

改良 9Cr-1Mo 鋼の長時間クリープ変形に伴う材質劣化

九島 秀昭*・木村 一弘*・阿部 富士雄*

Degradation of Mod.9Cr-1Mo Steel during Long-term Creep Deformation

Hideaki KUSHIMA, Kazuhiro KIMURA and Fujio ABE

Synopsis : Long term creep strength property of a Mod.9Cr-1Mo steel has been investigated in conjunction with changes in microstructure, in order to understand a degradation mechanism at the long term conditions. The predicted creep rupture lives from short term creep deformation data whose rupture lives are less than 1000 h, are consistent with the experimental data up to about 10000 h. In the long term region longer than about 10000 h, however, creep rupture lives become shorter than the predicted one with increase in time to rupture. In the specimens creep ruptured at short term region less than about 10000 h, homogeneous progress in recovery of tempered martensitic microstructure, such as increase in lath width and coarsening of subgrain, has been observed. On the other hand, remarkable progress in such recovery of the microstructure has been observed at the vicinity of prior austenite grain boundary for the specimen creep ruptured at long term region under the low stresses. Such preferential recovery along a prior austenite grain boundary can promote the beginning of tertiary creep under the low stress condition. It has been concluded that preferential recovery along a prior austenite grain boundary is a main factor of a degradation of the Mod.9Cr-1Mo steel during long term creep deformation.

Key words : creep; creep resistant steel; degradation; microstructural change; prior austenite grain boundary.

1. 緒言

近年、エネルギー効率の向上を目的として、火力発電プラントでは蒸気条件の高温・高圧化が求められている。管寄せ、主蒸気管等の大径厚肉部材には熱伝導が良く、熱膨張係数の小さなフェライト鋼が望ましいため、高強度フェライト系耐熱鋼の研究開発が活発に行われている^{1,2)}。

最近開発された9~12Crの高強度フェライト系耐熱鋼は、V, Nb添加による析出強化とW, Moによる固溶強化を利用して、優れたクリープ強度を有している³⁾。しかし、高温高圧の過酷な条件下では、長期間の使用中に組織変化に起因した材質劣化が生ずるため、クリープ強度は徐々に低下する^{4,5)}。したがって、より高強度のフェライト系耐熱鋼を開発するためには、高温長時間域で材質劣化をもたらす組織変化の要因を明確にし、高温での組織安定性を向上させることが重要である。

改良9Cr-1Mo鋼は約20年前に米国で開発され、すでに実機発電プラントで広く用いられている高強度フェライト系耐熱鋼である。改良9Cr-1Mo鋼の初期組織は焼戻しマルテンサイト組織であり、クリープ強度特性と組織との関連について多くの研究が行われている⁶⁻¹⁰⁾。しかし、これらの研究の多くはクリープ破断時間が1万時間程度の比較的短時間の現象に関するものであり、数万時間の長時間クリープ強度特性を組織変化と関連させて検討した報告は少ない。

そこで本研究では、改良9Cr-1Mo鋼の数万時間に及ぶ長時間クリープ強度特性と組織変化との関連を調べ、材質劣化をもたらす組織因子について検討を行うとともに、長時間クリープ強度を短時間で加速評価する手法についてクリープ変形特性の観点から考察を行った。

2. 供試材及び実験方法

供試材は、ボイラ・熱交換器用鋼管の改良9Cr-1Mo鋼 (ASME SA-213 T91)であり、クリープ試験データの一部はすでに金材技研クリープデータシート¹¹⁾として報告されている。供試鋼の化学組成をTable 1に、熱処理条件および旧オーステナイト結晶粒度番号をTable 2に示す。クリープ試験には平行部径6 mm、標点間距離30 mmの丸棒試験片を用い、823~998Kの温度範囲、30~240 MPaの応力範囲

Table 1. Chemical composition of the material used (mass%).

| C | Si | Mn | P | S | Ni | Cr | Mo | Cu | V | Nb | Al | N |
|------|------|------|-------|-------|------|------|------|-------|------|-------|-------|-------|
| 0.09 | 0.29 | 0.35 | 0.009 | 0.002 | 0.28 | 8.70 | 0.90 | 0.032 | 0.22 | 0.072 | 0.001 | 0.044 |

Table 2. Thermal histories and prior austenite grain size of the material used.

| Processing and thermal history | Austenite grain size number |
|---|-----------------------------|
| Hot extruded and cold drawn 1323K/10min AC 1038K/30min AC | 9.2 |

