

フェライト系耐熱鋼の長時間クリープ強度の基本特性

木村一弘*・九島秀昭*²・八木晃一*・田中千秋*

Fundamental Properties of Long-term Creep Strength for Ferritic Heat Resistant Steels

Kazuhiro KIMURA, Hideaki KUSHIMA, Koichi YAGI and Chiaki TANAKA

Synopsis:

In view of inverse sigmoidal form of stress *vs.* time to rupture curve, long-term creep strength of ferritic heat resistant steels has been investigated using a large number of long-term creep data in the NRIM Creep Data Sheets. It was observed that the inverse sigmoidal form of stress *vs.* time to rupture curve was caused not by the change in mechanisms of strengthening or deformation, but by the decrease in creep strength and by the approach to steady internal stress due to microstructural change. At lower stresses, the complex form of creep rate *vs.* time curve which had two minima in creep rate was found and attributed to the inverse sigmoidal form of stress *vs.* time to rupture curve. Comparing the creep rupture strength for the different kind of steels, the large difference in creep rupture life of about four orders of magnitudes was found at lower temperatures and higher stresses. At higher temperatures and lower stresses, however, the creep rupture strength of all ferritic steels investigated was almost the same. It was concluded that the creep strength of the ferritic heat resistant steels was reduced by the microstructural change and approached to the inherent values which were nearly the same for all ferritic steels investigated.

Key words: creep; creep rupture strength; ferritic heat resistant steel; microstructural change; stress *vs.* time to rupture curve; inverse sigmoidal form; inherent value of creep strength.

1. 緒 言

老朽化した火力発電設備の割合が年々増加するのに伴い、現有設備の寿命を延長させることの要求も高まりつつある。これに応えるためには、各構造部材の経年劣化の程度を的確に把握し、余寿命を精度良く予測する必要がある。これらの現状を踏まえて高温構造部材の高温、長時間使用に伴う強度低下の機構を解明しようとする研究が最近活発に行われてきた^{1)~22)}。例えば、蒸気タービンローターとして使用される Cr-Mo-V 鋼においては、旧オーステナイト粒界近傍で優先的に生ずる回復現象が²⁰⁾²¹⁾、またボイラーチューブ等に用いられる SUS304 においては σ 相の粒界析出によって粒界上の $M_{23}C_6$ 炭化物が消滅し、 $M_{23}C_6$ の粒界析出強化量の低下がクリープ抵抗を低下させること²¹⁾が明らかにされた。さらに γ' 析出強化型合金である Nimonic 80 A の高温長時間使用によるクリープ抵抗の低下には γ' 相に

よる粒界析出強化量の低下もまた重要であること²²⁾が指摘されている。以上のように、いくつかの材料については材質劣化を招く機構に関する知見が蓄積されつつあるが、ある程度広い範囲の鋼種にわたって組織変化に伴う強度低下を系統的に把握し、長時間側でのクリープ強度を定量的に評価及び推定するといった報告はほとんどない。

長時間クリープ強度、特に破断強度を推定する場合に、比較的短時間のデータに基づいたパラメーター外挿法が用いられる²³⁾。外挿法としては、Larson-Miller, Orr-Sherby-Dorn, Manson-Succop, Manson-Haferd 及び Manson-Brown 法などが提案されてきたが、長時間破断強度を精度よく推定する手法はいまだないといつてよい。長時間破断強度の外挿を困難にする最も大きな要因は組織変化に基づいて生ずるそれぞれの鋼種特有の応力-破断時間曲線を推定できないことによる。応力-破断時間曲線の勾配は長時間側で連続的に生じる材

平成 2 年 4 月本会講演大会にて発表 平成 2 年 8 月 29 日受付 (Received Aug. 29, 1990)

* 金属材料技術研究所 工博 (National Research Institute for Metals)

*² 金属材料技術研究所 (National Research Institute for Metals, 2-3-12 Nakameguro Meguro-ku, Tokyo 153)

質劣化により徐々に増大する場合がほとんどである。しかし、フェライト系耐熱鋼においては、応力-破断時間曲線に屈曲が生じ、曲線の勾配が長時間側で小さくなって逆 S 字型の曲線を示すことが多数報告されている^{24)~27)}。逆 S 字型の応力-破断時間曲線が生じる原因は二つの強化機構が存在し、それらが有効に働く時間域が異なることにあって考えられてきた。すなわち、屈曲が生じる前に働いていた強化機構がある時間域で効果が減少するため応力-破断時間曲線の勾配が大きくなって屈曲が生じ、さらに長時間側で別の強化機構が働くようになってくるため勾配が再び減少して一定値になると考えられてきた。また、この応力-破断時間曲線の勾配の変化と同様、クリープ速度の応力指数、 n 値が変化することも指摘され、この場合、 n 値の変化をクリープの変形機構の変化として説明した報告もある^{28)~30)}。

一方、従来の考え方とは異なるモデルが BOLTON ら⁹⁾によって提案された。すなわち、Fig. 1 に示すように、短時間側で組織変化がない ($S_1 = S_1^0$) と想定した場合、直線 ABB' 上の破断寿命を示すが、組織変化 ($S_1 = S_1^0 \rightarrow S_1^f$) により強度が低下する時間域ではクリープ寿命は直線 BC 上を遷移し、応力-破断時間曲線の勾配が増大する。しかし、より長時間側では微細組織が完全に焼きなまされた、あるいは焼きもどされた安定な状態 ($S_1 = S_1^f$) になるため、直線 $C'D$ に沿ったクリープ寿命を示し、応力-破断時間曲線の勾配が小さくなる。このように、逆 S 字型の曲線にみられる屈曲は、例えば炭化物による析出分散強化量の低下といった組織変化

