

論 文

UDC 539.434.016.3 : 669.15'26'28-194.2 : 669.14.018.44

2¹/₄ Cr-1Mo 鋼のクリープ破断強度に及ぼす熱処理の影響*

行 俊 照 夫**・西 田 和 彦**

The Effect of Heat Treatment on the Creep Rupture Strength of Low Carbon 2¹/₄ Cr-1Mo Steel

Teruo YUKITOSHI and Kazuhiko NISHIDA

Synopsis:

The creep rupture strength of a 2¹/₄Cr-1Mo steel was studied in relation to preheat treatment and micro-structure. Results were summarized as follows:

(1) Creep rupture strength did not always proportional to the strength at room temperature. In the short time range, the creep strength was decreased in the order of the OQ (15 mmφ bar was quenched into still still oil), the WQ (15 mmφ bar was quenched into stirring water), and the FC (furnace cool in 30°C/hr) steel, while in the long time range the order was the FC, the OQ, and the WQ steel.

(2) The greatest creep strength of the OQ steel, in the short time range, was attributable to the following two points;

(i) it contained much more finely dispersed carbides than the FC steel, and (ii) the ratio of needle-like carbides to total number of carbides was higher and the ferrite grains were more stable than in the WQ steel.

(3) The superior creep resistance of the FC steel could be due to the stability of the ferrite grains and the sluggish precipitation of M₂C carbides during creep.

(4) The creep stress influenced on the formation of rod-like carbide, the acceleration of softening in quenched steels and the acceleration of spheroidization of pearlite.

From these results, it was concluded that carbides, especially the mode of precipitation of carbides during creep test, played an important role in the creep strength, and the shape of ferrite grains was also important to ensure the microstructural stability at high temperatures, though this effect was in a less degree.

(Received Oct. 12, 1972)

1. 緒 言

低合金鋼のクリープ破断材の組織変化についてはすでに多数の報告があり、同一材について熱処理を変えて組織の影響を調べたものも2, 3報告されている^{1)~11)}。しかしながらクリープ破断強度と組織の関連はなお十分に究明されていない。その原因は低合金鋼の場合、鋼中に異相として分布する炭(窒)化物の分布、形態、組成が一定でなく、傾向としては鉄中に固溶している炭化物形成元素の炭化物中への濃縮化を含みながらも、数種の炭化物が共存ししかもおのおのがクリープ変形中に消滅したり別組成の炭化物になつたりすることで炭化物の変化が単一でない点にあるといえる。これらの変化を正確につかむためには前熱処理においてもできるだけ均一な組織を現出することが重要であると考えられる。

GEMMILL⁹⁾によれば 2¹/₄ Cr-1Mo で A. C.~15°C/hr までオーステナイト化温度からの冷却速度を変化し 700

°C×0~100hrの焼もどしを行なったものについて1000 hr クリープ破断の 565°Cにおける応力を求めたところ 700°C×100hr でオーステナイト化温度からの冷却速度の影響が消えると報告している。また寺井²⁾によればオーステナイト化温度からの冷却速度の影響は温度および応力により異なり複雑な様相を示すが、低応力側では徐冷されたものが大きなクリープ抵抗を示すことを明らかにしている。KRISCH⁶⁾らもまた 2¹/₄ Cr-1Mo 鋼について種々の熱処理を施したもののクリープ破断試験を行ないフェライトパーライト(またはベイナイト)組織を有するもののクリープ破断強度がベイナイト均一組織のものにくらべてすぐれていると報告している。いずれの報告にも比較的一致して認められることは、たとえば He-

* 昭和44年10月、45年10月本会講演大会にて発表
昭和47年10月12日受付

** 住友金属工業(株)中央技術研究所 工博

*** 住友金属工業(株)中央技術研究所

GER¹⁰⁾ および三好ら⁴⁾ も示しているように短時間側ではベイナイト組織のものが一番長いクリープ破断時間を示しつづいてマルテンサイト組織、フェライト+ベイナイト (またはパーライト) 組織の順になっていることである。この原因については不明であるが IRVINE¹¹⁾ はマルテンサイトにくらべてベイナイトが組織的に安定なためであろうとしている。また HALE⁸⁾ および三好ら⁴⁾ はベイナイト組織のクリープ破断材中に多数の Mo_2C を認めている。

以上のようにクリープ破断強度に及ぼす熱処理の影響については種々複雑な様相を示す面もあるが①高応力短時間側の試験ではベイナイト組織のものがマルテンサイト組織のものにくらべて長時間でクリープ破断する。②急冷材にくらべて徐冷材のほうが応力-破断時間曲線の勾配がゆるやかであるなどの点が組織の変化と関連して注目される場所である。このような組織の差による応力-破断時間曲線の勾配の差がさらに長時間側においてどのように変化するかという点についてはいまままで調べられていない。最終的には、すなわち十分に焼もどされた後においてはいずれの組織もほぼ同一になるであろうことは予想されるにしても、一時交叉することがあるかどうかについての報告は見当たらない。またこのような交叉が生じた場合の組織は前組織の影響が全くなくなつてしまった状況に相当するかどうかは組織の高温安定性に関連する重要な問題である。本報に用いた供試材において応力-破断時間曲線の交叉が観察されたので組織とクリープ強度の関連性を詳細に検討することにした。また単純焼もどしを同時に行ないその対比も行なつた。

2. 実験方法

供試材は真空溶解にて 17 kg 鋼塊を溶製し鍛造により 15 mm ϕ の丸棒とした。化学成分は Table 1 に示すように炭素含有量の低い $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼である。

前熱処理として (1) 930°C \times 1hr WQ (5%NaOH 水中攪はん焼入れ) (2) 930°C \times 1hr OQ (静止焼入れ) (3) 930°C \times 1hr FC (30°C/hr) の 3 種の熱処理を行なつた。材料のクリープ破断試験を 600, 650°C で行なつた。このほかにクリープ破断材の組織変化と比較する意味で単純焼もどし試験を前熱処理を行なつた後 550~750°C \times 1~3 000hr にわたつて行なつた。クリープ破断

Table 1. Chemical composition.

C	Si	Mn	Cr	Mn
0.07	0.15	1.01	2.18	0.97

材および単純焼もどしを行なつたものの硬度測定を行ない、さらに一部のものについて電子顕微鏡による抽出レプリカまたは直接観察を行なつた。なお 600°C 処理材の一部については電解法による抽出炭化物中の Cr, Mo の定量を行なつた。なおクリープ破断材を用いて行なつた硬度測定、組織観察はいずれも絞り部を避けた平行部で実施した。

3. 実験結果および考察

3.1 前熱処理まま材の組織

Photo. 1 に前熱処理ままの組織を示す。水冷材は全面マルテンサイト組織を示し lath 状組織がほぼ全面をおおっている。抽出レプリカ法によつて認められる多数の微細な析出物は直接法では転位密度が高いためかよく見分けられない。油冷材では少量のマルテンサイト組織がベイナイト組織中に混じた組織を呈している。抽出レプリカ法によれば水冷材にくらべてやや大きな炭化物の痕跡を示しているが、この場合にも転位密度が高いためか炭化物は判別しがたい。炉冷材では等方なフェライト粒と炭化物を多量に含む炭化物集合部よりなつている。フェライト粒内に炭化物はほとんど認められず一部の粒界と大部分はパーライト部に種々の形態で入りまじつて析出している。炭化物は層状のものだけではなく層状からかなりくずれた炭化物も認められる¹²⁾。

3.2 単純焼もどしにおける硬さの変化

焼もどし処理後の硬さ変化をラルソンミラーパラメーター (P_{LM}) により整理した結果を Fig. 1 に示す。前熱処理までは水冷材と油冷材の間に約 35(Hv) の硬さの差が存在するが焼もどしにより、その差はほとんどなくなる。また水冷材と炉冷材とでは冷却ままで約 215(Hv) の硬さの差があるが、高温長時間の焼もどしによつてほ

