

# 低合金フェライト鋼の長時間クリープ強度に及ぼす初期組織の影響

木村 一弘\*・九島 秀昭\*・馬場 栄次\*・清水 哲夫\*  
浅井 義一\*・阿部 富士雄\*・八木 晃一\*

Effect of Initial Microstructure on Long Term Creep Strength of a Low Alloy Ferritic Steel

Kazuhiro KIMURA, Hideaki KUSHIMA, Eiji BABA, Tetsuo SHIMIZU, Yoshikazu ASAI, Fujio ABE and Koichi YAGI

**Synopsis** : The effect of initial microstructure, martensite, tempered martensite, bainite and ferrite+pearlite, on long term creep strength property up to about 80000 h at 848K has been investigated on a 0.5Cr-0.5Mo low alloy ferritic steel. No significant effect of tempering after quenching on the long term creep strength has been observed. However, strong effect of transformation process during cooling from austenite has been observed. Creep strength of bainite microstructure is higher than those of martensitic microstructure, independent of tempering after quenching. In the low stress condition in which applied stress is lower than proof stress, creep strength of full annealed microstructure which consists of ferrite and pearlite has been found to be higher than the others. The smallest creep rate of a full annealed microstructure in the long term creep region should be caused by both very low dislocation density of the initial microstructure and small amount of dislocations generated under the low stress condition.

**Key words**: 0.5Cr-0.5Mo steel; creep; martensite; bainite; ferrite; pearlite; long term creep strength; minimum creep rate; recovery;  $\gamma/\alpha$  transformation; mobile dislocation; elastic limit.

## 1. 緒言

火力発電プラントは、化石燃料の燃焼により二酸化炭素を大量に排出している。資源枯渇や温暖化等の地球環境問題を解決し、持続可能な発展を実現するためには、発電のエネルギー効率をいっそう向上させる必要がある。また、電気エネルギーの安定供給やプラントの安全確保の観点からは、高温構造機器の信頼性を向上し、事故等を予防することも重要である。したがって、高温高压の過酷な条件下で使用される高温構造部材には既存材料よりも長時間クリープ強度の優れた材料が求められており、多くの研究開発が行われている<sup>1-3)</sup>。高強度耐熱鋼の開発が困難な理由は、材料の組織が高温では不安定であり、高温での長時間使用中には組織変化に起因した材質劣化により強度が低下するからである。例えば、1Cr-1Mo-1/4V鋼<sup>4,5)</sup>、12Cr-1Mo-1W-0.3V鋼<sup>6)</sup>および改良9Cr-1Mo鋼<sup>7,8)</sup>について、旧オーステナイト粒界近傍で優先的に生ずる局所的な回復領域の拡大が材質劣化を引き起こすことが報告されている。

一方、高温での組織変化が十分に進行した極めて長時間の領域では、析出強化等の組織形態に依存した強化因子の効果は消滅する。そのため、材料のクリープ強度は時間の経過に依存しない基底クリープ強度になる<sup>9,10)</sup>。基底ク

リーブ強度はマトリックスの強度に相当するため固溶強化量に依存するが、マトリックスの平衡組成によって一義的に決定される強度である。実用フェライト系耐熱鋼の長時間クリープ強度は鋼種によらずほぼ同程度であることから<sup>9,10)</sup>、基底クリープ強度は鋼種によらず同程度であり、基底クリープ強度をさらに向上させることは困難であると考えられる。しかし、10万時間あるいはそれ以上の長時間クリープ試験データの量が少ないため、そのような極めて長時間のクリープ強度の支配因子や基底クリープ強度に及ぼす固溶強化の影響等、いまだ不明な点も多い。基底クリープ強度をさらに向上させること、あるいは基底クリープ強度以外の要因で長時間クリープ強度を向上させることが可能であれば、より優れた耐熱鋼の開発が可能となる。

ところで、低合金鋼のクリープ強度と初期組織との関係を調べた研究はこれまでも多く報告されている<sup>11-13)</sup>。行俊ら<sup>11)</sup>は2.25Cr-1Mo鋼の組織とクリープ強度との関連性を詳細に検討した結果、炭化物の種類、形状、析出および粗大化等の挙動が初期組織により異なり、それがクリープ破断強度に対して大きな役割を果たしていることを報告した。また、長時間側で水冷材および油冷材に比べて炉冷材の破断時間が長くなるのは、フェライト結晶粒の安定性に加えて、クリープ変形中に水冷材または油冷材に比べて遅れて針状炭化物が析出するためであると報告している。ま

た、九島ら<sup>12)</sup>は2.25Cr-1Mo鋼のクリープ強度特性に及ぼす初期組織の影響を調べ、高応力の低温・短時間域ではクリープ強度に大きな初期組織依存性が認められるが、基底クリープ強度が支配的となる高温・長時間域ではクリープ強度に及ぼす初期組織の影響がほぼ消滅することを報告している。しかし、クリープ破断時間や最小クリープ速度に一桁以上の初期組織依存性が認められる低温・短時間域に比べると極めてわずかではあるが、焼入れ・焼戻し材および焼ならし・焼戻し材に比べて焼なまし材の方が高温・長時間域でのクリープ強度は高い傾向が認められることを報告している。Amin<sup>13)</sup>も2.5Cr-1Mo鋼のクリープ強度特性に及ぼす初期組織の影響を詳細に検討しているが、それは比較的短時間のクリープ強度特性に関するものである。