に基づく強度低下によって生じる点はこれまでの見解と大差ない。しかし、長時間側で勾配が再び減少して一定値になるのは、別の強化機構が働くようになったためではなく、完全になまされた安定な組織に達したことによるとした点はこれまでの見解とは大きく異なる。BOLTON らのモデルを支持する研究成果が、最近 Al 合金に関して報告された³¹⁾。しかし、フェライト系耐熱鋼の応力-破断時間曲線が逆 S 字型の形状を生ずる機構が BOLTON らのモデルで説明された例はない。応力-破断時間曲線において屈曲が生ずる機構を解明することは、長時間クリープ強度の経時変化を的確に把握するのみならず、新材料の開発に対しても有用な指針を与えるものと思われる。

そこで本研究では、フェライト系耐熱鋼のクリープ強度の長時間にわたる経時変化を的確に把握することを目的として、金材技研クリープデータシートの膨大な量のクリープ破断データを用い、応力-破断時間曲線が逆 S 字型の形状を示すようになる機構を検討した。

2. 実験方法

本研究で用いた供試材は金材技研クリープデータシートの中から選んだ 0.5Mo 鋼から 12Cr-1Mo-1W 鋼までの 10 種類のフェライト鋼で、各鋼種とも平均的クリープ強度を示すヒートである。強度評価に用いた Larson-Miller パラメーター (以後、LMP と標記する) には定数として 20 を使用した。

0.5Cr-0.5Mo 鋼のクリープ破断材については試験片平行部縦断面の光学顕微鏡及び透過電子顕微鏡による組織観察とフェライト粒内の硬さ測定を行った。光学顕微鏡観察用試料の腐食液にはナイトルを用い、透過電子顕微鏡観察用薄膜試料は放電加工により直径 3 mm のディスク状試料を切り出した後、10% 過塩素酸アルコール溶液を用いて、双ジェット電解研磨により作製した。フェライト粒内の硬さにはマイクロビッカース硬さ試験機を用い、荷重 0.49N にて行った。

3. 実験結果及び考察

3.1 0.5Cr-0.5Mo 鋼の長時間クリープ強度

723, 773, 823 及び 873 K における 0.5Cr-0.5Mo 鋼の応力-破断時間曲線を Fig. 2 に示す。723 及び 773 K においては破断時間の増加に伴い曲線の勾配は単調に増大する。しかし、823 K における曲線の勾配は短時間側では破断時間の増加に伴い増大するが、応力が約 100 MPa 以下、破断時間が約 10 000 h を超えると、逆に小さくなり、また直線的になる。873 K においても応力が

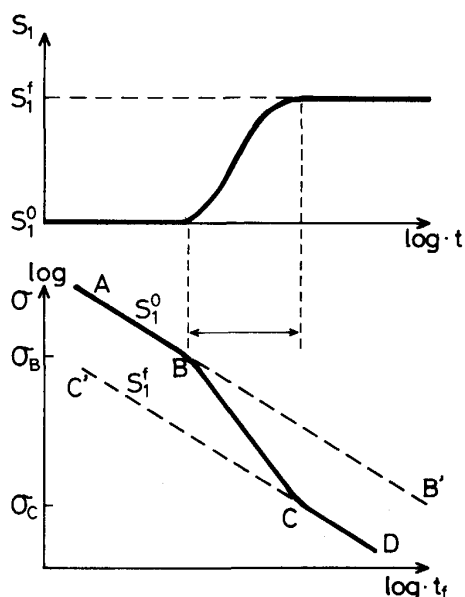


Fig. 1. Schematic representation concerning the effect of thermally induced microstructural changes on creep life⁹⁾.

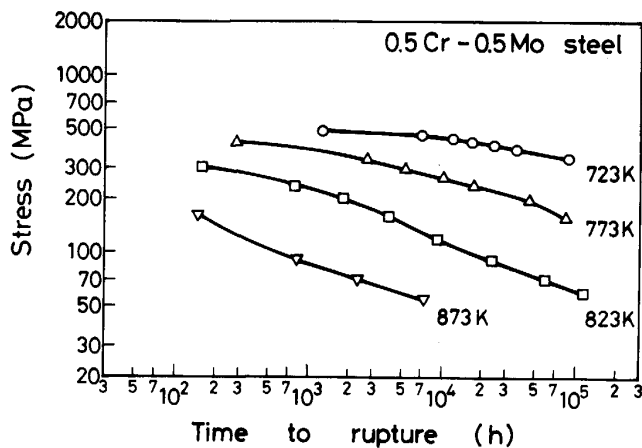


Fig. 2. Stress vs. time to rupture curves of 0.5Cr-0.5Mo steel at 723, 773, 823 and 873 K.