A.C. : Air cooling

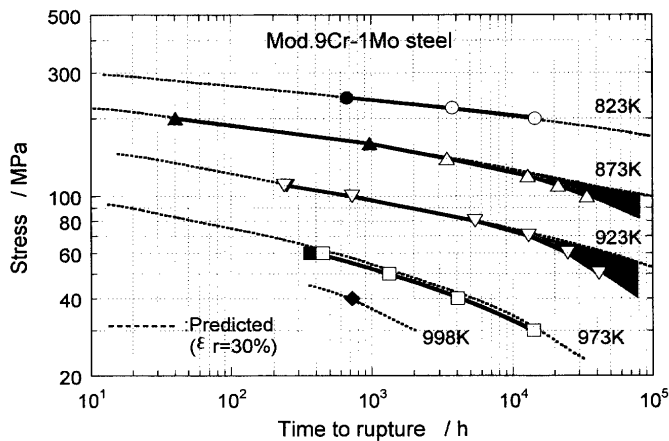


Fig. 1. Stress vs. time to rupture curves of the T91 steel. The predicted lines were estimated based on the data indicated by solid symbols.

で行った。823および873Kの全試験および923~998Kの高応力短時間試験についてはクリープ伸びを測定した。クリープ変形データの解析には修正θ法¹²⁾を用い、破断時間が1000h以下の短時間クリープ試験データに基づいて、長時間クリープ強度の予測を行った。

受入れ材およびクリープ破断材について、応力軸に平行な面について走査型電子顕微鏡(SEM)および透過型電子顕微鏡(TEM)による組織観察とピッカース硬さ測定(荷重98N)を行った。

3. 実験結果および考察

3.1 クリープ試験結果

供試材の823~998Kにおける応力-クリープ破断時間曲線をFig. 1に示す。なお、長時間クリープ強度を短時間で予測することを目的として、クリープ破断時間が1000h以下のソリッドシンボルで示した短時間試験データを修正θ法を用いて解析した。その結果得られた予測寿命曲線を破線で図中に併記した。1000h以下の短時間データから予測したクリープ破断寿命は、いずれの試験温度でも約10000hまでの範囲では実験値と良く対応している。しかし、約40000hまでのクリープ破断データが得られている873および923Kでは、約10000h以上の長時間側のクリープ破断寿命は短時間試験データからの予測値よりも短くなる。短時間データからの予測値よりもクリープ破断時間が短くなる時間帯は、いずれの試験温度でも約10000hを超えた長時間域であり、873Kでは約120MPa以下、923Kでは約70MPa以下の応力域である。

823および873Kにおける応力-最小クリープ速度曲線をFig. 2に示す。最小クリープ速度の見掛けの応力指数は高応力側で大きく、823Kでは全試験応力範囲で10以上の大きな値を示すが、873Kでは応力の低下に伴い16から7.4にまで低下する。

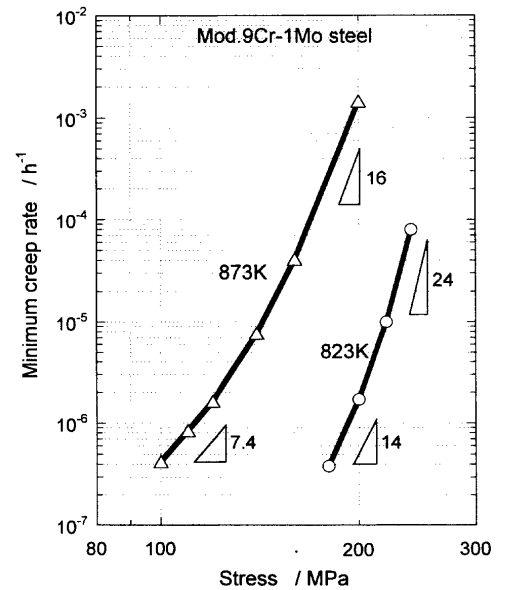


Fig. 2. Stress vs. minimum creep rate of the T91 steel tested at 823 and 873K.

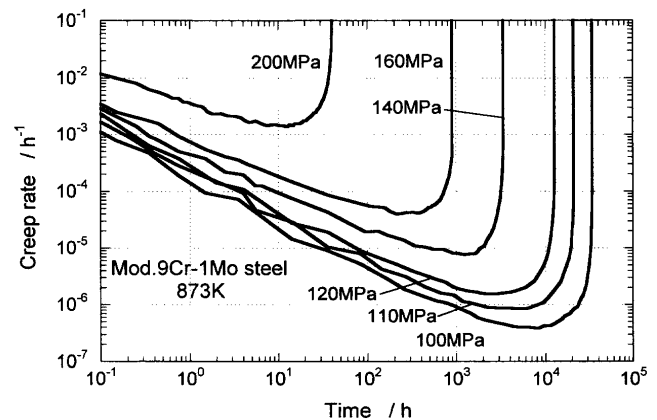


Fig. 3. Creep rate vs. time curves of the T91 steel tested over a range of stresses from 100 to 200 MPa at 873K.