以上のように、行俊ら<sup>11)</sup>および九島ら<sup>12)</sup>の報告から、極めて長時間の領域においても、初期組織はクリープ強度に影響を及ぼすと考えられる。そこで本研究では、長時間クリープ強度向上の可能性を探ることを目的として、低合金Cr-Mo鋼の初期組織、とくに $\gamma/\alpha$ 変態過程の違いが、数万時間の長時間クリープ強度特性に及ぼす影響を調べた。

## 2. 供試材および実験方法

供試材はボイラ・熱交換器用鋼管の0.5Cr-0.5Mo鋼(JIS STBA20)<sup>14)</sup>であり、その化学組成をTable 1に示す。鋼管から採取した供試材についてTable 2に示す5種類の熱処理を行い、異なる初期組織を有する供試材を作成した。オーステナイト化条件はいずれの熱処理でも同一の1193K、20minとした。マルテンサイト変態のために氷塩水中への焼入れを行った。焼入れた試料の一部については923Kで1hあるいは100hの焼戻しを行った。オーステナイト化後723Kのソルトバスに急冷し、1h保持により恒温変態させた試料および炉冷により焼なましした試料を作成した。以後、焼入れままの試料、焼入れ後1hあるいは100h焼戻した試料、723Kで恒温変態させた試料および炉冷した試料をそれぞれMT, TS, TL, BTおよびFP材と表記する。

クリープ試験には標点間距離30mm、平行部径6mmのつば付きクリープ試験片を用い、大気中、848Kで行った。クリープ伸びの測定には試験片平行部のつば部に取り付けた伸び計を用い、最長約80000hまで測定した。熱処理ままの試料およびクリープ破断試験片平行部の硬さ測定にはビッカース硬さ試験器を用い、荷重98Nで測定した。熱処理ままの試料およびクリープ破断試験片平行部の組織観察には薄膜試料を作成し、透過型電子顕微鏡を用いて行った。薄膜試料は260~270Kの10%過塩素酸エチルアルコール溶液中でツイングジェット電解研磨により作成した。

Table 1. Chemical composition (mass%) of the steel studied.

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	N
0.12	0.25	0.44	0.013	0.012	0.05	0.71	0.52	0.0058

Table 2. Heat treatment conditions of the steel studied.

Steel	Heat treatment	Microstructure
MT	1,193K x 20min. / B.Q.	Martensite
TS	1,193K x 20min. / B.Q. + 923K x 1h / A.C.	Tempered martensite
TL	1,193K x 20min. / B.Q. + 923K x 100h / A.C.	Tempered martensite
BT	1,193K x 20min. → 723K x 1h / A.C.	Bainite
FP	1,193K x 20min. / F.C.	Ferrite + Pearlite

B.Q. : Brine quenching  
A.C. : Air cooling  
F.C. : Furnace cooling

## 3. 実験結果および考察

### 3.1 供試材の初期組織

熱処理ままの供試鋼のTEM明視野像をFig. 1に示す。焼入れままのMT材では、ブロック境界が明確な典型的なラスマルテンサイト組織が観察される。焼入れ後に焼戻しを行ったTSおよびTL材では、MT材に比べて転位密度が減少しており、その程度は1h焼戻しのTS材に比べて100h焼戻しのTL材で大きい。723Kで恒温変態させたBT材ではベイナイト組織が観察される。炉冷により焼なまししたFP材の組織は、体積率が80%以上のフェライトとパーライトからなる。

氷塩水中への焼入れ後、923Kでの焼戻し時間の増加に伴う硬さ変化をFig. 2に示す。また、熱処理ままの5試料の硬さをTable 3に示す。焼入れままのMT材の硬さはHV408であるが、923Kでの焼戻しによりTS材ではHV270、TL材ではHV171にまで硬さは低下している。また、恒温変態させたBT材および焼なまししたFP材の硬さはそれぞれHV237およびHV114である。

### 3.2 クリープ試験結果

848Kにおける供試鋼5鋼種の応力-破断時間曲線をFig. 3に示す。全試験応力範囲内においてMT材とTS材のクリープ破断強度に明確な差は認められないが、長時間焼戻しを行ったTL材は、高応力・短時間域でMTおよびTS材に比べて小さなクリープ破断強度を示す。しかし、約60MPa以下でクリープ破断時間が約10000h以上の低応力・長時間域では、TL材とMTおよびTS材とのクリープ破断強度差はほぼ消滅し、これら3鋼種は焼戻しの有無および焼戻し時間の長短によらず、同程度のクリープ破断強度を示す。したがって、マルテンサイト変態後の焼戻しが長時間クリープ破断強度に対して及ぼす影響は極めて小さい。一方、BT材とFP材のクリープ破断強度は全試験応力範囲内で他の3鋼種よりも高く、広い応力範囲でBT材の方がFP材よりもクリープ破断強度はわずかに高い。しかし、約60MPa以下の低応力・長時間域ではBT材よりもFP