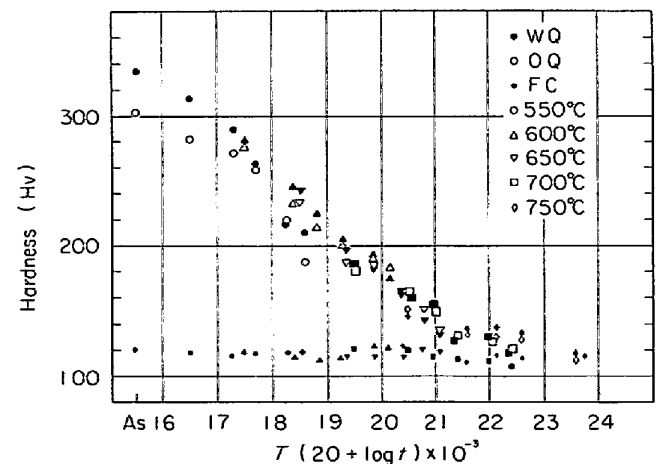


Fig. 1. Tempering characteristics of $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo steel with different heat treatment.

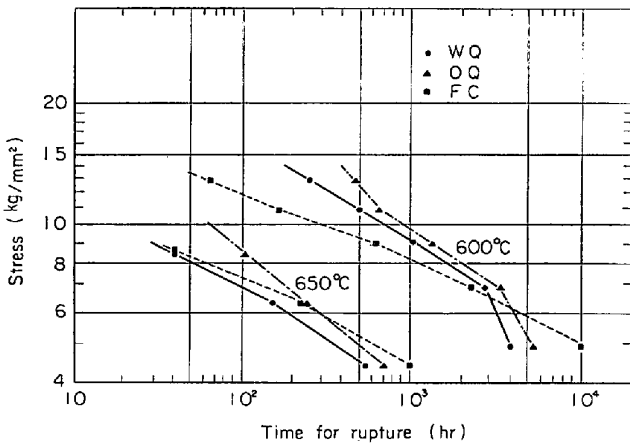
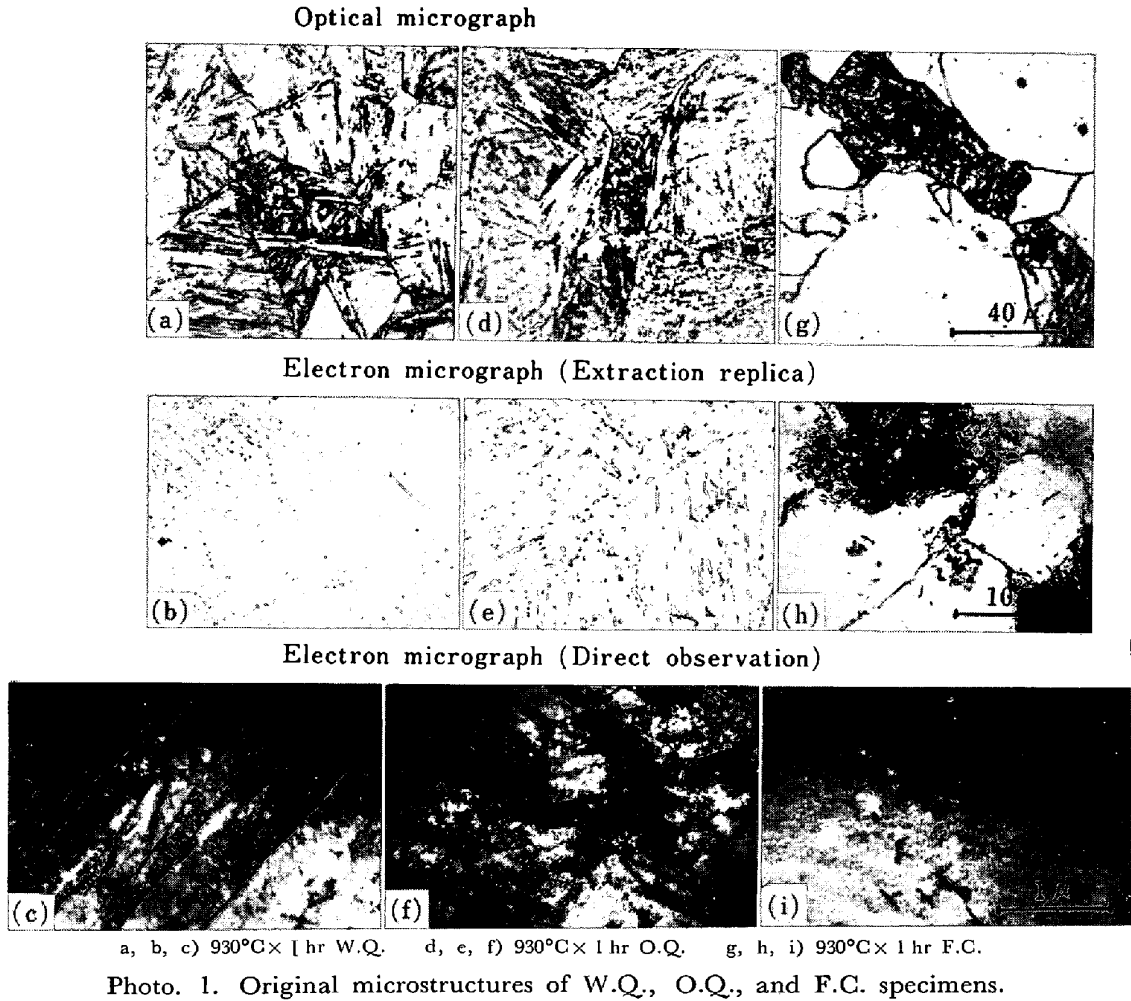


Fig. 2. Stress versus time for rupture [curves at 600, 650°C.

とんど一致する。 P_{LM} にして 23×10^3 付近に一致点が認められる。

3.3 クリープ破断試験結果

Fig. 2 に応力-破断時間曲線を示す。まず試験温度 600°C についてみると短時間側では油冷材、水冷材、炉冷材の順にクリープ破断時間が短くなり常温における処

理まま材の硬さ（水冷材、油冷材、炉冷材）の順とは異なっている。また長時間側になると応力-破断時間曲線の勾配のゆるやかな炉冷材は水冷材または油冷材と交叉し炉冷材が一番長時間で破断し油冷材、水冷材の順にクリープ破断時間は短くなり常温硬さの順とは全く逆の関係になる。水冷材、油冷材では応力-破断時間曲線の勾配が急であると同時にいずれの場合も 3000hr 付近で急激な曲がりを生じている。一方炉冷材では勾配でゆるやかでほぼ直線的である。炉冷材と水冷材の交叉点は 3000hr 付近にあり炉冷材との交叉点は 4000hr 付近 ($P_{LM} = 20.6 \times 10^3$) にあるがいずれにしても先の常温硬さの一致点 ($P_{LM} = 23 \times 10^3$) にくらべて、 P_{LM} の小さい側、すなわち低温短時間側へ移る傾向が認められる。

650°C についてみると、高応力短時間側では油冷、炉冷、水冷材の順に破断時間が短くなるが低応力長時間側では炉冷、油冷、水冷材の順に破断時間が短くなり 600°C 低応力の場合と同様な傾向を示す。

Fig. 3 に供試材のクリープ曲線の一部を示す。この種の低合金鋼では遷移クリープ領域は非常に短く定常クリープ領域が長いという特徴のあるクリープ曲線を示す。

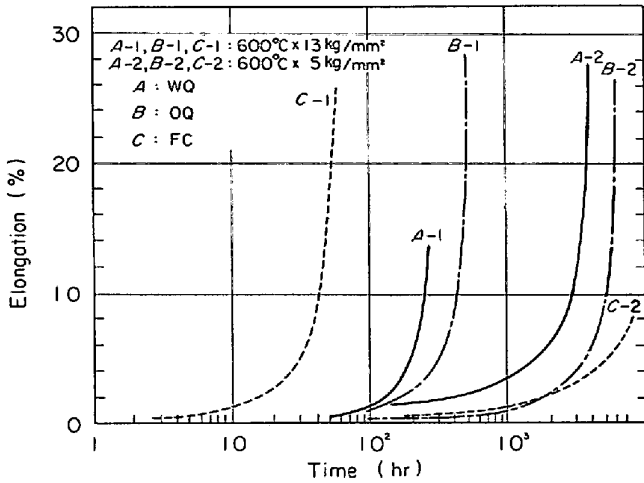


Fig. 3. The comparison of creep curves with different heat treatments.