873K、応力100~200MPaの6条件のクリープ速度-時間曲線をFig. 3に示す。いずれの応力でも遷移クリープの後、最小値を示して加速クリープに移行する単調なクリープ変形挙動を示し、定常クリープ域や複雑な屈曲等¹³⁾は認められない。

Fig. 3に示した873Kにおけるクリープ速度をクリープ破断寿命比に対して整理してFig. 4に示す。140MPa以上の高応力域では寿命の約0.3でクリープ速度は最小値を示すが、クリープ破断時間が10000h以上に相当する120MPa以下の低応力域では、寿命の約0.2でクリープ速度は最小値を示し加速クリープが開始する。そのため、高応力域に比べて低応力域の方がクリープ破断寿命に占める加速クリープ域の割合が大きい。

Fig. 3および4に示した873Kにおけるクリープ速度を真ひずみに対して整理してFig. 5に示す。クリープ速度とひずみとの関係は応力により大きく異なり、高応力域では

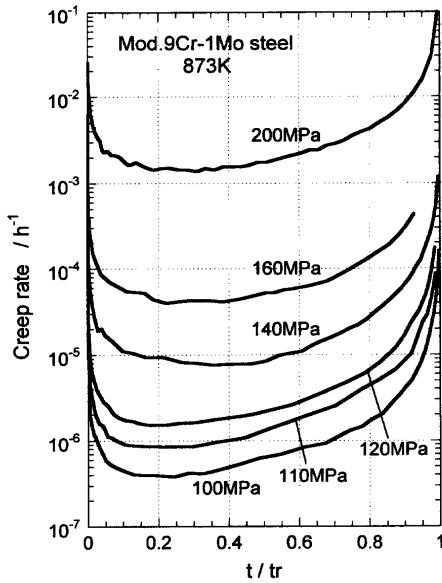


Fig. 4. Creep rate vs. life consumption ratio of the T91 steel tested over a range of stresses from 100 to 200 MPa at 873K.

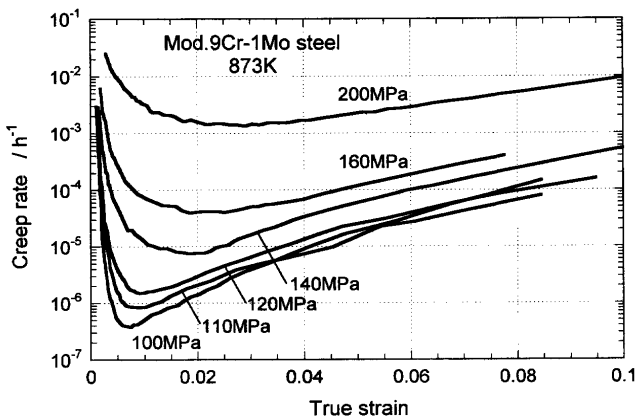


Fig. 5. Creep rate vs. true strain of the T91 steel tested over a range of stresses from 100 to 200 MPa at 873K.

0.02~0.03のひずみでクリープ速度は最小値を示すが、120 MPa以下の低応力域では0.01以下の小さなひずみでクリープ速度は最小値を示す。そのため、高応力域に比べて低応力域では小さなひずみで加速クリープが開始する。

クリープ破断伸びをクリープ破断時間に対して整理してFig. 6に示す。クリープ破断時間が約10000h以下の短時間域ではいずれの試験温度でも破断伸びは25~40%の比較的大きな値を示すが、約10000h以上の長時間域ではクリープ破断時間の増加に伴い破断伸びが減少する傾向が認められる。

以上の結果から、約10000hを超える低応力・長時間域のクリープ破断時間は短時間クリープ強度から予測される値よりも短くなり、それに対応して破断伸びも減少する傾向が認められた。また、そのような低応力・長時間クリープ試験条件では、小さな寿命比および低ひずみでクリープ速度は最小値を示し、加速クリープが開始することが明ら

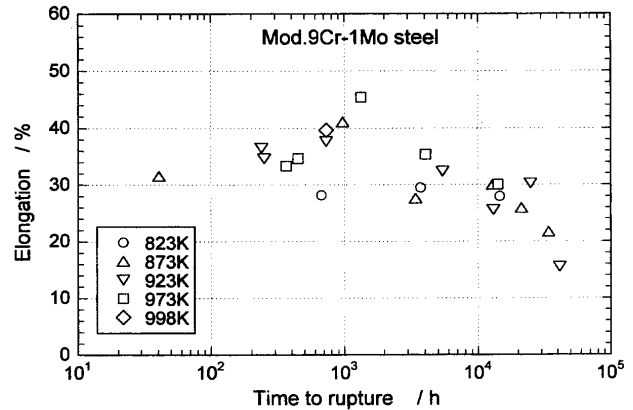


Fig. 6. Rupture elongation of the T91 steel tested over a range of temperatures from 823 to 998K.