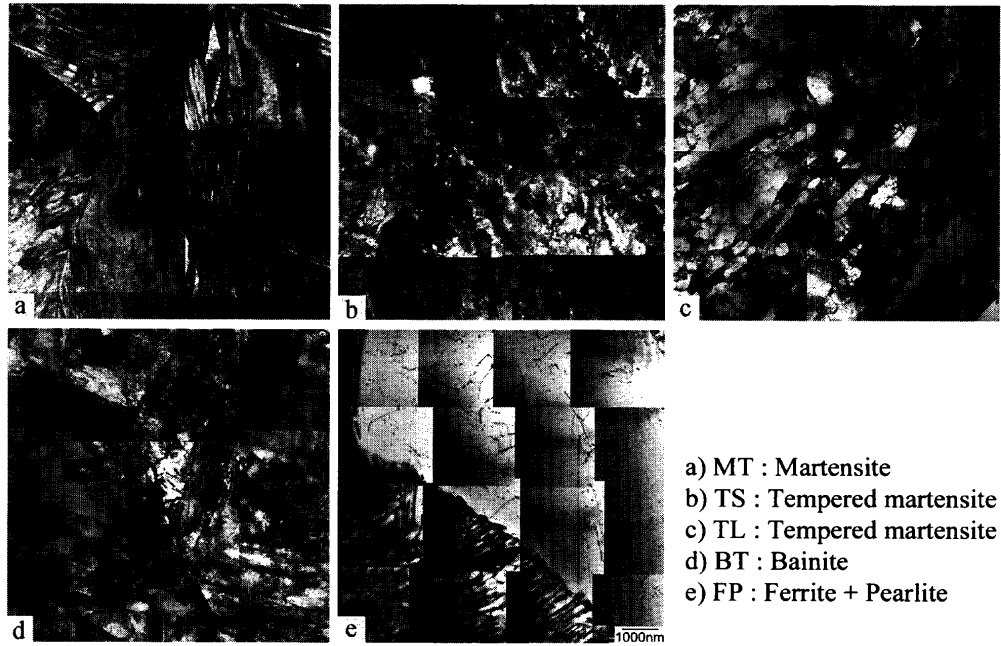


Fig. 1. Bright field TEM images of the steels in the as heat treated conditions.

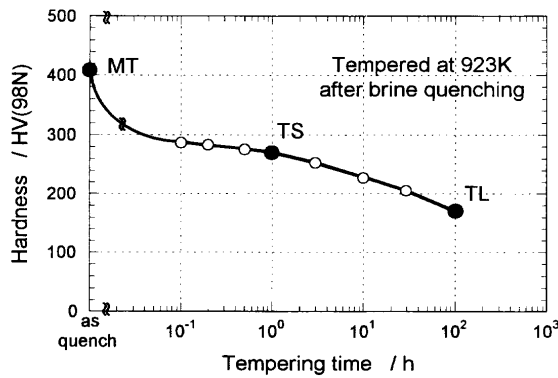


Fig. 2. Changes in hardness with increase in tempering time at 923K after brine quenching.

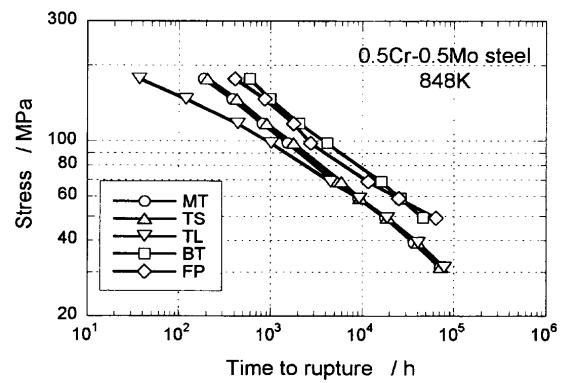


Fig. 3. Stress vs. time to rupture curves of the steels at 848K.

Table 3. Hardness of steels in the as heat treated conditions.

Steel	Microstructure	HV(98N)
MT	Martensite	408
TS	Tempered martensite	270
TL	Tempered martensite	171
BT	Bainite	237
FP	Ferrite + Pearlite	114

材のクリープ破断強度の方が高くなる傾向が認められる。  
 848Kにおける供試鋼5鋼種の応力-最小クリープ速度曲線をFig. 4に示す。クリープ破断強度(Fig. 3)の場合と同様、MT材とTS材の最小クリープ速度は全試験応力範囲内において同程度である。また、長時間焼戻しを行ったTL材は、高応力域ではMTおよびTS材よりも大きな最小クリープ速度を示すが、約50MPa以下の低応力域では、TL材とMTおよびTS材の最小クリープ速度の差はほぼ消滅し、これら3鋼種の最小クリープ速度は焼戻しの有無および焼戻

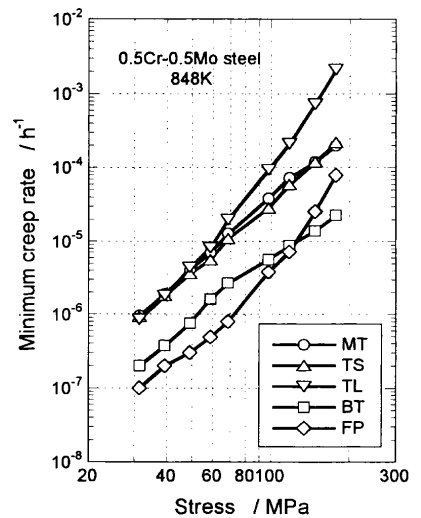


Fig. 4. Stress vs. minimum creep rate curves of the steels at 848K.