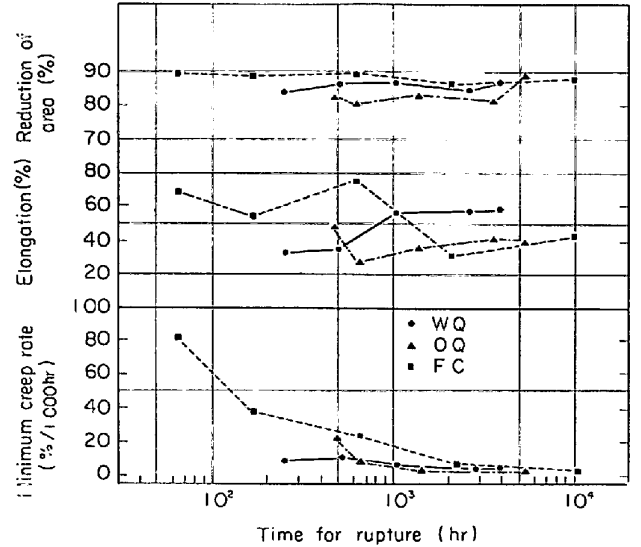


Fig. 4. Results of creep rupture test at 600°C.

定常クリープから破断にいたる曲線の形において組織の差が認められる。すなわち水冷材では定常クリープから破断にいたる曲線の立ち上がり急であり、油冷材、炉冷材の順でゆるやかになっている。

Fig. 4 にクリープ破断試験により得られた最小クリープ速度、伸び、絞りの変化を示す。最小クリープ速度についてみると先の Fig. 3 に対応して炉冷材のそれが短時間破断の場合にとくに高い値を示し、水冷材と油冷材とではあまり差がなく、低応力長時間側になるにつれて3種の処理間の差は少なくなる傾向にある。伸びについてはその傾向は明りようでない。しかし絞りについては炉冷材、水冷材、油冷材の順に小さく短時間側でクリープ破断時間の長い油冷材の絞りが一番小さくなっている。

3.4 クリープ破断材と単純焼もどし材の組織の比較

クリープ破断材と単純焼もどし材の組織を比較して

Photo. 2~7 に示す。

Photo. 2 に水冷材の組織を示す。単純焼もどし材では粒界に大きな炭化物を析出しやすい傾向にあり、クリープ破断材にくらべてその傾向がやや顕著である。析出している炭化物の種類は単純焼もどし材とクリープ破断材で特別な差はみられない。すなわち析出物としては粒状で分散した M_3C または M_7C_3 型のものが多く、 M_2C 型の針状または棒状のものおよび長時間側では粗大な $M_{23}C_6$ が認められる。一部 M_6C 型らしきものも認められた。炭化物の形態からいえば大部分は粒状の炭化物 (M_3C または M_7C_3 型と同定される。) で占められており針状または棒状のものは比較的少ない。

Photo. 3 には油冷材の組織を示す。水冷材の場合と異なり針状の炭化物 (M_2C 型と同定される。) の析出が多

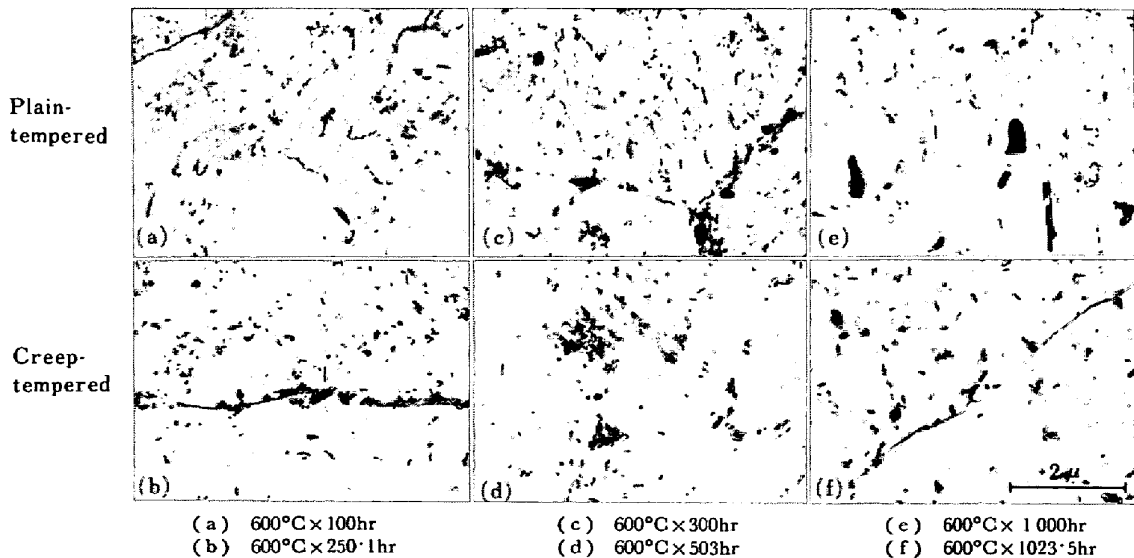
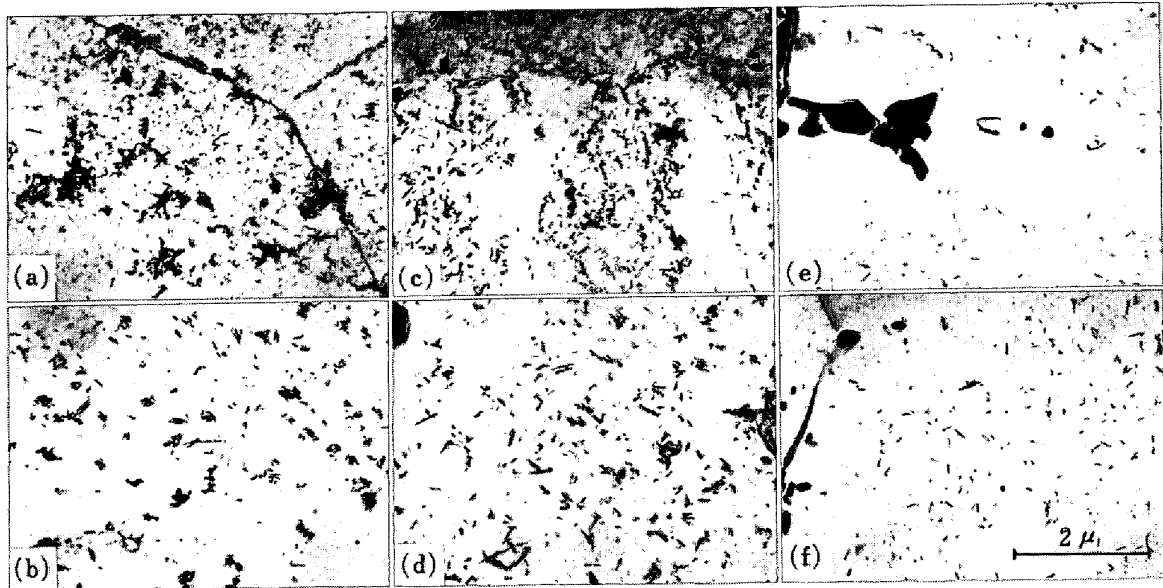
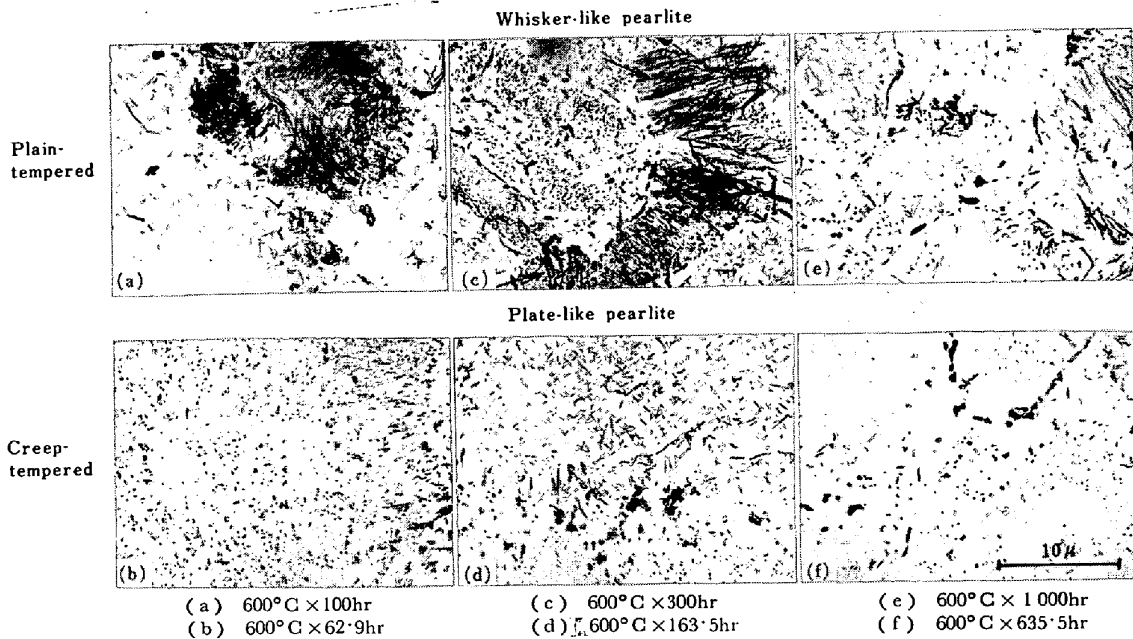