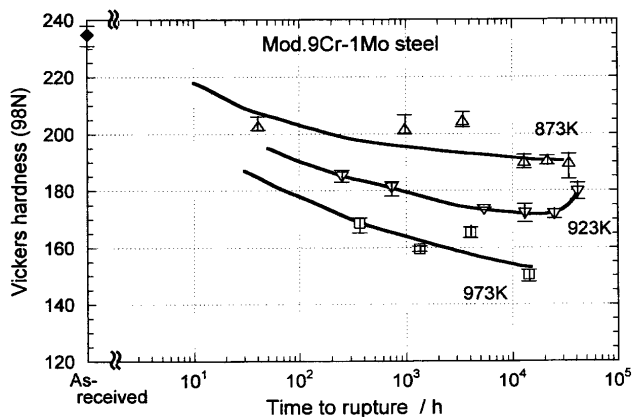


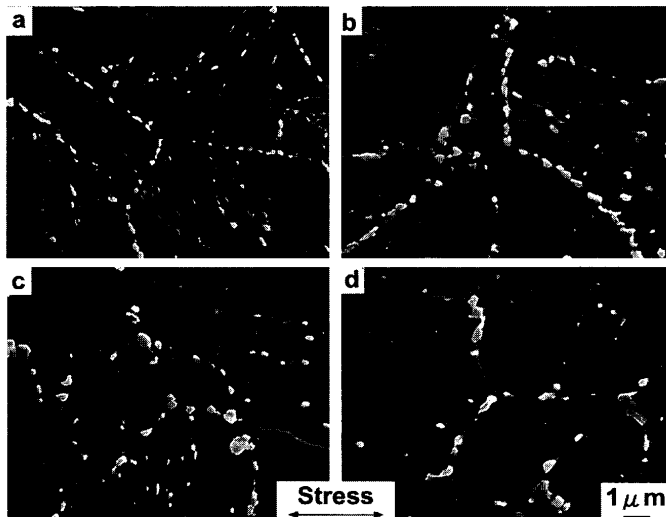
Fig. 7. Change in Vickers hardness with increase in time to rupture over a range of temperatures from 873 to 973K.

かとなった。

3・2 組織変化

受入れ材と873, 923および973Kでのクリープ破断材の硬さをFig. 7に示す。受入れ材の硬さはHV235であり、いずれの試験温度においても10000hまではクリープ破断時間の増加に伴い硬さは単調に減少する。しかし、10000h以上の長時間域では硬さは低下せず、923Kでは逆に上昇する傾向も認められる。

受入れ材および873Kにおける160, 120および100 MPa破断材のSEM組織をFig. 8に示す。受入れ材(a)では、旧オーステナイト粒界上に0.1 μm 程度の析出物が観察されるとともに、粒内では0.1 μm 程度の析出物と0.1 μm 以下の微細な析出物が観察される。160 MPa, 約970h破断材(b)では、旧オーステナイト粒界上の析出物が粗大化し、析出物が粒界を占める割合は受入れ材よりも増大しており、粒内には多量の微細な析出物が認められる。120 MPa, 約13000h破断材(c)では、粒界の析出物は0.3 μm 程度にまで凝集粗大化し、160 MPa破断材に比べて粒界析出物の数は減少している。写真中央部の粒界三重重点の左上および右斜め下の析出物のない粒界部分では、粒界が湾曲している



a) As-received b) 873K-160MPa, tr=971.2h
c) 873K-120MPa, tr=12,858.6h d) 873K-100MPa, tr=34,141.0h

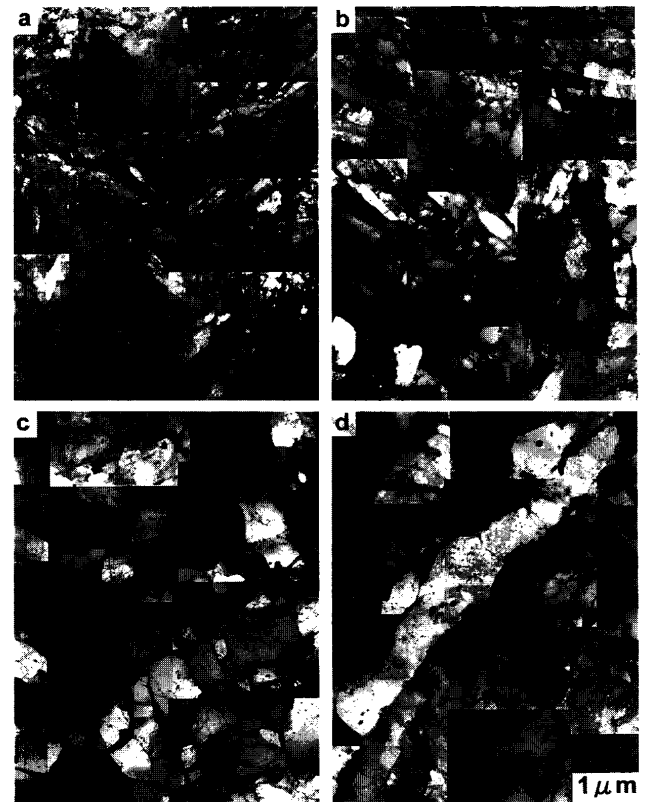
Fig. 8. SEM micrographs of the as received steel and the specimens creep ruptured at 873K.