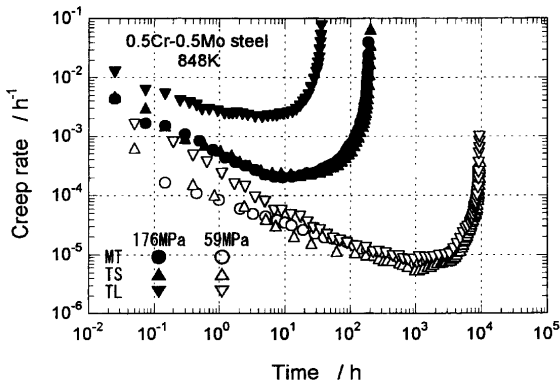


Fig. 5. Creep rate vs. time curves of MT, TS and TL at 848K, 176 and 59 MPa.

し時間の長短を問わず同程度である。一方、BTおよびFP材の最小クリープ速度は全試験応力範囲内で他の3鋼種よりも小さく、クリープ破断強度と同様、BTおよびFP材のクリープ変形抵抗は他の3鋼種よりも高い。また、低応力・長時間側でBT材よりもFP材の方が高いクリープ変形抵抗を示す。しかし、BT材よりもFP材の方が高いクリープ破断強度を示す応力範囲は約60 MPa以下の低応力域であるのに対して、BT材よりもFP材の方が小さな最小クリープ速度を示す応力範囲は約120 MPa以下であり、クリープ破断強度の場合よりも広い応力範囲でBT材よりもFP材の方が高いクリープ変形抵抗を有する。最も低い試験応力である31 MPaは、クリープ破断時間が約80000 h以上の低応力・長時間クリープ試験条件であるにもかかわらず、マルテンサイト変態を経た3鋼種と焼なましたFP材の最小クリープ速度には約一桁の大きな違いが認められる。したがって、焼入れ後の焼戻し処理が長時間クリープ強度に及ぼす影響は極めて小さいが、オーステナイト領域からの冷却過程における変態挙動の違いによる初期組織の違いは長時間クリープ強度に対しても明確な影響を及ぼすことがわかる。

### 3.3 焼戻しの影響

MT, TSおよびTL材の848K, 応力176および59 MPaにおけるクリープ速度-時間曲線をFig. 5に示す。いずれの試験応力でも、MT材とTS材のクリープ変形挙動に明確な違いは認められない。一方、TL材は176 MPaでは試験開始直後からMTおよびTS材よりもクリープ速度が大きく、MTおよびTS材よりも約10倍大きな最小クリープ速度を示し、クリープ破断時間も短い。しかし、低応力の59 MPaでは、試験開始直後はMTおよびTS材に比べてTL材は大きなクリープ速度を示すが、約100 hでクリープ速度の差はほぼ消滅し、それ以降のクリープ変形挙動には明確な鋼種間差は認められない。

MT, TSおよびTL材の848Kでのクリープ破断時間の増加に伴うクリープ破断材の硬さ変化をFig. 6に示す。熱処理ままの状態ではMT材とTL材にはHV200以上もの大き

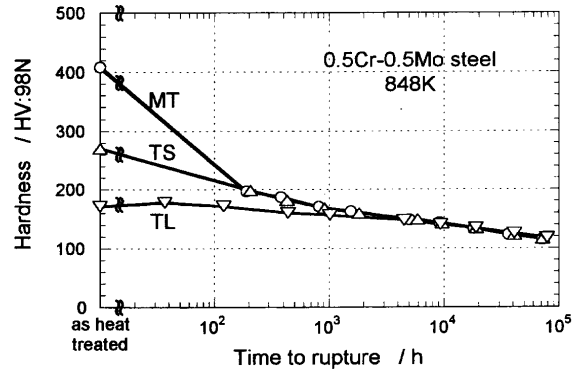


Fig. 6. Changes in hardness of MT, TS and TL with increase in time to rupture at 848K.

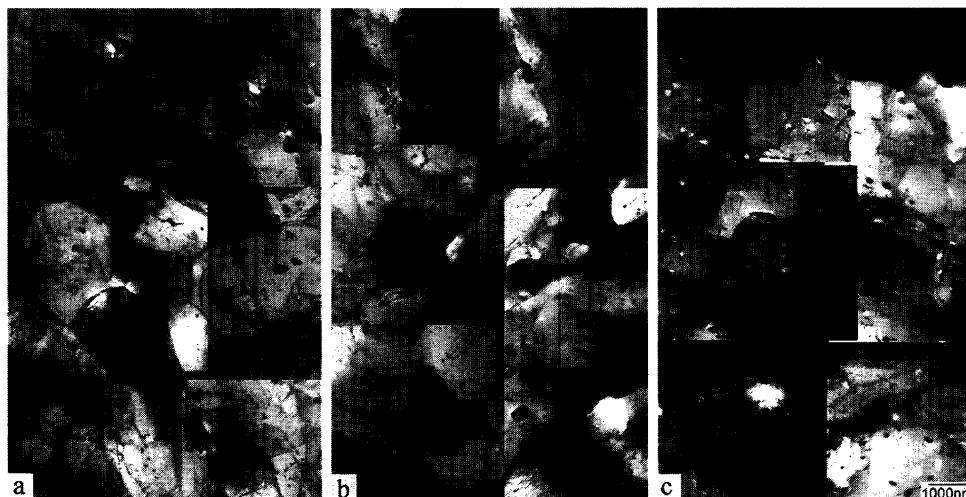
な硬さの差が認められる。しかし、クリープ破断時間の増加に伴いMTおよびTS材の硬さは急激に減少し、約1000 hでクリープ破断材の鋼種間差は極めて小さくなる。また、クリープ破断強度の鋼種間差がほぼ消滅する約10000 h以上の長時間域では、クリープ破断材の硬さも鋼種によらず同程度である。