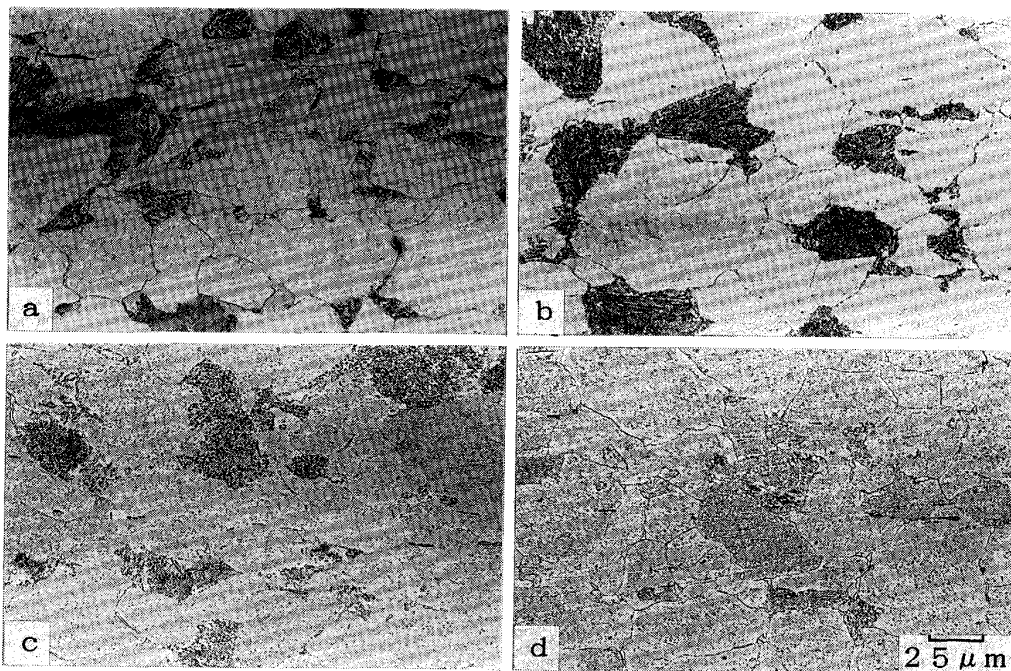
約 100 MPa 以下になると曲線の勾配は減少して、823 K の長時間側の直線とほぼ平行になる。

Fig. 2 の結果を LMP で整理すると、723 K から 873 K までのすべての試験結果が一本の曲線で整理された。曲線の勾配は LMP の値の増加に伴い増大したが、Fig. 2 の結果同様応力が約 100 MPa 以下、すなわち LMP 値としては約 20 000 以上になると曲線の勾配が小さくなり、曲線の形状は逆 S 字型の挙動が明確に認められた。

Fig. 2 の応力-破断時間曲線において逆 S 字型の挙動

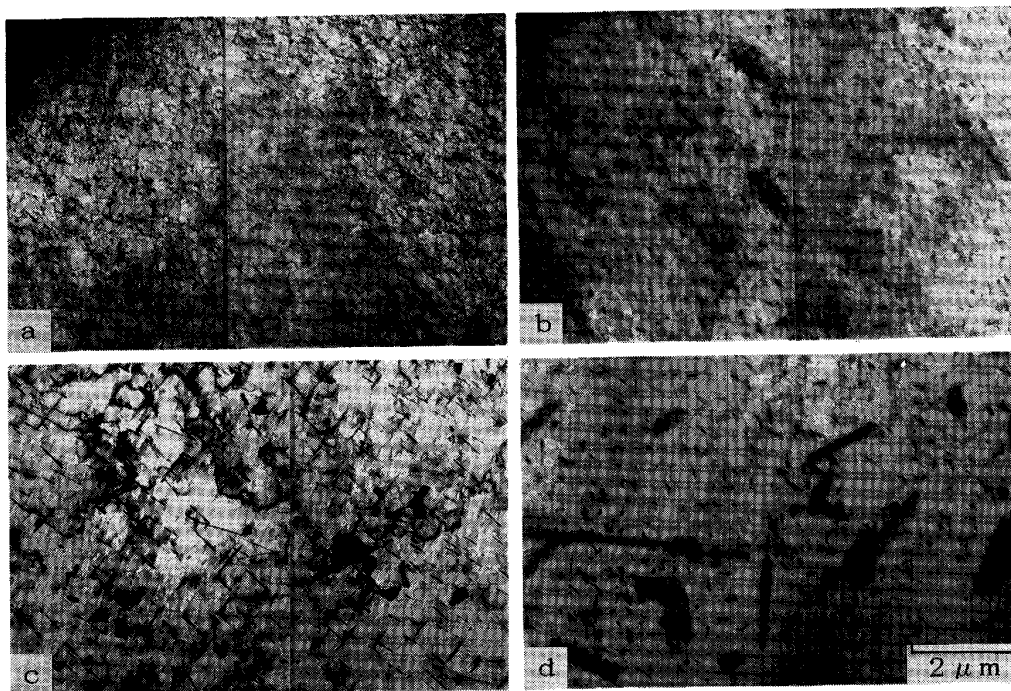
が認められた 823 K において、約 200, 2 000, 20 000 及び最長の 110 000 h で破断した試料の光学顕微鏡組織を Photo. 1 に示す。最も短時間の約 200 h 破断材(a) フェライト+パーライト組織であり、受入れ材と比べ明確な組織変化は光顕の範囲では認められなかった。しかし、約 2 000 h 破断材 (b) ではフェライト粒内に炭化物がわずかに析出している。約 20 000 h 破断材 (c) では、フェライト粒内に多量の炭化物が析出するとともに、パーライト領域では炭化物がまばらになり、層状組織が壊れている。また、粒界上の炭化物はかなり粗大化している。最も長時間の約 110 000 h 破断材 (d) ではフェライト粒内の炭化物の粗大化とパーライト組織の破壊がさらに進行しており、フェライト粒とパーライト領域との判別が困難である。