様子が認められる。粒内析出物も凝集粗大化しているが、 $0.1\ \mu\text{m}$ 以下の微細な析出物も多量に認められる。最も低応力・長時間の100 MPa、約34000h破断材(d)では、旧オーステナイト粒界上の析出物の凝集粗大化がさらに進行し、 $0.5\ \mu\text{m}$ 程度にまで粗大化しているが、粒内には依然として $0.1\ \mu\text{m}$ 以下の微細な析出物が認められる。

Fig. 8と同一の試料のTEM組織をFig. 9に示す。受入れ材(a)は転位密度が高く、ラス幅が $0.3\ \mu\text{m}$ 程度の微細均一な焼戻しマルテンサイト組織である。160 MPa、約970h破断材(b)では焼戻しマルテンサイト組織の回復が進行しており、ラス幅の増大およびサブグレインの成長が観察される。120 MPa、約13000h破断材(c)ではミクロ組織の回復がより一層進行しており、ラスの形態はほぼ消滅し、サブグレインはいずれも1~数 μm にまで粗大化している。最も低応力・長時間の100 MPa、約34000h破断材(d)では、旧オーステナイト粒界に沿って著しく回復した領域が認められる。しかし、結晶粒内のサブグレインサイズは $1\ \mu\text{m}$ 以下であり、約13000hで破断した120 MPa破断材よりも粒内のサブグレインは微細であることから、焼戻しマルテンサイト組織の回復は極めて不均一に生じている。

以上の組織観察結果から、高応力域では旧オーステナイト粒界上の析出物の量が増大するとともに、焼戻しマルテンサイト組織の回復、すなわちラス幅の増大およびサブグレインの粗大化が試料全面でほぼ均一に進行する。一方、クリープ破断時間が10000h以上の低応力域では、旧オーステナイト粒界析出物の凝集粗大化が進行するとともに、焼戻しマルテンサイト組織の回復は結晶粒内に比べて旧オーステナイト粒界近傍で優先的に生ずる。そのため、著しく不均一な組織形態となる。

ところで、約10000hを超える長時間域では、クリープ



a) As-received b) 873K-160MPa, tr=971.2h
c) 873K-120MPa, tr=12,858.6h d) 873K-100MPa, tr=34,141.0h

Fig. 9. TEM micrographs of the as received steel and the specimens creep ruptured at 873K.

破断時間が短時間データから予測される値よりも短くなるにもかかわらず、破断材の硬さは大きくは低下せず、923Kでは逆に長時間破断材で硬さがわずかに上昇する傾向も認められた。同様の結果はV. Sklenickaら¹⁴⁾も報告しており、転位密度の減少により短時間域では硬さが低下するが、短時間域で粗大化したサブグレインサイズが長時間側でわずかに減少するため、長時間域では硬さがわずかに上昇すると推察している。しかし、本実験結果から、高応力では粒内全面で焼戻しマルテンサイト組織の回復が比較的均一に進行するが、低応力では組織の回復が旧オーステナイト粒界近傍の局所領域で優先的に進行し、破断材でも粒内の回復の程度が相対的に少ないため、約10000hを超える長時間破断材では硬さが大きくは低下しないと推察される。

低応力域において、旧オーステナイト粒界近傍での局所的な回復が優先的に生じた理由としては、(1)粒界炭化物の凝集粗大化に起因した粒界近傍の微細析出物の消失および(2)粒内に比べて粒界近傍ではマルテンサイト変態時に導入された内部ひずみ大きいことの2つの機構が考えられるが、その詳細については今後の検討課題である。

3・3 クリープ強度に及ぼす不均一な組織変化の影響

クリープ破断時間が10000h以上の低応力・長時間域では、短時間データからの予測値よりもクリープ破断時間が

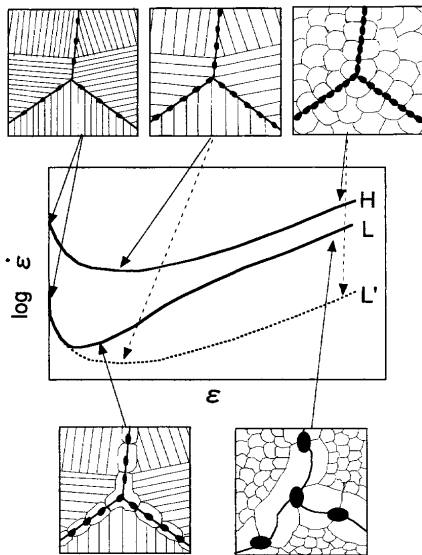


Fig. 10. Schematic illustrations on the microstructural change with creep deformation behaviour.