848K-59 MPaでクリープ破断したMT, TSおよびTL材のTEM明視野像をFig. 7に示す。848K-59 MPaでのクリープ破断時間は3鋼種とも9000~10000 hであり、クリープ破断強度に鋼種間差は認められない。いずれの鋼種でもクリープ破断材ではクリープ試験前のマルテンサイトあるいは焼戻しマルテンサイト組織の回復が十分に進行しており、試料全面が数 $\mu\text{m}$ 程度のサブグレインで覆われている。また、クリープ試験前に認められた焼戻しによる組織の違いが全く認められない。したがって、焼戻しによる初期組織の違いは短時間クリープ強度には影響を及ぼすが、マルテンサイト組織の回復が十分に進行して焼戻しによる初期組織の違いが消滅した長時間域では、クリープ強度に及ぼす焼戻しの影響はほぼ消滅する。

### 3.4 ベイナイト組織

848K-59 MPaにおけるBT材のクリープ速度-時間曲線をMT, TSおよびTL材の結果と併せてFig. 8に示す。マルテンサイトおよび焼戻しマルテンサイト組織の3鋼種は、約100 h以下の短時間域を除き、ほぼ同じクリープ変形挙動を示すが、BT材はクリープ試験開始直後から破断までのすべての時間域で他の3鋼種よりも小さなクリープ速度を示す。また、いずれも同程度の時間でクリープ破断した他の3鋼種に比べてBT材のクリープ破断時間は3倍程度長い。

848K-59 MPaでクリープ破断したBT材のTEM明視野像をFig. 9に示す。ベイナイト組織の回復が十分に進行し、試料全面が数 $\mu\text{m}$ 程度のサブグレインで覆われ、転位密度は著しく低下している。また、この破断試験片の組織は、同一のクリープ試験条件(848K-59 MPa)でクリープ破断したMT, TSおよびTL材の組織(Fig. 7)と同様の組織であり、



a) MT :  $t_r = 9,159.3h$       b) TS :  $t_r = 9,632.9h$       c) TL :  $t_r = 9,358.2h$

Fig. 7. Bright field TEM images of MT, TS and TL specimens creep ruptured at 848K-59 MPa.

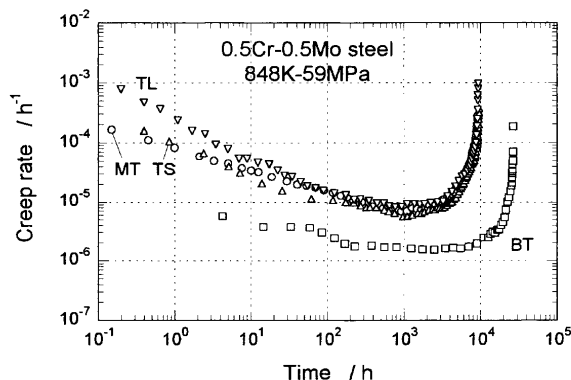


Fig. 8. Creep rate vs. time curves of MT, TS, TL and BT at 848K-59 MPa.



Fig. 9. Bright field TEM image of BT specimen creep ruptured after 26517.1 h at 848K-59 MPa.

明確な違いは認められない。ところで、マルテンサイト組織の場合、クリープ変形中の組織変化により焼戻しによる初期組織の違いが消滅した長時間側ではクリープ強度の違いも消滅した。しかし、ベイナイト組織の場合には約27000hのクリープ破断後には、マルテンサイト組織の試料と同様の組織形態にまで十分に回復が進行しているにもかかわらず、3.2節で述べたように、さらに低応力・長時間の領域においてもベイナイト組織はマルテンサイト組織よりも明らかに高いクリープ強度を有している。長時間域においてもベイナイトとマルテンサイトでクリープ強度の違いが生じる原因の一つとして、組織の回復速度の違いが考えられる。すなわち、ベイナイトおよびマルテンサイト組織の回復は炭化物の凝集・粗大化と密接に関連するが、ベイナイト組織よりもマルテンサイト組織の方がセメンタイトの粗大化速度は大きい<sup>15)</sup>。そのため、マルテンサイトよりもベイナイトの方が組織の回復速度が小さく、ベイナイトの方がマルテンサイトよりも高い長時間クリープ強度を有すると推察される。したがって、焼入れ後の焼戻しは