Photo. 2. Microstructures of W.Q. specimens.



Plain-tempered time (a) 600°C×100hr (c) 600°C×300hr (e) 600°C×1000hr
 Creep-tempered time (b) 600°C×484.8hr (d) 600°C×624.6hr (f) 600°C×1360.8hr

Photo. 3. Microstructures of O.Q. specimens.



(a) 600°C×100hr (c) 600°C×300hr (e) 600°C×1000hr
 (b) 600°C×62.9hr (d) 600°C×163.5hr (f) 600°C×635.5hr

Photo. 4. Microstructures of F.C. specimens.

数認められる。油冷材の場合にも単純焼もどしでは粒界析出の傾向が大きい。また M_2C 型の析出物でも単純焼もどし材のものにくらべてクリープ破断材では針状から棒状への変化の傾向が大きい。また水冷材の粒状炭化物にくらべて油冷材の針状または棒状の析出物は長時間側でもその形状、大きさの変化が少ないという点でやや安定である。析出物の種類は水冷材と差はない。

Photo. 4 に炉冷材の炭化物部の組織変化を示す。単純焼もどし材にくらべてクリープ破断材のほうが炭化物部

の炭化物の分散がやや早い傾向が認められる。炉冷ままの状態ですでに M_3C , M_7C_3 , M_2C , $M_{23}C_6$ などの種々の炭化物が認められその後の焼もどしによつて M_6C 型の炭化物が生ずる以外特別なものは認められない。したがつて炭化物の形態変化が主となる。パーライト部分は主に板状炭化物とひげ状炭化物からなり前者のほうが焼もどしによる球状化が速い。(Photo. 4-(c)参照) 等方なフェライト結晶粒内には初めはほとんど析出が認められないのに対して焼もどしまたはクリープ変形中に M_2C

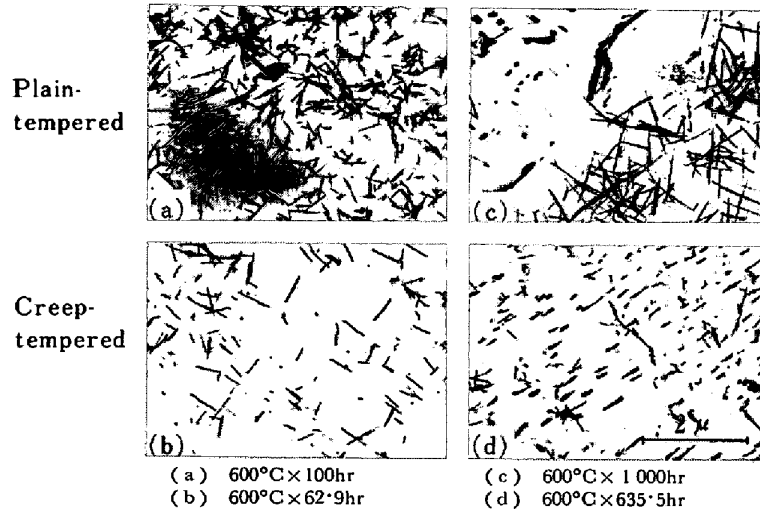


Photo. 5. The morphology of needle-like carbides within ferrite (F.C. specimen).

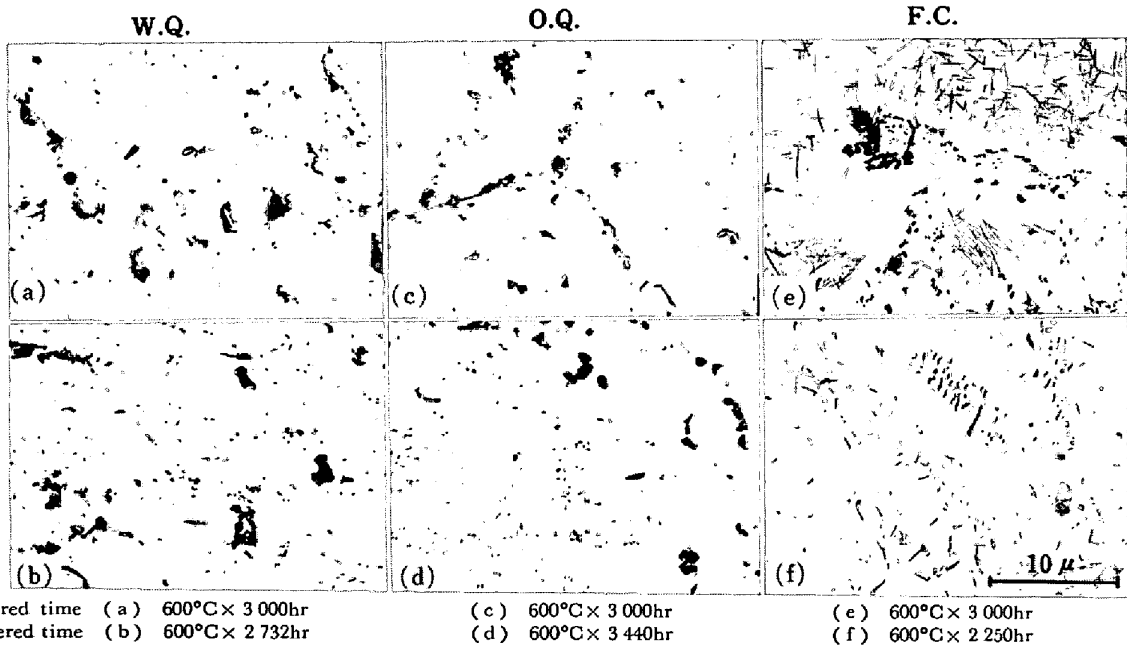


Photo. 6. Microstructures tempered at 600°C for about 3000hr.

