割を果たしているものと考えられる。さらに、前項で述べたように短時間高温引張強さは低  $P_{L.M.}$  側でのクリープ破断強度と同様な T. P. 依存性を示す。両試験での負荷方法は異なるが、試験中に起こる炭化物の変化には差がないと考えられるので、短時間高温引張試験での保持時間を 30 min として  $P_{L.M.}$  を計算すると、500°C および 600°C 試験に対し  $15.2$  および  $17.2 \times 10^3$  が得られる。これを組織観察の結果と比べると、少なくとも 600°C では短時間引張強さに対しても、変形中の針状炭化物の析出が大きな役割を果たしている可能性がある。



As heat treated



Creep ruptured  
500°C, 361 h ( $P_{L.M.} = 17.4 \times 10^3$ )

Photo. 2. Electron micrographs showing precipitation of needle-like carbide during creep rupture test (T4).



試験前の試料の針状炭化物密度が前処理によつて大幅に変化しているにもかかわらず、前処理の  $T. P.$  と同程度の  $P_{L.M.}$  値までクリープ破断試験を受けると針状炭化物密度が単純焼もどし材のそれと一致する理由についてはなお検討すべき点が残されているが、以下の点を指摘することができる。すなわち、炭化物の変化に関しては前処理とクリープ破断試験における加熱温度および時間を合わせて考えるべきであるが、クリープ破断試験が高温、長時間になれば全加熱温度、時間に対する前処理の割合は小さくなる。そして前処理とクリープ破断試験における加熱温度、時間が等しくなった時点、すなわち、 $T. P.$  と  $P_{L.M.}$  が一致した時点では、全加熱温度、時間に対する  $P_{L.M.}$  値とクリープ破断試験温度、時間に対する  $P_{L.M.}$  値との間には約  $0.2 \times 10^3$  の差しかなくなる。この差は、炭化物密度測定の見誤差に較べて小さい。

#### 4. ま と め

930°C で焼ならしした厚さ 25 mm の 2.1/4Cr-1Mo 鋼板を用い、640°C~760°C で焼もどしを行つた試料 ( $T. P. = 18.3 \sim 20.7 \times 10^3$ ) および 680°C で焼もどし後 640°C~720°C で S. R. 処理した試料 ( $T. P. = 19.4 \sim 20.9 \times 10^3$ ) について、 $R. T. \sim 600^\circ\text{C}$  間の短時間高温引張試験および 450°C~650°C でのクリープ破断試験を行うとともに、試験前後の針状炭化物の析出状態を抽出レプリカ法により観察した。得られた結果は以下の通りである。

(1)  $T. P.$  にかかわらず焼もどし材では 350°C を中心とした引張強さの増大が顕著であるが、S. R. 材ではあまり目立たない。

(2) S. R. 材の常温および高温引張強さは  $T. P.$  の増加とともにほぼ直線的に低下する。一方焼もどし材の常温引張強さは S. R. 材のそれと同様な傾向を示すが、 $T. P. \approx 19 \times 10^3$  以上の焼もどしを受けたものの 300°C 以上での引張強さは  $T. P.$  によらず各温度で一定になる。この差は前処理における加熱温度および冷却速度の違いによる固溶 C, N および Cr, Mo 量の違いに起因すると考えられる。

(3) Larson-Miller 法によつて整理したマスタークリープラプチャー曲線は S. R. 材および 680°C 焼もどし材 ( $T. P. = 19.1 \times 10^3$ ) ではほぼ一様な曲線となる

が、焼ならし材および 640°C 焼戻材 ( $T. P. = 18.3 \times 10^3$ ) では低  $P_{L.M.}$  範囲で高応力側に大きくずれる。また 720°C および 760°C 焼もどし材 ( $T. P. = 19.9, 20.7 \times 10^3$ ) も類似の傾向があるがそのずれはずつと小さい。

(4) 前処理の違いによる低  $P_{L.M.}$  範囲での破断強度の  $T. P.$  依存性は短時間高温引張強さのそれとよく対応している。

(5) 高  $P_{L.M.}$  範囲では  $T. P.$  が大きいほど破断応力が低いが、さらに  $P_{L.M.}$  が大きくなると  $T. P.$  の大小にかかわらず焼ならし材の曲線 (限界曲線) に一致してしまふ。

(6) 各曲線がこの限界曲線に到達する点の  $P_{L.M.}$  は前処理の  $T. P.$  とほぼ等しい。

(7)  $T. P.$  によるクリープ破断挙動のこのような変化は、前処理およびクリープ破断試験中の針状炭化物 ( $M_2C$ ) の析出挙動とよく対応している。

#### 文 献

- 1) 行俊照夫, 西田和彦: 鉄と鋼, 59(1973), p. 113
- 2) 鈴木克己, 西 匡, 牟田 徹: 材料, 19 (1970), p. 188
- 3) M. C. MURPHY and G. M. BRANCH: JISI, 209 (1971), p. 546
- 4) M. G. GEMMILL and J. D. MURRAY: Iron Steel, 29 (1956), p. 150, 176
- 5) R. G. BAKER and J. NUTTING: JISI, 193 (1959), p. 257
- 6) 須藤 一: 材料, 21 (1972), p. 159
- 7) 横井 信, 新谷紀雄, 田中秀雄: 学振 123 委員会研究報告, 15 (1974), p. 113
- 8) 行俊照夫, 西田和彦: 材料, 21 (1972), p. 204
- 9) 耳野 享, 木下和久, 井原義人: 学振 123 委員会研究報告, 9 (1968), No. 2, p. 1
- 10) 横井 信, 宮崎昭光, 池田定雄, 新谷紀雄, 馬場栄次: 学振 123 委員会研究報告, 17 (1974), p. 69
- 11) F. R. LARSON and J. MILLER: Trans. ASME, 74 (1952), p. 765
- 12) R. VISWANATHAN: Metal Tech., 1 (1974), p. 384
- 13) A. JAMIESON, et al.: Creep strength in steel and high temperature alloys, Metals Soc., 1974, p. 196
- 14) J. BAIRD, et al.: Creep strength in steel and high temperature alloys, Metals Soc., 1974, p. 207
- 15) 三好栄次, 岡田隆保: 材料, 13 (1964), p. 144