本供試鋼のようにフェライト、パーライトの二相混合組織では、変形の大半はフェライト粒で生じていると思われる。そこで Photo. 1 と同一の試料のフェライト粒内の透過電顕組織を Photo. 2 に示す。最も短時間の約 200 h 破断材 (a) では転位密度が著しく高く、0.1 μm 以下の微細な炭化物の析出が認められる。約 2 000 h 破断材 (b) では転位密度は若干低下しており、また、多量の粒状炭化物の析出が明確に認められる。応力-破断時間曲線の勾配が再び小さくなる時間域にある約 20 000 h で破断した試料 (c) では粒状の炭化物に加え、



a : $\sigma = 294 \text{ MPa}$, $t_r = 155.8 \text{ h}$ b : $\sigma = 196 \text{ MPa}$, $t_r = 1\,778.3 \text{ h}$
c : $\sigma = 88 \text{ MPa}$, $t_r = 23\,788.3 \text{ h}$ d : $\sigma = 59 \text{ MPa}$, $t_r = 112\,776.4 \text{ h}$

Photo. 1. Optical micrographs of 0.5Cr-0.5Mo steel ruptured at 294, 196, 88 and 59 MPa and 823 K.



a : $\sigma = 294$ MPa, $t_r = 155.8$ h b : $\sigma = 196$ MPa, $t_r = 1778.3$ h
 c : $\sigma = 88$ MPa, $t_r = 23788.3$ h d : $\sigma = 59$ MPa, $t_r = 112776.4$ h

Photo. 2. Transmission electron micrographs of 0.5Cr-0.5Mo steel ruptured at 294, 196, 88 and 59 MPa and 823 K.

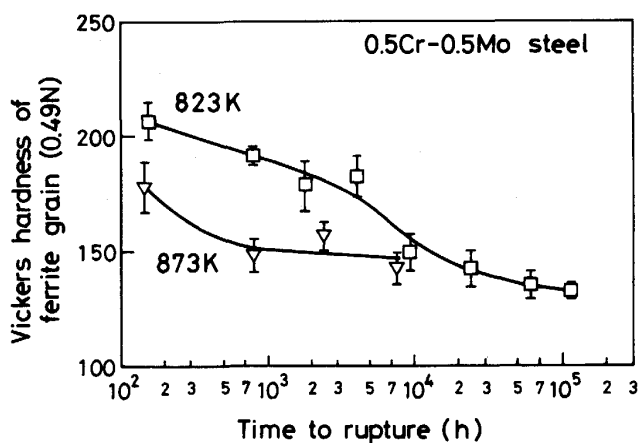


Fig. 3. Changes in Vickers hardness of ferrite grain for 0.5Cr-0.5Mo steel ruptured at 823 and 873 K.

Mo₂C と推定される針状炭化物が多量に析出しており、転位密度は著しく低下している。最長の約 110 000 h で破断した試料 (d) では炭化物の粗大化がさらに進行しており、転位密度も低い。

823 及び 873 K 破断材のフェライト粒内の硬さと破断時間との関係を Fig. 3 に示す。いずれの試験温度においても破断時間の増加に伴いフェライト粒内の硬さは減少するが、823 K では約 10 000 h を、また 873 K では

約 1 000 h を超えるとそれ以上硬さは減少せず、一定値を示す。硬さが一定値を示す時間域は、いずれの試験温度においても、応力-破断時間曲線の勾配が小さく、また直線的になる時間域 (Fig. 2) とほぼ一致している。したがって、823 K では約 10 000 h を、873 K では約 1 000 h を超えると析出炭化物の粗大化により析出強化の効果が消失し、強度がそれ以上低下しない一定レベルに到達し、そのため応力-破断時間曲線の勾配が小さくなり、逆 S 字型の形態を呈したものと考えられる。

以上の結果をまとめて時間に伴う組織因子の変化とそれに対応した強化量 (変形抵抗) の変化及び応力-破断時間曲線の形態を Fig. 4 に模式的に示した。なお、強化量を表すパラメーターとして変形抵抗を推測する内部応力を用いている。従来、フェライト系鋼において多数報告されてきたように、0.5Cr-0.5Mo 鋼においても、その応力-破断時間曲線は逆 S 字型の形状を示した。破断材の組織観察及び硬さ測定結果より、析出炭化物の粗大化という組織変化によって炭化物による析出分散強化量がある時間を超えると急激に低下し、それに対応して内部応力が低下する。さらに長時間側では析出分散強化量はほとんど消失し、内部応力がそれ以上低下しない一定値に達したために、応力-破断時間曲線が逆 S 字型の形態を呈したものと推察した。すなわち、応力-破断時

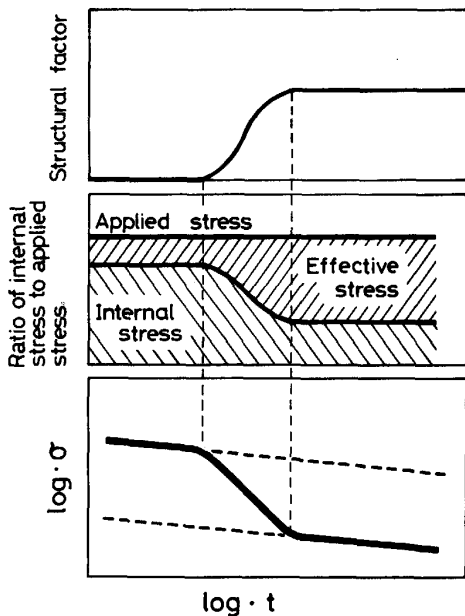


Fig. 4. Schematic representation concerning the effects of thermally induced microstructural changes on internal stress and creep life.