マルテンサイト組織の長時間クリープ強度にほとんど影響を及ぼさないのに対して、 $\gamma/\alpha$ 変態挙動の違い、すなわちマルテンサイト変態とベイナイト変態の違いは長時間クリープ強度に対して明確な影響を及ぼすことが明らかとなった。

### 3.5 焼なまし組織

848K-31 MPaにおける供試鋼5鋼種のクリープ曲線とクリープ速度-時間曲線をそれぞれFig.10およびFig.11に示す。マルテンサイトと焼戻しマルテンサイトの3鋼種(MT, TSおよびTL)はよく似たクリープ変形挙動を示し、クリープ破断時間も同程度である。しかし、これら3鋼種に比べてベイナイト(BT)および焼なまし組織(FP)のクリープ変形量は極めて少なく、80000hでのBT材およびFP材のクリープひずみは、それぞれ約0.02および約0.01である。また、FP材のクリープ速度はクリープ試験開始直後から最も小さい。このように、オーステナイト領域からの冷却過程における $\gamma/\alpha$ 変態挙動の違いは長時間クリープ強度に

対して明確な影響を及ぼし、マルテンサイト組織やベイナイト組織に比べて、徐冷による焼なまし組織が最も高い長時間クリープ強度を有する。

FP材の848Kにおける負荷応力と瞬間ひずみとの関係をFig.12に示す。応力とひずみとの関係から、FP材の848Kにおける弾性限は80~100MPa程度であることがわかる。

FP材の848K, 応力31~176MPaにおけるクリープ速度-ひずみ曲線をFig.13に示す。瞬間ひずみの負荷応力依存性に対応して、応力の低下に伴いクリープ変形開始直後のひずみは減少する。また、クリープ変形開始直後からクリー

プ速度が最小値を示すまでの遷移クリープ域ではクリープ速度が大きく減少し、その減少比は約3桁である。しかし、低応力の39および31MPaではクリープ変形開始直後から極めて小さなクリープ速度を示すため、49MPa以上の高応力条件で認められる明確な遷移クリープは観察されず、クリープ変形の進行に伴うクリープ速度の変化の程度は極めて小さい。

848K-59MPaでクリープ破断したFP材のTEM明視野像をFig.14に示す。クリープ試験前(Fig. 1(e))に比べて多くの炭化物が析出しており、粒界近傍ではサブバウンダリーの形成もわずかに認められる。粒内に析出した炭化物はクリープ強度に影響を及ぼす可能性がある。行俊ら<sup>11)</sup>は、長時間側で炉冷材が水冷材および油冷材よりも高いクリープ強度を示すのは、粒内に針状炭化物が析出するためであると報告している。しかし、炭化物のサイズや分散形態はFig. 7およびFig. 9に示した他の鋼種のクリープ破断材と同程度であり、転位密度は著しく低いことから、FP材の優れた長時間クリープ強度を炭化物の析出強化で説明することはできないと思われる。焼なまし材の初期組織は転位密度が著しく低く、弾性限よりもかなり低い負荷応力下では転位の発生も極めて少ない。したがって、低応力では焼なまし材のクリープ変形を担う可動転位密度はマルテンサイ

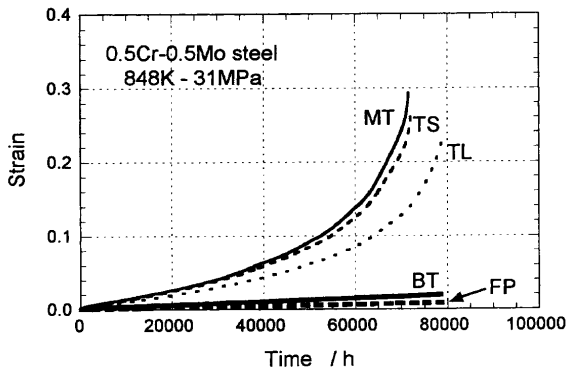


Fig. 10. Creep curves of the steels at 848K-31MPa.

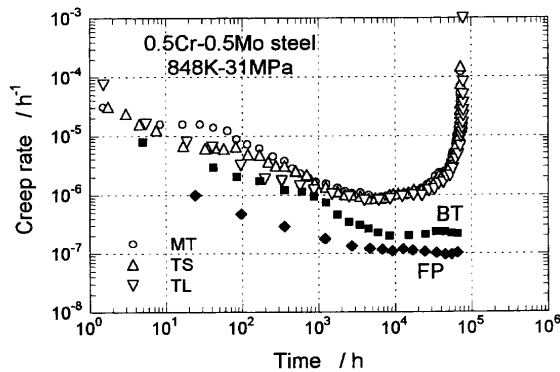


Fig. 11. Creep rate vs. time curves of the steels at 848K-31MPa.

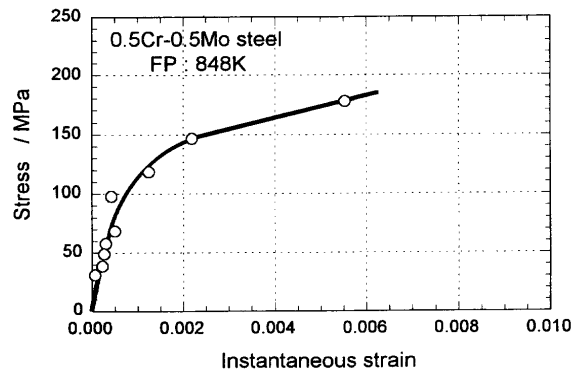


Fig. 12. Stress dependence of instantaneous strain at the loading on FP specimen at 848K.