短くなるが、前節ではそのような低応力域では組織変化が不均一に生ずることを明らかにした。そこで本節では、旧オーステナイト粒界近傍で局所的に生ずる不均一な回復がクリープ強度に及ぼす影響について検討する。

クリープ変形に伴う組織変化の応力による違いをクリープ速度-ひずみ曲線と併せて模式的に Fig.10 に示す。高応力では図中の実線 H で示したクリープ変形の進行に伴い、ラス幅の増大やサブグレインの粗大化等の回復が試料全面でほぼ均一に進行する。低応力下でも、高応力の場合と同様に焼戻しマルテンサイト組織の回復が試料全面で均一に生ずると仮定すれば、点線 L' で示すように高応力の場合と同様のクリープ速度-ひずみ関係を示すと考えられる。しかし、試料全面で回復が均一に生ずる前に旧オーステナイト粒界近傍で局所的な回復が優先的に生ずる。そのため、低応力では実線 L で示すように、クリープ速度が十分に低下する前に小さなひずみで加速クリープが開始して、短時間側のデータから予想される値よりも短時間で破断したと推察される。

また、高応力域では試料全面での回復が均一に進行することから、クリープ変形は試料全面でほぼ均一に生じていると推察される。一方、低応力域では組織変化が極めて不均一であり、回復が優先的に進行した粒界近傍でクリープ変形が局所的に進行し、粒内のクリープ変形量が粒界近傍に比べて相対的に少ないため、低応力・長時間域で破断伸びが低下したと推察される。

以上のことから、クリープ破断時間が約 10000 h 以下の高応力短時間域では、クリープ変形に伴い試料全面でほぼ均一に生じる焼戻しマルテンサイト組織の回復が材質劣化の要因であり、低応力長時間域では旧オーステナイト粒界近傍で優先的に生じる局所的な回復が材質劣化の要因である。このように材質劣化の要因が応力レベルに依存するの

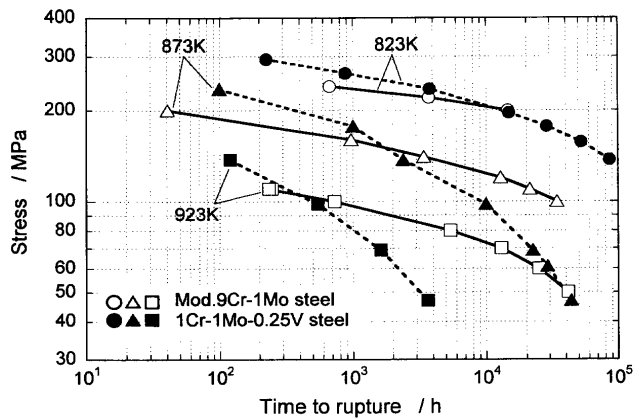


Fig. 11. Comparison of the creep rupture strength of the T91 and 1Cr-1Mo-0.25V steels.

は、負荷応力が低い場合には焼戻しマルテンサイト組織の回復が旧オーステナイト粒界近傍の局所領域に限定されているが、あるレベル以上に応力が高くなると粒内の焼戻しマルテンサイト組織の回復が著しく促進されるためであると考えられる。そのため、高応力域では材料のクリープ強度が急激に低下して、Fig. 2 で述べたように最小クリープ速度の応力指数が 10 以上の極めて大きな値を示すものと推察される。