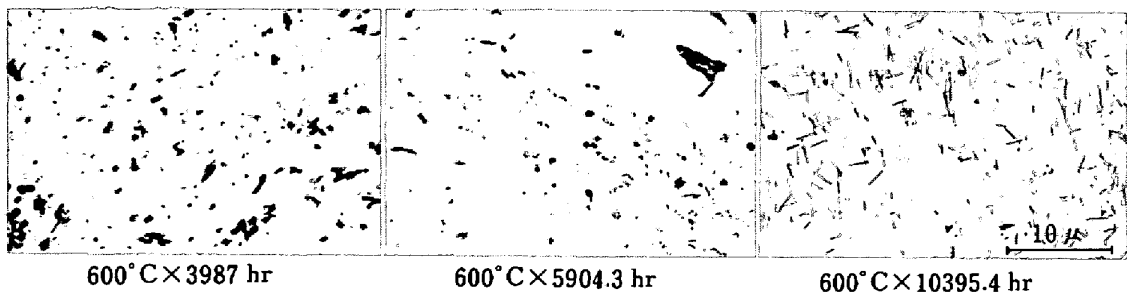


Photo. 7. Microstructure of creep ruptured specimen (creep stress : kg/mm²).

型針状炭化物の析出が認められる。その析出位置はまず炭化物部の近傍、次いで粒界近傍そしてフェライト結晶粒全域へとひろがってゆくようである。またこのようにしてフェライト中に析出した炭化物の形状を詳細にみる

と単純焼もどしの場合とクリープ破断材とはやや差が認められる。その例を Photo. 5 に示す。クリープ破断材のほうがやや棒状となる傾向が強い。

Photo. 6 に 600°C × 3 000hr 焼もどし材とほぼ 3 000

hr 付近で破断した各熱処理材の組織を対照して示す。水冷材と油冷材の組織の差は比較的少ないが、油冷材ではまだわずかではあるが棒状の炭化物が認められる。単純焼もどし材とクリープ破断材の間の組織の差は水冷材と油冷材ではあまり大きくはないようである。炉冷材では 3 000hr 程度の焼もどしを受けてもまだ針状の炭化物が認められる。また炉冷材では単純焼もどし材とクリープ破断材で針状炭化物の形状において明らかに差が認められる。すなわち単純焼もどし材では先端のとがつた針状そのものであるのに対してクリープ破断材では先端がやや丸味を帯びた棒状を呈している。

Photo. 7 に応力-破断時間曲線が交叉した後のクリープ破断材の組織を比較して示す。水冷材、油冷材ともに粒状炭化物が大部分を占めているが、微細なものから粗大な炭化物まで入りまじっている。油冷材のほうが水冷材にくらべて全炭化物中に占める微細な炭化物の割合は若干多い。一方炉冷材ではフェライト中に多数の針状または棒状の炭化物が認められる。

3.5 クリープ破断材と単純焼もどし材の炭化物、硬さの比較

3.5.1 針状またはひげ状炭化物について

針状炭化物はその初期では十分な回折点を得ることがむずかしいため識別は困難である。供試鋼が Cr, Mo を多量に含むことから鋼中では Cr が主体となる M_7C_3 と Mo が主体となる M_2C のいずれも形成されているものとする。ただ針状の炭化物について考えれば後述する残渣分析の結果において焼もどし中における炭化物としての Mo 量の増加が炭化物 Cr 量の増加にくらべて顕著であることが認められる。このことから針状炭化物は Mo 主体の炭化物の変化すなわち M_2C の析出および変態と対応すると考えてよいであろう。また Photo. 11 に示すようにこの針状炭化物は M_2C として従来報告されているような方位関係を満たしている。

前述のように針状炭化物の挙動が前熱処理によつてかなり顕著に異なることに注目して全炭化物中に占める針状炭化物の比率を調べた。測定は抽出レプリカ写真で行ない単位面積に存在する炭化物総数と針状（または棒状）炭化物の比率として表わした。Fig. 5 は単純焼もどし材について全炭化物中に占める針状炭化物の比率を調べた結果である。若干バラツキはあるが熱処理の差が明りように認められる。すなわち水冷材の場合には $P_{LM} = 20 \times 10^3$ をすぎるとほとんど針状炭化物が認められなくなるのに対して油冷材では $P_{LM} = 21 \times 10^3$ 近くまで、炉冷材では $P_{LM} = 22 \times 10^3$ 近くまで針状炭化物が存在することが知られる。Fig. 6 にはさらにクリープ破断材の場

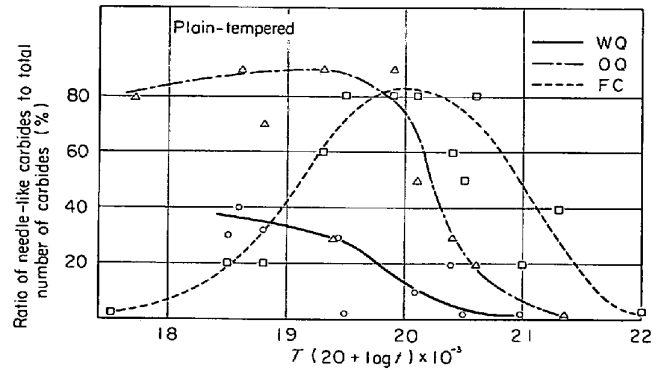


Fig. 5. The change in the ratio of needle-like carbides to total number of carbides on tempering.

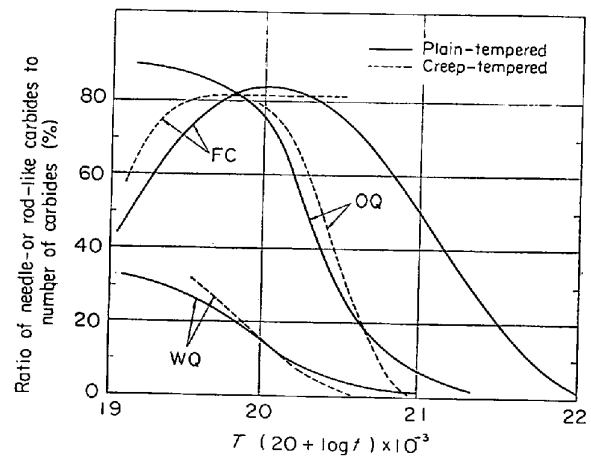


Fig. 6. Effect of creep-stress on the precipitation behaviour of needle-like carbides.

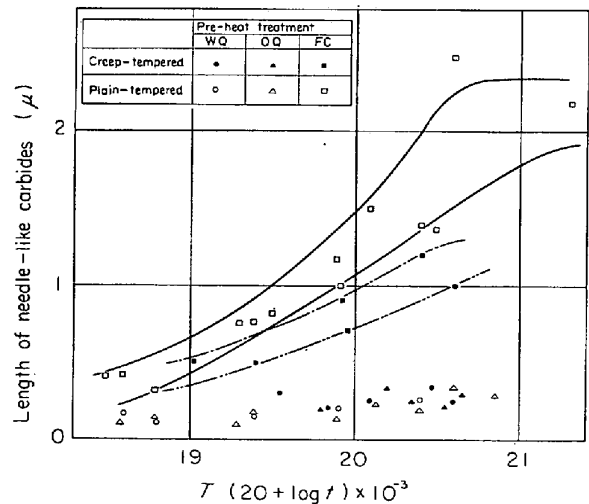


Fig. 7. The change of the length of needle-like carbides on tempering.