間曲線が逆 S 字型の形状を呈したのは従来の多くの報告にあるように、二つの強化機構の働く時間域が異なること、あるいは変形機構が変化するのではなく、BOLTON らのモデルと同様炭化物の粗大化という組織変化に基づいて、析出分散強化という一つの強化機構が働かなくなり、マトリックスの強度（以後基底強度と呼ぶ）によってのみクリープが支えられるようになったために生じたものと推論した。

3.2 逆 S 字型遷移とクリープ変形挙動

前節では 0.5Cr-0.5Mo 鋼のクリープデータについて検討を行い、析出炭化物の粗大化に伴い析出分散強化量が低下して基底強度に達したため、逆 S 字型の応力-破断時間曲線が現出したものと推察した。そこで本節では、0.5Cr-0.5Mo 鋼と同様、逆 S 字型の応力-破断時間曲線が明確に認められる 1.25Cr-0.5Mo-Si 鋼について、応力-破断時間曲線が逆 S 字型を示すクリープ破断条件下のクリープ変形挙動について検討を行う。

1.25Cr-0.5Mo-Si 鋼の 773, 823, 873 及び 923 K における応力-破断時間曲線を Fig. 5 に示す。773 及び 823 K では逆 S 字型の挙動が明確に認められる。すなわち、773 及び 823 K において、破断時間がそれぞれ約 10 000 h 及び約 500 h において長時間側の安定状態に対応した勾配の小さな直線領域へと遷移している。なお、873 及び 923 K では破断時間がそれぞれ約 5 000 及び 500 h を超えた長時間側で急激な寿命低下が認められるが、これは試験片の酸化の程度が著しいため、酸化によ

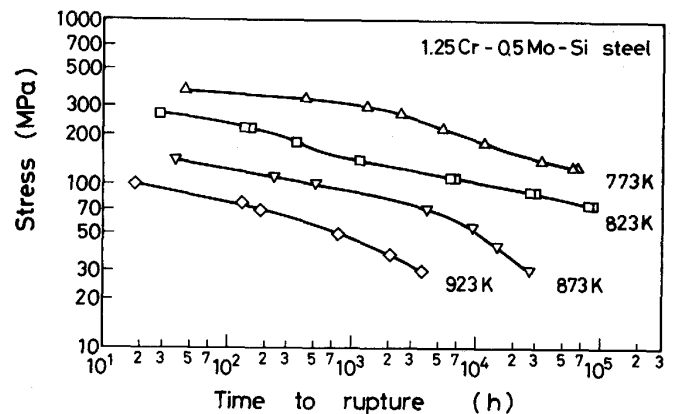


Fig. 5. Stress vs. time to rupture curves of 1.25Cr-0.5Mo-Si steel at 773, 823, 873 and 923 K.

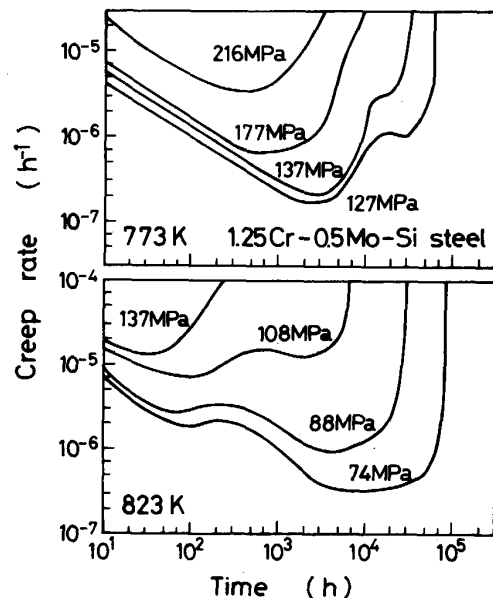


Fig. 6. Creep rate vs. time curves of 1.25Cr-0.5Mo-Si steel at 773 and 823 K.

る試料の減肉に対応したものであり、本質的な強度低下によるものではないと思われる³²⁾。

1.25Cr-0.5Mo-Si 鋼の 773 及び 823 K における数応力レベルでのクリープ速度-時間曲線を Fig. 6 に示す。通常、クリープ変形は遷移、定常及び加速の三つの領域、あるいは定常域がなく、遷移及び加速の二つの領域から形成されると考えられている。しかし、773 K では約 10 000 h を、また 823 K では約 500 h を超えるとクリープ速度が再び減少を開始し、長時間の試験ではクリープ速度の極小値を二つ示すという複雑な形状を呈している。いったんは加速したクリープ速度が再び減少を始める時間域は、Fig. 5 の応力-破断時間曲線で認められた長時間側の安定状態へ遷移する時間域とよく対応している。このように、従来の概念とは異なり、クリープ速

度-時間曲線が複雑な形態を呈するという現象は、すでに KLUEH³³⁾³⁴⁾ が 2.25Cr-1Mo 鋼で、また坂本ら³⁵⁾ も 2.25Cr-1Mo 鋼, SUS304 及び SUS316 で見出している。とくに KLUEH はフェライト系耐熱鋼である 2.25Cr-1Mo 鋼のクリープ速度-時間曲線でクリープ速度が二つの極小値を示す点について検討しており、短時間側が Mo と C の固溶強化に、また、長時間側は針状炭化物 Mo_2C の析出分散強化が働くようになることに対応するものと報告している³³⁾³⁴⁾。しかし、クリープ速度が再び減少し、二つめの極小値を示す長時間側は、応力-破断時間曲線の勾配が小さくなる基底強度に達した時間域に対応している。