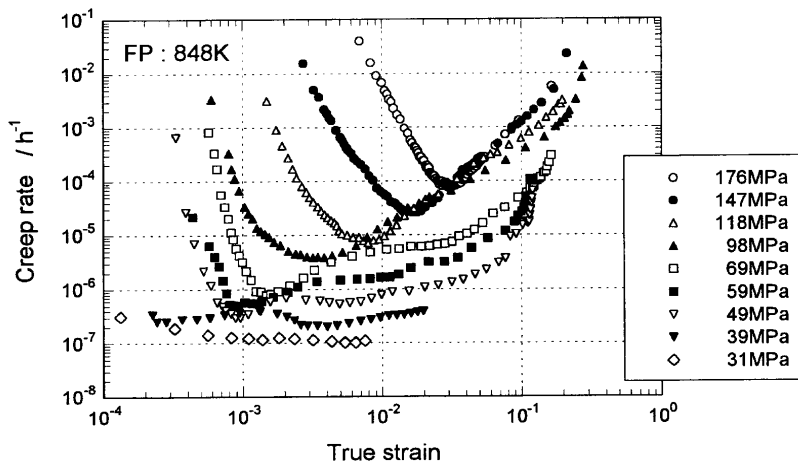


Fig. 13. Creep rate vs. strain curves of FP specimen at 848K.

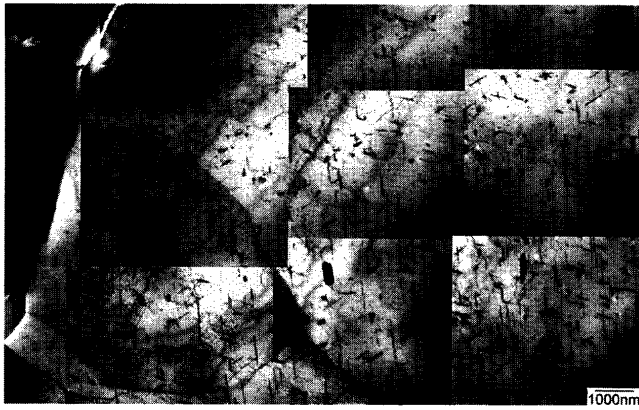


Fig. 14. Bright field TEM image of FP specimen creep ruptured after 25150.5 h at 848K-59 MPa.

ト組織やベイナイト組織に比べて著しく低いと考えられる。ところで、クリープ速度は次式で表示することができる。

$$d\varepsilon/dt = \rho b v \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 $d\varepsilon/dt$ はクリープ速度、 $\rho$ は可動転位密度、 $b$ はバーガースベクトル、 $v$ は転位の移動速度である。析出強化や固溶強化等では、可動転位の易動度((1)式の $v$ )を低下させることによりクリープ速度を低下させる。一方、(1)式から、転位の移動速度でなく、可動転位密度が減少することによってもクリープ速度は低下することがわかる。

マルテンサイト組織とベイナイト組織では、オーステナイト域からの冷却過程におけるマルテンサイトあるいはベイナイト変態時に多量の転位が導入される。そのため、負荷応力が弾性限より十分に低く、応力負荷による転位の発生量が極めて少ない場合でも、マルテンサイトおよびベイナイト組織に存在する多量の転位は組織の回復により徐々に可動転位となるため、クリープ変形を引き起こす多量の可動転位が存在する。しかし、炉冷により焼なまし組織ではクリープ試験前に存在する転位が極めて少ない。そのため、負荷応力が弾性限より十分に低く、応力負荷による転位の発生量が極めて少ない場合、焼なまし材の可動転位密度は極めて低い。したがって、49 MPa以上の高応力域では、応力負荷により多量の転位が発生するため、クリープ試験開始直後に大きなクリープ速度を示し、遷移クリープ域でクリープ速度が大きく減少するが、39 MPa以下の低応力域では応力を負荷しても転位の発生量が極めて少ないため、クリープ試験開始直後からクリープ速度は著しく小さな値を示すと考えられる。以上のことから、焼なまし材が最も高い長時間クリープ強度を有するのは、行俊ら<sup>11)</sup>が報告したように針状炭化物による析出強化によるのではなく、負荷応力が低い長時間域では、クリープ変形を引き起こす可動転位密度が低いためであると推察した。