合と合わせて示した。針状炭化物はクリープ応力によつて棒状になり形状変化は生じるがその消滅に関してクリープによる応力の影響はほとんど認められない。

Fig. 7 に針状炭化物の長さの焼もどしによる変化を単純焼もどし材とクリープ破断材とで比較して示す。水冷

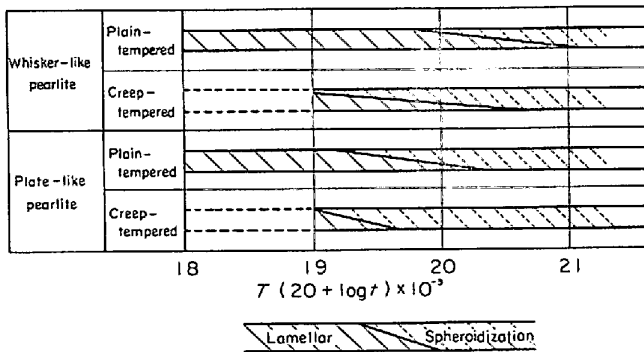


Fig. 8. The spheroidization of lamellar pearlite on tempering.

材および油冷材では針状炭化物の長さそのものが短く焼もどしによる成長はほとんど認められず、またクリープ応力による影響も不明確である。一方炉冷材では針状の炭化物は成長しやすく、またクリープ応力による若干の影響が認められる。このような急冷材と徐冷材の差は後に示す電解抽出残査中の合金元素の定量からも推定される。すなわち急冷材では過飽和度が大きく、しかも析出しうる位置が多いことから初期に多量にしかも微細に析出しやすい。一方徐冷材では析出しうる位置が急冷材にくらべて少ないことおよび炭素が炭化物部に偏析しておりフェライト粒内への炭素の供給が炭化物の球状化時に放出される炭素量に依存することなどによるものと考えられる。

次に炉冷材の炭化物部に存在する2つの特徴的炭化物であるひげ状の炭化物 (M_2C 型と考えられる) と板状の炭化物 ($M_{23}C_6$, M_7C_3 , M_3C などと同定される) とについて球状化あるいは消滅する過程について調べた結果をまとめると Fig. 8 に示すとおりである。なおこのような形の羽毛状炭化物は実用鋼では $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼に認められるものであり、単純な Mo 鋼⁷⁾¹³⁾ または Cr-Mo 鋼⁴⁾ でも認められている。いずれの炭化物もクリープ応力によつて分解が促進されることがわかる。ひげ状炭化物と板状炭化物を比較すると板状炭化物のほうがやや分解しやすいことが知られる。つまり析出物としてはクリープ応力に対して羽毛状炭化物のほうが安定であるといえる。このような前熱処理組織が針状、棒状またはひげ状炭化物の生成または消滅と密接な関連があるという報告はあまり見当たらない。BAKER⁷⁾ が $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼に焼入れ焼もどしまたは焼ならし焼もどしを施して炭化物の変化を調べているが、炭化物形態の差についてはとくに述べていない。また BAKER らの実験の場合にはパーライト、ベイナイト、フェライトなどが混在したため本実験で得られたような明確な差は得られな

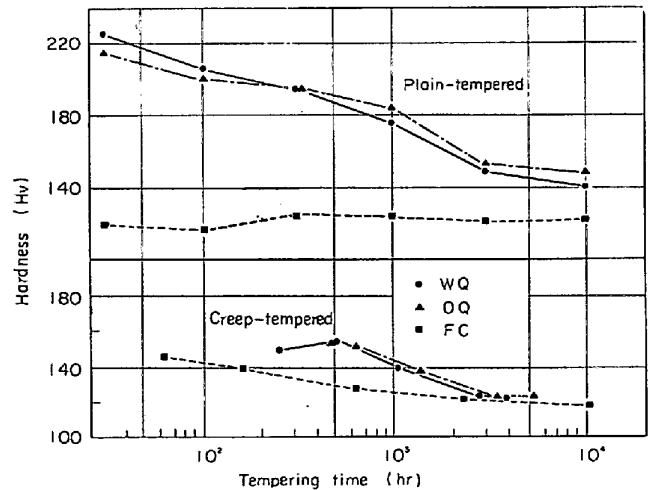


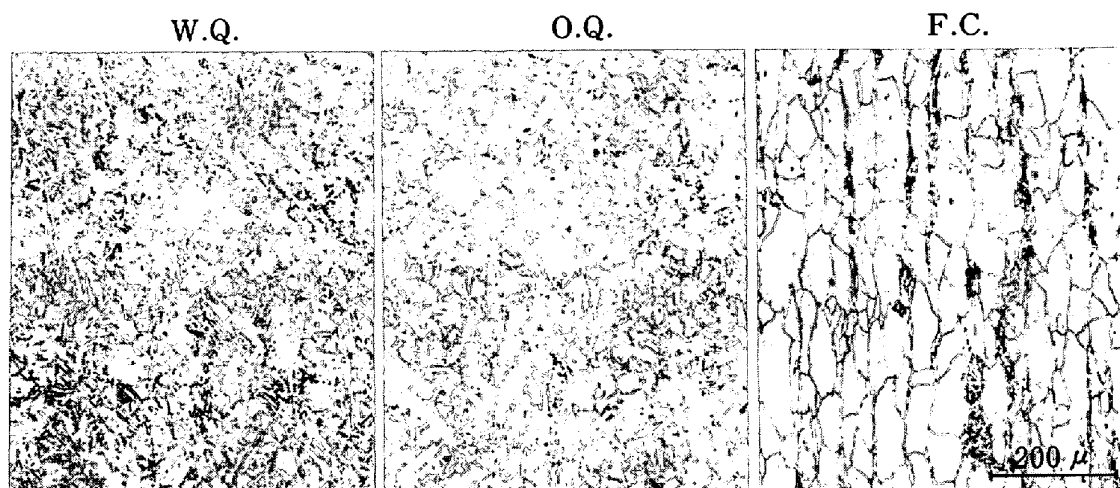
Fig. 9. Vickers hardness of plain- or creep-tempered specimens (plain- or creep-tempered at 600°C).

つたものと考えられる。

従来からこの種の低合金鋼の炭化物変態については種々報告^{15)~24)}されており、 M_3C , M_2C , M_7C_3 , $M_{23}C_6$, M_6C などの炭化物の析出が知られている。本実験で得られた結果もそれらの結果と大差はなく、ただ M_6C , M_7C_3 などについては十分な確認ができなかつた。水冷材と油冷材の間に認められる針状炭化物の差を説明するには、なお今後の検討を要するが、フェライト中での合金元素の過飽和度にあまり差がないことを考慮すると油冷時に M_2C の核のようなものがすでに存在し焼もどしにおいてそれが成長するという可能性も考えられる。