そこで、前節の結果に基づいてクリープ速度-時間曲線が複雑な形状を示す機構について考察した結果を Fig. 7 に示す。これは前節の Fig. 4 の内部応力の変化とそれに対応したクリープ速度-時間曲線の形態を模式的に示したものである。炭化物による析出分散強化量を一定と仮定した場合のクリープ速度-時間曲線、ABC と、長時間側の基底強度に達した場合の曲線 A'B'C' は、ともに図に示すように古典的なクリープ速度-時間曲線を示すものと考えられる。しかし、高温でのクリープ変形中に生ずる組織変化するなか炭化物の粗大化により析出分散強化量が低下すると、それに対応してクリープ速度は図中の B から B' へ遷移するものと思われる。その結果クリープ速度-時間曲線は ABB'C' のようにクリープ速度の極小値を二つ有する複雑な形状を呈するものと考えられる。

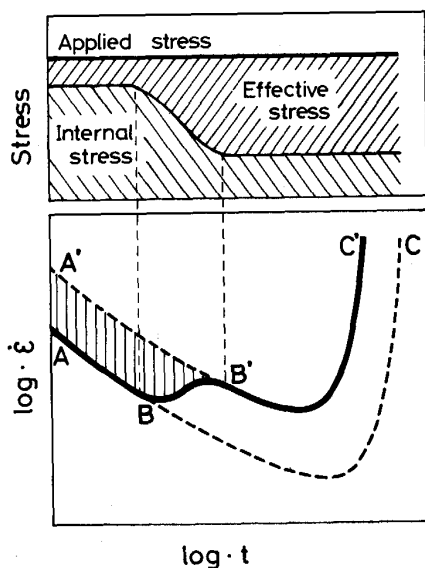


Fig. 7. Schematic representation concerning the effect of decrease in creep strength on the morphology of creep rate vs. time curve.

3.3 フェライト系耐熱鋼の基底強度

前節では、応力-破断時間曲線が逆 S 字型を示す場合、それに伴いクリープ速度-時間曲線は極小値を二つ有する複雑な形態を示すことを明らかにし、長時間側のクリープ変形が安定な基底強度に対応するものと推察した。したがって、材料の長時間クリープ強度を推定あるいは評価する場合、基底強度に対応した長時間側でのクリープ破断強度を検討する必要がある。そこで本節では、数種類のフェライト系耐熱鋼のクリープ強度を比較、検討することにより、長時間側の基底強度に達した場合のクリープ破断強度を考察する。

823 及び 873 K における 0.5Cr-0.5Mo 鋼, 2.25Cr-1Mo 鋼及び 1Cr-1Mo-0.25V 鋼の応力-破断時間曲線を併せて Fig. 8 に示す。823 K の高応力短時間側では 3 鋼種のクリープ破断強度は同程度であるが、応力の低下に伴い鋼種による強度差が増大する。これは鋼種により組織変化の速度が異なり、そのためクリープ強度の低下の速度が異なるためであると推察される。

一方、高温側の 873 K では、3 鋼種の中で最も強度の低い 0.5Cr-0.5Mo 鋼は約 1000 h を超えると曲線の勾配が小さく直線的になり、長時間側の安定状態へ遷移している。2.25Cr-1Mo 鋼は約 10000 h を超えると長時間側の安定状態へ遷移して、0.5Cr-0.5Mo 鋼のデータの延長線に漸近する。さらに、1Cr-1Mo-0.25V 鋼では逆 S 字型の挙動は認められないが、約 1000 h を超えるとクリープ破断強度は、1.25Cr-0.5Mo-Si 鋼で述べたように酸化の影響も若干はあるが急激に低下し、3 鋼

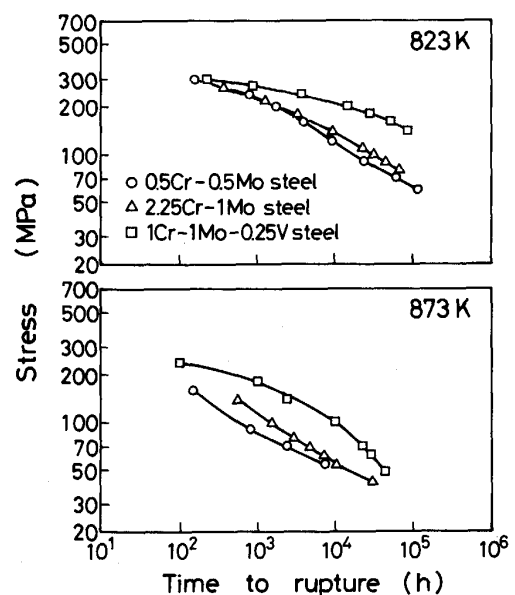


Fig. 8. Stress vs. time to rupture curves of 0.5Cr-0.5Mo steel, 2.25Cr-1Mo steel and 1Cr-1Mo-0.25V steel at 823 and 873 K.

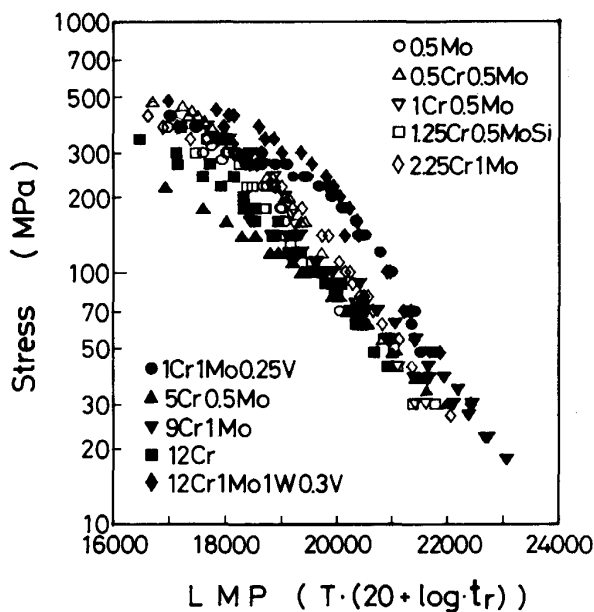


Fig. 9. Relation between stress and Larson-Miller Parameter of ferritic heat resisting steels studied.