ところで、木村らは先に、蒸気タービンローター材である 1Cr-1Mo-0.25V 鋼のクリープ変形に伴う材質劣化挙動を調べ、旧オーステナイト粒界近傍で局所的に生ずる回復現象がクリープ強度を低下させる重要な因子であることを報告している⁴⁾。本研究では、改良 9Cr-1Mo 鋼の数時間域におけるクリープ破断強度の著しい低下が、木村らの先の報告と同様に旧オーステナイト粒界近傍で局所的に生ずる回復現象に起因することを明らかにした。改良 9Cr-1Mo 鋼のクリープ破断データをタービンローター材である 1Cr-1Mo-0.25V 鋼¹⁵⁾のデータと併せて Fig.11 に示す。ソリッドシンボルで示した Cr-Mo-V 鋼は、いずれの試験温度においても高応力・短時間側では改良 9Cr-1Mo 鋼よりも高いクリープ破断強度を有する。しかし、1Cr-1Mo-0.25V 鋼のクリープ破断強度は改良 9Cr-1Mo 鋼に比べて短時間側から急激に低下するため、低応力・長時間側では改良 9Cr-1Mo 鋼の強度よりも著しく低い。このように、改良 9Cr-1Mo 鋼が 1Cr-1Mo-0.25V 鋼に比べて優れた長時間クリープ強度を有するのは、1Cr-1Mo-0.25V 鋼では短時間域でも旧オーステナイト粒界近傍での局所的な回復現象が生ずるのに対して、改良 9Cr-1Mo 鋼の場合は組織の安定性が高く、旧オーステナイト粒界近傍での局所的な回復現象が長時間側まで抑制されたためであると推察される。したがって、長時間クリープ強度の優れた高強度フェライト系耐熱鋼を開発するためには、旧オーステナイト粒界近傍で局所的に生ずる不均一な回復を抑制することが重要であると結論される。

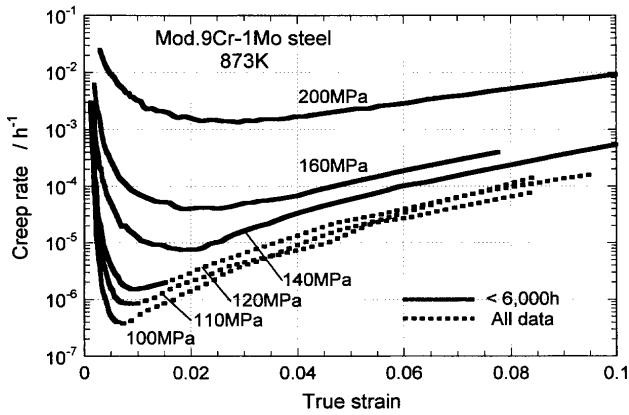


Fig. 12. Creep rate vs. true strain of the T91 steel shown in Fig. 5. The solid lines were represented by the creep data of less than 6000 h.

3.4 長時間クリープ強度の加速評価

前節では、旧オーステナイト粒界近傍で生ずる不均一な回復が長時間域で材質劣化をもたらす要因であることを明らかにした。そこで本節では、長時間域で生ずる材質劣化を短時間で加速評価する手法について検討を行う。

実機プラントでの低応力・長時間の使用条件を考慮すると、改良9Cr-1Mo鋼における材質劣化の重要な要因は旧オーステナイト粒界近傍での局所的な回復である。しかし、それはクリープ破断時間が10000h以上の低応力域でのみ生ずる現象であり、それ以上の高応力域では不均一な回復現象は認められない。したがって、高応力・短時間のクリープ試験データから低応力・長時間で生ずる不均一な回復に起因する材質劣化を予測することは困難である。また、Fig. 1で認められるように、組織変化が高応力域の均一な現象から低応力域の不均一な現象に移行する境界の応力は温度によって異なる。そのため、例えば873Kにおいて不均一な回復が生ずる120~100MPaの応力域は、923Kでは回復が均一に生ずる高応力側の領域に相当する。したがって、高温・短時間のクリープ試験データから低温・長時間で生ずる不均一な回復に起因する材質劣化を予測することも極めて困難である。このことから、低応力・長時間で生ずる不均一な回復に起因した材質劣化をクリープ破断強度に基づいて評価するためにはFig. 1からわかるように約30000h以上のクリープ破断データを取得する必要がある。

ところで、不均一な回復に起因した材質劣化が生ずる低応力条件では、Fig. 5に示したようにクリープ変形挙動も変化しており、高応力条件に比べて小さなひずみで加速クリープが開始する。そこで、Fig. 5に示したクリープ速度とひずみとの関係を、6000h以下の短時間データとそれ以上の長時間データとに分け、それぞれ実線および点線で表示してFig. 12に示す。873K-120MPaのクリープ試験条件は、クリープ破断時間が約13000hであり、長時間域での材質劣化が開始する条件に相当するが、6000h以下の短時間クリープ試験データから、高応力域よりも小さな0.01以

下のひずみで加速クリープが開始することがわかる。このことから、873K-120MPaでは粒界近傍の不均一な回復現象が加速クリープの開始を早めていると推測することができる。したがって、6000h程度のクリープ変形挙動を解析することにより、120MPa以下の応力域では、旧オーステナイト粒界近傍で局所的に生ずる回復に起因した材質劣化が生ずることを予測することが可能である。このように、クリープ変形挙動を解析することにより、クリープ破断データに基づいて評価する場合に必要な約30000hに比べて5分の1程度の短時間試験データから、長時間域で材質劣化が生ずる応力域を予測・評価することができる。