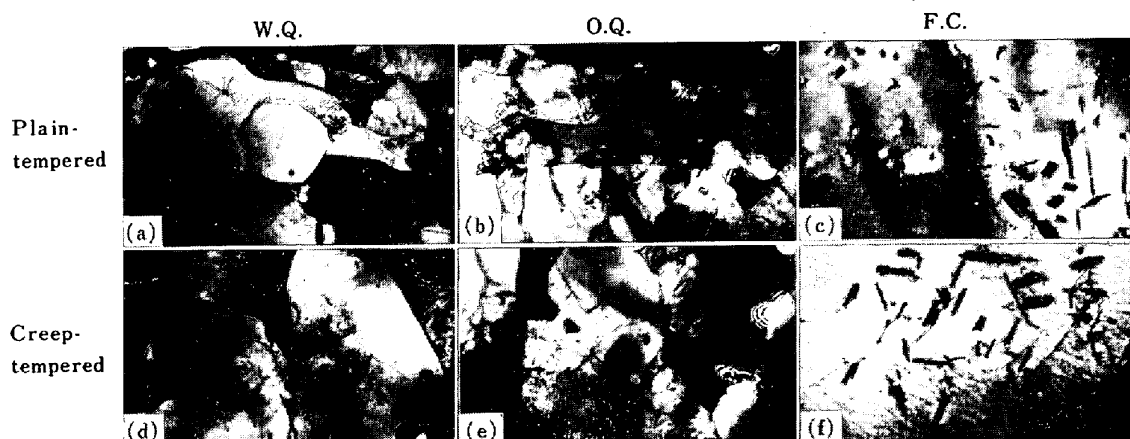
3.5.2 クリープ破断材との単純焼もどし材の硬さ測定

Fig. 9 にクリープ破断材の平行部と単純焼もどし材の硬さ測定結果を示す。クリープ破断材の平行部または単純焼もどし材についてみるといずれの場合も水冷または油冷材が高い値を示し炉冷材が低い値を示している。しかし同一前処理を施したものについてクリープ破断材の平行部と単純焼もどし材の硬さを比較すると水冷または油冷材と炉冷材では逆の傾向を示している。すなわち水冷材または油冷材ではクリープ破断材平行部のほうが硬さは低く、炉冷材のは単純焼もどし材のほうが軟らかい。同様の傾向はたとえば K.A. RIDAL²⁵⁾²⁶⁾ らがベイナイト組織について示している。水冷または油冷材の場合にクリープ破断材のほうが硬さが低くなる原因としては炭化物間隔の差も考えられるが、実際には炭化物の分布に関する限り大幅に変化したようにはみられない。したがつてむしろ基質中の変化にその原因を求めるのが適当と考えられる。光学顕微鏡組織をみると Photo. 8 に示すよ



	W.Q.	O.Q.	F.C.
Temperature (°C):	600°C	600°C	600°C
Stress (kg/mm ²):	13.0	13.0	13.0
Time for rupture:	250	484.8	62.9

Photo. 8. Optical microstructure of creep ruptured specimen (parallel part).



a, b, c) 600°C × 5 000hr A.C. Plain-tempered
 d, e, f) 600°C × 2 400hr A.A. Creep-tempered (Stress: 6kg mm²)

Photo. 9. Electron microstructure of plain- and creep-tempered specimens.

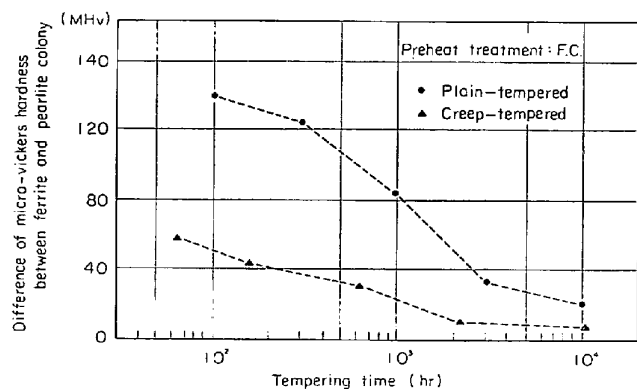


Fig. 10. The change in the difference of hardness between ferritic and gross carbide area.

うに比較的高応力のクリープ試験で結晶粒の変形の起こりやすい状態においても水冷または油冷材ではあまり結晶粒の変形は認められず、炉冷材では大幅な結晶粒の変形が認められる。また炉冷材において炭化物部の炭化物分散がクリープ破断材のほうが著しいことはフェライト部と炭化物部の硬さを比較した Fig. 10 によつても明らかであるが、上述の変形挙動と密接に関連すると考えられる。

3.6 前熱処理とクリープ破断強さの関連について

すでに Fig. 9 に示したように水冷材および油冷材のクリープ破断材の硬さは単純焼もどし材のそれよりも低い値を示し、クリープ中の変化が軟化過程を中心に進行していることを示唆し、逆に炉冷材の場合にはクリープ

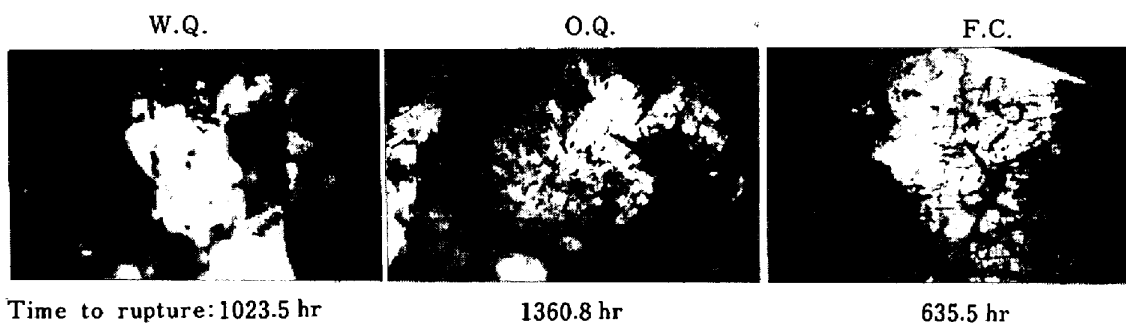


Photo. 10. Electron Microstructures of creep-ruptured specimens (Creep ruptured at $600^{\circ}\text{C} \times 9 \text{ kg/mm}^2$).

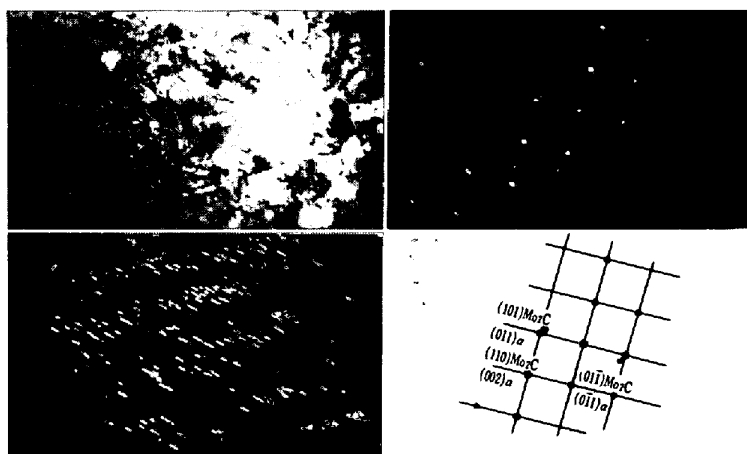


Photo. 11. Electron diffraction pattern of needle-like carbides.