種すべての強度がある共通の値に収斂する傾向が認められる。

このように、0.5Cr-0.5Mo 鋼、2.25Cr-1Mo 鋼及び 1Cr-1Mo-0.25V 鋼は、化学組成、熱処理及び初期組織等が異なるにもかかわらず、高温長時間側ではクリープ破断強度の差が減少した。そこで、より広い範囲の材料について長時間クリープ強度を比較することを目的として、金材技研クリープデータシートの中から選んだ Cr 無添加の 0.5Mo 鋼から最高 12%Cr を含む 12Cr-1Mo-W-V 鋼まで、10 種類のフェライト系耐熱鋼を選び出した。これら 10 種類の各材料について平均的な強度を持つヒートのクリープデータを抽出し、LMP (定数: 20) で整理して Fig. 9 に示す。低温、短時間側に相当する図の左上方では鋼種による強度差が大きく、200~300 MPa の応力レベルではクリープ破断時間に最高 4 桁程度の差が認められる。しかし、高温、長時間側、すなわち図の右下方に移行するのに伴い、鋼種による強度差の程度が小さくなり、全 10 鋼種のデータがある強度レベルに収斂する傾向が認められる。すなわち、高温、長時間の試験中に生ずる組織変化により、鋼種によるクリープ強度の差は小さくなり、10 鋼種すべての強度がほぼ同一レベルに到達している。この特性を Fig. 8 の結果と併せて考察すると、応力-破断時間曲線が逆 S 字型遷移を生じた場合、より長時間側で認められる安定な組織形態に対応したクリープ強度は、鋼種によらずフェライト系耐熱鋼に共通の基本的なクリープ強度であると考えられる。

以上の結果から、高温での長時間使用に伴って生ずる組織変化により、フェライト系耐熱鋼は最終的にはある一定のレベルにまで強度が低下し、その強度が鋼種を問わずほぼ同じであることが明らかとなった。したがって、化学組成、熱処理及び初期組織等の違いにより低温、短時間側のクリープ強度が異なるのは、最終的な安定状態である基底強度レベルに到達するまでの組織変化の過程及び速度が異なるからであり、このような観点から各組織因子のクリープ強度に及ぼす影響を整理、評価することにより、フェライト系耐熱鋼のクリープ強度をよりの確に把握することが可能になるものと思われる。

ところで、フェライト系耐熱鋼に共通の基底強度を決定する組織因子は、本質的に時間によってその効果の程度が変化しないものであると思われる。そこで、基底強度特性に及ぼす各強化因子の影響としては、以下のような点が考えられる。

i) 固溶強化

固溶強化はマトリックスの化学組成によって決定されるものであるため、固溶元素濃度が固溶限以下であり、析出等によりマトリックスの濃度変化がない場合、その状態での固溶元素濃度に対応した固溶強化は基底強度に影響するものと思われる。

ii) 析出強化

析出強化は高温強度を著しく向上させる有効な強化因子であるが、析出相は高温時効により粗大化し、最終的には転位のピンニング効果を失うと考えられるので、基底強度に対して本質的には影響しないと考えられる。

iii) 結晶粒径

結晶粒径は高温での長時間使用中において、比較的变化しない、安定な組織因子であり、長時間側の基底強度に対して影響を及ぼす因子であると思われる。ただし、熱処理において焼入処理が施され、マルテンサイトあるいはベイナイト等の初期組織を有するものは、サブグレイン化あるいはフェライト粒の形成等により結晶粒径が大きく変化するので、長時間側の組織形態を的確に把握することが必要である。

以上のような観点に基づいて、フェライト系耐熱鋼に共通の基本的なクリープ強度を把握するとともに、それを決定する組織因子を解明することが今後の最重要課題であり、有用な余寿命評価法の確立及び長時間使用部材の信頼性確保につながるものと思われる。

4. 結 論

本研究では、組織変化に伴う強度低下により応力-破断時間曲線が逆 S 字型を示すという BOLTON らが提案

した概念に基づき、金材技研のクリープデータシートのデータを用いて、フェライト系耐熱鋼の長時間クリープ強度特性について検討を行った結果、以下の結論を得た。

1) フェライト系の耐熱鋼である 0.5Cr-0.5Mo 鋼の高温クリープにおいて、応力が約 100 MPa 以下になると応力-破断時間曲線の勾配が小さくなり、逆 S 字型の挙動が認められた。

2) 0.5Cr-0.5Mo 鋼の 823 K 破断材について組織観察及びフェライト粒内の硬さ測定を行った結果、応力-破断時間曲線で認められた逆 S 字型の挙動が、強化機構、あるいは変形機構の変化に起因するのではなく、析出炭化物の粗大化に伴う析出強化量の低下及び消失という組織変化に伴う強度変化に対応するものと推察した。

3) 1.25Cr-0.5Mo-Si 鋼の応力-破断時間曲線とクリープ速度-時間曲線について検討を行った結果、応力-破断時間曲線において逆 S 字型の挙動を示す場合、それに対応してクリープ速度-時間曲線は二つのクリープ速度の極小値を有する複雑な形態を示すことを明らかにした。また、長時間側のクリープ速度が長時間側での安定な組織形態に対応するものと推察した。