以上の結果から、粒界近傍での不均一な回復に起因した長時間域での材質劣化挙動を短時間で精度良く予測・評価するためには、クリープ変形挙動から加速クリープが開始するひずみの変化を調べることが重要であると結論される。

4. 結言

改良9Cr-1Mo鋼の長時間クリープ強度特性と組織変化との関連を調べ、材質劣化をもたらす組織因子について検討を行うとともに、長時間クリープ強度特性の加速評価法についてクリープ変形挙動の観点から考察を行い、以下の結果を得た。

- (1) 約10000h以上の低応力・長時間域では、クリープ破断時間は短時間データから予測される値よりも短く、それに対応して破断伸びが減少する傾向も認められた。
- (2) クリープ破断時間が約10000h以上に相当する低応力域では、短寿命比及び低ひずみでクリープ速度は最小値を示し、加速クリープが開始する。
- (3) 高応力域では試料全面でほぼ均一に組織の回復が進行する。しかし、クリープ破断時間が約10000h以上に相当する低応力域では、旧オーステナイト粒界近傍の局所的な領域で組織の回復が優先的に進行し、極めて不均一な組織となる。
- (4) 焼戻しマルテンサイト組織の回復が不均一に生じ、粒内の回復の程度が相対的に少ないため、約10000h以上の長時間破断材では硬さが低下せず、逆に短時間破断材よりも高い値を示したと推察した。
- (5) 低応力・長時間域では、試料全面で均一な回復が十分に進行する前に旧オーステナイト粒界近傍で局所的な回復が優先的に生じ、クリープ速度が十分に低下しない低ひずみで加速クリープが開始して破断にいたるため、クリープ破断時間は短時間データから予測される値よりも短くなると推察した。
- (6) 粒界近傍での不均一な回復に起因した長時間域での材質劣化挙動を短時間で精度良く予測・評価するためには、クリープ変形挙動から加速クリープが開始するひずみ

の変化を調べることが重要である。

(7) 以上の結果から、クリープ強度の優れた高強度フェライト系耐熱鋼を開発するためには、旧オーステナイト粒界近傍で局所的に生ずる不均一な回復を抑制することが重要であり、長時間クリープ強度特性を理解するためには、クリープ変形挙動を組織変化と関連させて詳細に解析することが重要であると結論した。

文 献

- 1) F.Masuyama, I.Ishihara, T.Yokoyama and M.Fujita: *Therm. Nucl. Power (Karyoku Genshiryoku Hatuden)*, **46** (1995), 498.
- 2) F.Abe, M.Igarashi, N.Fujitsuna, K.Kimura and S.Muneki: Proc. 6th Liege Conf. on Mater. for Adv. Power Eng., Part I, Forschungszentrum, Jülich, (1998), 259.
- 3) F.Masuyama: *Rep. 123rd Committee on Heat-resisting Met. and Alloys*, **38** (1997), 211.
- 4) K.Kimura, T.Matsuo, M.Kikuchi and R.Tanaka: *Tetsu-to-Hagané*, **72** (1986), 474.
- 5) H.Kushima, K.Kimura, K.Yagi and K.Maruyama: *Tetsu-to-Hagané*, **81** (1995), 214.
- 6) K.Hamada, K.Tokuno and T.Takeda: *Nucl. Eng. Des.*, **139** (1993), 277.
- 7) A.Toyama and Y.Minami: *Rep. 123rd Committee on Heat-resisting Met. and Alloys*, **34** (1993), 23.
- 8) F.Masuyama and N.Nishimura: Proc. 10th Int. Conf. on the Strength of Mater., Jpn. Inst. Met., Sendai, (1994), 657.
- 9) K.Sawada, K.Maruyama, R.Komine and Y.Nagae: *Tetsu-to-Hagané*, **83** (1997), 466.
- 10) K.Sawada, M.Takeda, K.Maruyama, R.Komine and Y.Nagae: *Tetsu-to-Hagané*, **84** (1998), 580.
- 11) NRI Creep Data Sheet, No. 43, NRI, Tsukuba, (1996).
- 12) K.Maruyama, C.Harada and H.Oikawa: *J. Soc. Mater. Sci., Jpn.*, **34** (1985), 1289.
- 13) K.Kimura, H.Kushima, F.Abe and K.Yagi: *Tetsu-to-Hagané*, **82** (1996), 713.
- 14) V.Sklenicka, K.Kucharova, A.Dlouhy and J.Krejci: Proc. 5th Liege Conf. on Mater. for Adv. Power Eng., ed. by D.Coutsouradis et al., Kluwer Academic Publishers, Netherlands, (1994), 435.
- 15) NRI Creep Data Sheet, No. 9B, NRI, Tsukuba, (1990).