破断材の硬さが単純焼もどしのそれよりも高く、少なくとも高応力短時間側では加工硬化過程を中心にクリープ変形が進行していることを示唆している。急冷材において単純焼もどし材よりもクリープ破断材のほうが軟化が進行する原因としては炭化物および基質組織の2点が考えられるが、フェライト中の炭化物の分布変化についてはあまり明りようでない。したがって基質そのものの組織変化がクリープ破断材の軟化に大きな影響を及ぼしているのではないかと考えられる。

この点を明らかにするために電子顕微鏡による直接観察を行なった。その結果を Photo. 9 および 10 に示す。Photo. 9 はクリープの途中で中断した試片と単純焼もどし材を比較して示した。クリープ応力によつて水冷材または油冷材の場合にはフェライト結晶粒が粗大化しやすい傾向にあることがわかる。クリープ応力が転位の移動を助け急冷により一方向に伸びたフェライト結晶粒から等方フェライトへの変化を促進する結果であると考えられるが、単純焼もどしの場合にくらべてより粗大化しやすい原因についてはさらに検討の必要がある。先に Fig. 5, 6 に示したが Photo. 9 でも認められるように水冷材では粒状炭化物が多く油冷材では針状炭化物が主であ

る。また組織的にも油冷材には板状のフェライトが多く水冷材ほど細い lath 状にはなっていないために水冷材にくらべてフェライト結晶粒の変化は顕著でない。また Photo. 9 の炉冷材に認められるように高応力の場合にはフェライト部において明らかに転位の増加が認められる。Photo. 10 はクリープ破断した平行部の電子顕微鏡組織を示すが一番長い破断時間を示す OQ 材には多数の微細な針状炭化物がみられる。Photo. 11 に油冷材を $600^{\circ}\text{C} \times 13 \text{ kg/mm}^2$ で 48hr クリープした場合の M_2C の析出状況を示す。地鉄と一定の方位関係をもつて析出しており、測定の結果ではすでに報告されている DYSON²⁷⁾、谷野²⁸⁾らの結果に一致する。

以上の結果を合わせて考えると水冷材と油冷材のクリープ変形に及ぼす効果としては次の2点での差が考えられる。1つはフェライト結晶粒形よりみた場合であり、lath 状フェライトの成長と板状フェライトのクリープ焼もどしに際しての変化の差、もう1つは粒状析出物と針状析出物の差である。すなわち結晶粒形よりみても油冷材のほうが水冷材にくらべてよりフェライトが安定であると考えられる。また炭化物においても転位との相互作用、あるいはその焼もどしに対する安定性という点にお

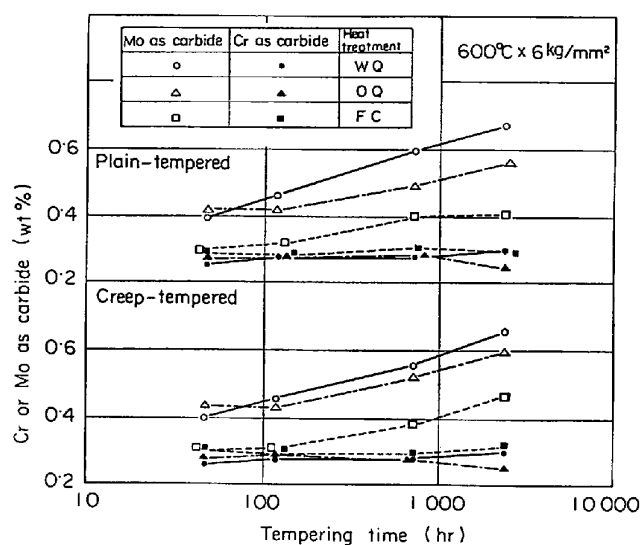


Fig. 11. The change in the amount of Cr or Mo content extracted from residues.

いて油冷材に認められる針状炭化物のほうが水冷材に認められる粒状炭化物よりすぐれていると考えられる。なお炉冷材が長時間側において水冷材または油冷材にまさるクリープ破断強度を示す原因は結晶粒形よりみた安定性のほかに Fig. 5, 6 に示したように針状炭化物が長時間側でもフェライト中に順次析出してくることと密接な関連があるものと考えられる。Fig. 11 に示すように水冷材または油冷材にくらべて炉冷材のほうが炭化物を形成している Mo 量が少なく、当然 $M_2C \rightarrow M_6C (M_{23}C_6)$ への変化による合金元素の濃縮化も含まれてはいるが、焼もどし中にフェライト内に炭化物が析出しやすい状態にあることが知られる。この結果は、徐冷材のほうが急冷材にくらべて Mo を含有する炭化物が遅れて析出することを示している。

4. 総 括

2¹/₄ Cr-1Mo 鋼について熱処理の影響を調べた結果を要約すると次のとおりである。

(1) クリープ破断強度は常温硬さと必ずしも対応せず、短時間側では油冷、水冷、炉冷材の順に破断時間が短くなり長時間側では炉冷、油冷、水冷材の順となる。

(2) 油冷材が短時間側においてとくにクリープ破断時間が長くなるのは ① 炉冷材にくらべて微細炭化物が均一分散していること。② 水冷材にくらべて全炭化物中に占める針状炭化物の比率が高いことおよび水冷材にくらべて幅の広いフェライトで安定性がややよいこと、などによるものと考えられる。

(3) 炉冷材が長時間側において破断時間が長くなるのはフェライト結晶粒の安定性のほかにクリープ変形中

に水冷材または油冷材にくらべて遅れて針状炭化物が析出する点にあると考えられる。

(4) クリープ応力の影響は針状炭化物の棒状化急冷材の軟化促進、パーライトの球状化促進などに認められた。

以上の結果から知られるように、クリープ破断強度に対して炭化物が大きな役割を果たしていると考えられ、なかでもクリープ試験中での析出が重要である。またフェライト結晶粒形も高温での組織安定性に対して炭化物ほどではないにしてもクリープ強度に対して重要である。

文 献

- 1) R. G. BAKER and J. NUTTING: JISI, 192 (1959), p. 257
- 2) 寺井, 阿部: 材料試験, 9 (1960), p. 137
- 3) 三好, 岡田: 住友金属, 18 (1966), p. 393
- 4) 三好, 岡田: 材料, 13 (1964), p. 144
- 5) 耳野, 木下ほか: 学振 123 委員会研究報告, 9 (1968) 2
- 6) A. KRISCH and F. K. NAUMANN: Arch. Eisenhüttenw., 41 (1970), p. 835; 42 (1971), p. 439
- 7) M. C. MURPHY and G. D. BRANCH: JISI, 211 (1971), p. 546
- 8) F. HALE: Metal Treat. Drop Forg., 26 (1959), p. 145
- 9) GEMMILL: Iron Steel, 29 (1956), April, p. 150
- 10) J. J. HEGER, J. M. HODGE, et al.: Proc. ASTM, 45 (1954), p. 105
- 11) K. J. IRVINE and J. D. MURRAY: Iron Steel Inst. Spec. Rep., No 70 (1961), p. 246
- 12) R. A. GRANGE: Trans. ASM, 38 (1947), p. 879
- 13) 谷野, 青木: 製鉄研究, (1968) 262, p. 8172
- 14) R. M. HOBBS, et al.: JISI, 205 (1967), p. 207
- 15) K. W. ANDREWS and H. HUGHES: JISI, 193 (1959), p. 304
- 16) D. J. DYSON and K. W. ANDREWS: JISI, 207 (1969), p. 208
- 17) K. KUO: JISI, 173 (1953), p. 363
- 18) W. CRAFTS and J. L. LAMONT: Trans. Met. Soc. AIME, 185 (1949), p. 957
- 19) M. N. NIEKERK and B. B. ARGENT: JISI, 208 (1970), p. 781
- 20) H. J. GOLDSCHMIDT: JISI, 160 (1948), p. 345
- 21) 鈴木, 木下, 井上: 神鋼技報, 21 (1971), p. 101
- 22) T. M. F. RONALD and C. BODSWORTH: JISI, 202 (1965), p. 252
- 23) J. BEECH and D. H. WARRINGTON: JISI, 204 (1966), p. 460
- 24) T. MUKHERJEE and W. F. STUMPF: JISI, 211 (1969), p. 621
- 25) K. A. RIDAL and A. G. QUARRILL: JISI, 195 (1960), p. 307
- 26) K. A. RIDAL and A. G. QUARREL: JISI, 200 (1962), p. 366
- 27) D. J. DYSON, S. R. KEOWN, D. RAYNOY, and J. A. WHITEMAN: Acta Met., 14 (1966), p. 867
- 28) 谷野, 西田: 日本金属学会誌, 30 (1966) 9, p. 895