ところで、ベイナイト組織はマルテンサイト組織と同様、フェライト+パーライト組織よりも高い転位密度を有する

が、Fig. 4に示したようにベイナイト組織はマルテンサイト組織よりも高いクリープ強度を有し、低応力・長時間域でも可動転位密度の低いフェライト+パーライト組織に近いクリープ強度を有する。ベイナイト組織およびマルテンサイト組織は高い転位密度を有するが、その大半は不動転位であり、炭化物の凝集・粗大化等の組織の回復の進行に伴い不動転位の一部が徐々に可動転位になると考えられる。3・4節で述べたように、ベイナイト組織はマルテンサイト組織よりも回復速度が遅いと考えられる。したがって、ベイナイト組織では組織の回復により不動転位が可動転位になり、クリープ変形に寄与する転位の単位時間あたりの発生量がマルテンサイト組織よりも少ないため、ベイナイト組織はマルテンサイト組織よりもクリープ速度が遅く、高いクリープ強度を有すると考えられる。また、ベイナイト組織がフェライト+パーライト組織に近いクリープ強度を有するのは、フェライト+パーライト組織に比べて極めて高い初期転位密度を有するが、マルテンサイト組織に比べて組織が安定であり、回復の進行が遅いため、不動転位から可動転位になりクリープ変形に寄与する転位の発生量が、フェライト+パーライト組織の可動転位密度と大きくは異なる程度に少ないためであると推察される。さらに、Fig. 9に示したようにベイナイト組織の長時間破断材は試料全面が数 $\mu\text{m}$ 程度のサブグレイン組織となっているが、フェライト+パーライト組織ではサブバウンダリーの形成がわずかに認められるものの結晶粒径はクリープ試験前と同様、20~30 $\mu\text{m}$ であることから、結晶粒径の違いも長時間クリープ強度に影響を及ぼす要因の一つと考えられる。

#### 4. 結言

0.5Cr-0.5Mo鋼の848Kにおける約80000hまでの長時間クリープ強度に及ぼす初期組織の影響を調べ、以下の結論を得た。

(1) マルテンサイト組織のクリープ強度に及ぼす焼戻しの影響は短時間域でのみ認められ、約10000h以上の長時間クリープ強度に及ぼす焼戻しの影響は極めて小さい。

(2) オーステナイト域からの冷却過程における $\gamma/\alpha$ 変態挙動の違いは、約80000hの長時間域でもクリープ強度に対して明確な影響を及ぼし、マルテンサイト組織よりもベイナイト組織の方が高い長時間クリープ強度を有し、焼なまし組織はベイナイト組織よりもさらに高い長時間クリープ強度を有する。

(3) ベイナイト組織がマルテンサイト組織よりも高い長時間クリープ強度を有するのは、ベイナイト組織の方がセメントタイトの粗大化速度が小さいことと密接に関連すると推察した。

(4) マルテンサイト組織やベイナイト組織では $\gamma/\alpha$ 変

態時に大量の転位が導入されるが、焼なまし組織では熱処理時の転位密度が低い。負荷応力が弾性限より十分に低く、応力負荷による転位の発生量が極めて少ない場合、焼なまし材のクリープ変形を引き起こす可動転位密度は極めて低い。そのため、約60MPa以下の低応力・長時間域では、焼なまし材が最も高いクリープ強度を有すると推察した。

## 文 献

- 1) R.Kehlhofer: Proc. of 6th Liège Conf. on Materials for Advanced Power Engineering 1998, Part 1, ed. by J.Lecomte-Beckers *et al.*, Forschungszentrum Jülich GmbH, Jülich, (1998), 3.
- 2) F.Abe, M.Igarashi, N.Fujitsuna, K.Kimura and S.Muneki: Proc. of 6th Liège Conf. on Materials for Advanced Power Engineering 1998, Part 1, ed. by J.Lecomte-Beckers *et al.*, Forschungszentrum Jülich GmbH, Jülich, (1998), 259.
- 3) F.Masuyama: Proc. of 6th Liège Conf. on Materials for Advanced Power Engineering 1998, Part 3, ed. by J.Lecomte-Beckers *et al.*, Forschungszentrum Jülich GmbH, Jülich, (1998), 1807.
- 4) K.Kimura, T.Matsuo, M.Kikuchi and R.Tanaka: *Tetsu-to-Hagané*, **72** (1986), 474.
- 5) T.Matsuo, K.Kimura, R.Tanaka and M.Kikuchi: Proc. of 4th Int. Conf. on Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures, ed. by B.Wilshire *et al.*, The Institute of Metals, London, (1990), 477.
- 6) T.Watanabe, Y.Monma, T.Matsuo and M.Kikuchi: Private Communication.
- 7) H.Kushima, K.Kimura and F.Abe: *Tetsu-to-Hagané*, **85** (1999), 841.
- 8) K.Kimura, H.Kushima and F.Abe: *Key Eng. Mater.*, **171-174** (2000), 483.
- 9) K.Kimura, H.Kushima, K.Yagi and C.Tanaka: *Tetsu-to-Hagané*, **77** (1991), 667.
- 10) K.Kimura, H.Kushima, K.Yagi and C.Tanaka: *Tetsu-to-Hagané*, **81** (1995), 757.
- 11) T.Yukitoshi and K.Nishida: *Tetsu-to-Hagané*, **59** (1973), 1113.
- 12) H.Kushima, K.Kimura, F.Abe, K.Yagi, H.Irie and K.Maruyama: *Tetsu-to-Hagané*, **85** (1999), 848.
- 13) K.E.Amin: *Mater. Sci. Eng.*, **51** (1981), 123.
- 14) NRIM Data Sheet on the Elevated-Temperature Properties of 0.5Cr-0.5Mo Steel Tubes for Boilers and Heat Exchangers (STBA 20), No. 20B, National Research Institute for Metals (NRIM), Tsukuba, (1994).
- 15) W.J.Nam: *ISIJ Int.*, **39** (1999), 1181.