4) 化学組成、熱処理及び初期組織の大きく異なる 10 鋼種のフェライト系耐熱鋼についてクリープ強度を比較、検討した結果、低温、短時間側ではクリープ破断時間に最高 4 桁程度の大きな差があるが、高温、長時間側に移行するのに伴い徐々に鋼種による強度差が小さくなり、全 10 鋼種の強度があるレベルに収斂する傾向が認められた。

5) 以上の結果より、高温での長時間使用に伴う組織変化により、フェライト系耐熱鋼は最終的にはある一定のレベルにまでクリープ強度が低下し、それが鋼種を問わずほぼ同程度であることを明らかにした。化学組成、熱処理及び初期組織等の違いにより低温、短時間側のクリープ強度特性が異なるのは、最終的な安定状態の基底強度レベルに到達するまでの組織変化の過程及び速度が異なるからであり、このような観点からフェライト系耐熱鋼のクリープ強度の基本特性を的確に把握するとともに、共通の基底強度を決定する組織因子を解明することが今後の最重要課題であると結論した。

文 献

- 1) G. J. P. BUCHI, J. H. R. PAGE and M. P. SIDEY: J. Iron Steel Inst., **203** (1965), p. 291
- 2) 行俊照夫, 吉川州彦: 学振 123 委研究報告, **15** (1974), p. 125
- 3) G. L. DUNLOP and R. W. K. HONEYCOMBE: Met. Sci., **10** (1976), p. 124
- 4) K. R. WILLIAMS and B. WILSHIRE: Mater. Sci. Eng., **28** (1977), p. 289
- 5) 中橋昌子, 伊藤昌行, 中村新一, 小松周一, 中山義夫: 学振 123 委研究報告, **18** (1977), p. 89
- 6) 小松周一, 中村新一, 中橋昌子: 学振 123 委研究報告, **19** (1978), p. 123
- 7) R. A. STEVENS and P. E. J. FLEWITT: Mater. Sci. Eng., **37** (1979), p. 237
- 8) K. R. WILLIAMS and B. J. CANE: Mater. Sci. Eng., **38** (1979), p. 199
- 9) C. J. BOLTON, B. F. DYSON and K. R. WILLIAMS: Mater. Sci. Eng., **46** (1980), p. 231
- 10) K. R. WILLIAMS and B. WILSHIRE: Mater. Sci. Eng., **47** (1981), p. 151
- 11) 山田政之, 渡辺 修, 小松周一, 中村新一: 学振 123 委研究報告, **22** (1981), p. 1
- 12) L. P. STOTER: J. Mater. Sci., **16** (1981), p. 1039
- 13) 新谷紀雄, 横井 信, 京野純郎, 村田正治, 田中秀雄: 学振 123 委研究報告, **22** (1981), p. 189
- 14) 新谷紀雄, 田中秀雄, 貝瀬正次, 村田正治, 横井 信: 学振 123 委研究報告, **23** (1982), p. 263
- 15) 川口 要, 柏田 潤, 吉田 稔, 堺 松成: 火力原子力発電, **33** (1982), p. 899
- 16) J. M. SILCOCK: Met. Sci., **17** (1983), p. 101
- 17) R. B. CARRUTHERS and M. J. COLLINS: Met. Sci., **17** (1983), p. 107
- 18) 田中 勝, 半谷文雄, 近藤義宏, 行方二郎: 学振 123 委研究報告, **24** (1983), p. 373
- 19) 山口泰広, 田中 勝, 松村智秀, 行方二郎, 近藤義宏: 鉄と鋼, **71** (1985), S618
- 20) 木村一弘, 松尾 孝, 菊池 實, 田中良平: 鉄と鋼, **72** (1987), p. 474
- 21) 木村一弘: 東京工業大学学位論文 (1987)
- 22) A. M. ELBATAHGY, 松尾 孝, 菊池 實: 鉄と鋼, **76** (1990), p. 767
- 23) 横井 信, 門馬義雄: 鉄と鋼, **65** (1979), p. 831
- 24) 耳野 亨, 木下和久, 井原義人: 学振 123 委研究報告, **9** (1968) 2, p. 1
- 25) 行俊照夫, 西田和彦: 材料, **21** (1972), p. 204
- 26) 横井 信, 新谷紀雄, 田中秀雄: 学振 123 委研究報告, **15** (1974), p. 113
- 27) 横井 信, 宮崎昭光, 池田定雄, 新谷紀雄, 馬場栄次: 学振 123 委研究報告, **17** (1976), p. 69
- 28) B. WALSER: Met. Sci., **13** (1979), p. 49
- 29) O. A. RUANO, A. K. MILLER and O. D. SHERBY: Mater. Sci. Eng., **51** (1981), p. 9
- 30) 角屋好邦, 後藤 徹: 鉄と鋼, **76** (1990), p. 1171
- 31) S. F. CLAEYS and J. W. JONES: Met. Sci., **18** (1984), p. 432
- 32) 金子隆一, 本郷宏通, 長島伸夫, 門馬義雄, 田中千秋: 材料とプロセス, **1** (1988), p. 900
- 33) R. L. KLUEH: Mater. Sci. Eng., **35** (1978), p. 239
- 34) R. L. KLUEH: Metall. Trans. A, **9** (1978), p. 1591
- 35) 坂本正雄, 八木晃一, 森下 弘, 久保 清, 門馬義雄, 田中千秋: 材料, **39** (1990), p. 674