

2.25Cr-1Mo 鋼の長時間クリープ強度特性に 及ぼす初期組織の影響

九島 秀昭*・木村 一弘*・阿部 富士雄*・八木 晃一*
入江 宏定*・丸山 公一*²

Effect of Initial Microstructure on Long-term Creep Strength Properties of 2.25Cr-1Mo Steel

Hideaki KUSHIMA, Kazuhiro KIMURA, Fujio ABE, Koichi YAGI, Hirosada IRIE and Kouichi MARUYAMA

Synopsis : Effect of initial microstructure on the long term creep deformation properties of 2.25Cr-1Mo steel has been investigated and a correlation between creep strength and changes in microstructure during creep deformation has been discussed. Three different heat treatments of (1) quenching and tempering (QT), (2) normalizing and tempering (NT) and (3) annealing (Ann) were employed to obtain different initial microstructure. There was not clear difference in both creep rupture strength and microstructure of the creep ruptured specimens for NT and Ann steels. Creep strength of the QT steel is higher than those of NT and Ann steels at high stress and short term conditions. Very high dislocation density was observed on the creep ruptured QT steel at higher stress condition and that is distinctly different from those of the creep ruptured NT and Ann steels. In the lower stress conditions less than about 100 MPa, however, no difference in creep rupture strength and microstructure of those steels was observed. The differences in creep deformation behaviour of these steels were explained by the differences in the parameter α of a modified θ projection method. It has been shown that the magnitude of α depends on the stability of microstructure during creep deformation.

Disappearance of the differences in creep rupture strength of three 2.25Cr-1Mo steels in the long term region is caused by decrease in creep strength due to microstructural change, and the common long term creep rupture strength for three steels is the inherent creep strength of the 2.25Cr-1Mo steel. It has been concluded that a proper assessment on a stability of microstructure at the elevated temperature is very important to evaluate a long term creep strength property. It has been proposed that α parameter of a modified θ projection method is a candidate indicator to describe a stability of microstructure.

Key words: creep strength; 2.25Cr-1Mo steel; creep deformation; creep equation; initial microstructure; microstructural stability.

1. 緒言

クリープ温度域で使用される高温構造部材は、長期間の使用中に材質劣化により強度が低下する。そのため、高温プラントの安全性を確保するためには、部材の長時間クリープ強度特性を十分に理解して、高温構造部材の信頼性を高めることが必要である。

一般にクリープ強度は、定常（あるいは最小）クリープ速度とクリープ破断時間をパラメータとして評価される。しかし、これら2つのパラメータだけではクリープ変形挙動を表現できない。そのため、クリープ曲線を数式表示することが種々検討されており、 θ 投影法¹⁾、修正 θ 法^{2,3)}、 Ω 法⁴⁾およびCRISPEN⁵⁾等の方法が提唱されている。ところが実用耐熱金属材料では、それらのクリープ曲線表示式では表現することのできない複雑なクリープ変形挙動が多数報告されている⁶⁻¹¹⁾。クリープ速度が時間の経過に伴い変化して複雑なクリープ変形挙動を示すのは、強度特性を支配する組織が変化するためである。したがって、クリー

プ変形挙動に基づきクリープ強度特性を検討するためには、クリープ変形挙動に及ぼす組織変化の影響を考慮する必要がある。

ところで、2.25Cr-1Mo鋼は火力発電プラントや化学プラントの高温構造部材として広く用いられているが、その熱処理条件は用途に応じて様々であり、種々の異なる初期組織で使用に供されている。そのため、クリープ強度特性に及ぼす熱処理の影響については多くの研究が行われており、析出相の種類や形態変化等とクリープ破断強度との関連が詳細に検討されている¹²⁻¹⁴⁾。また、九島ら¹⁰⁾はボイラ・熱交換器用鋼管の2.25Cr-1Mo鋼(JIS STBA24)のクリープ変形特性を調べた結果、クリープ速度が2つの極小値を示す複雑なクリープ変形挙動を見いだしている。しかし、初期組織の違いがクリープ変形特性と長時間クリープ強度特性に及ぼす影響についてはいまだ十分には調べられていない。そこで本研究では、熱処理が異なり、いずれも金材技研クリープデータシートで10万時間までの長時間クリープ試験データが得られている3種類の2.25Cr-1Mo

平成11年6月22日受付 平成11年8月18日受理 (Received on June 22, 1999; Accepted on Aug. 18, 1999)

* 金属材料技術研究所 (National Research Institute for Metals, 1-2-1 Sengen Tsukuba 305-0047)

* 2 東北大学工学部 (Faculty of Engineering, Tohoku University)

鋼を用い、長時間のクリープ変形特性に及ぼす初期組織の影響を調べ、クリープ変形中に生ずる組織変化と長時間クリープ強度特性との関連について検討を行った。

2. 供試材及び実験方法

供試材は金材技研クリープデータシート材のボイラ・熱交換器用鋼管の JIS STBA 24¹⁵⁾、圧力容器用鋼板の JIS SCMV 4NT¹⁶⁾ および ASTM A542¹⁷⁾ の 3 鋼種である。供試材の化学組成を Table 1 に、熱処理条件および結晶粒度を Table 2 に示す。3 鋼種とも基本組成は 2.25%Cr-1%Mo であり、化学組成に顕著な鋼種間差はない。一方、オーステナ

Table 1. Chemical compositions (mass%) of the materials used.

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	Al	N
Ann. (JIS STBA 24)	0.10	0.23	0.43	0.011	0.009	0.043	2.46	0.94	0.07	0.005	0.008
N.T. (JIS SCMV 4NT)	0.12	0.29	0.48	0.015	0.007	0.05	2.20	0.99	0.07	0.017	0.0095
Q.T. (ASTM A542)	0.14	0.25	0.55	0.010	0.009	0.18	2.44	1.03	0.13	0.018	0.0102

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

	Processing and thermal history	Austenite grain size number
Ann. (JIS STBA 24)	Rotary pierced and cold drawn 1203K/20min →993K/130min AC	6
N.T. (JIS SCMV 4NT)	Hot rolled 1203K/1h AC 1013K/2h AC 973K/4h FC	6.7
Q.T. (ASTM A542)	Hot rolled 1203K/6h WQ 903K/6h AC 873K/2h AC	6.7

AC : air cooling, WQ : water quenching, FC : furnace cooling

イト化温度はいずれの鋼種も 1203K と同一であるが、その後の熱処理条件は鋼種により大きく異なる。すなわち、JIS STBA 24¹⁵⁾ は焼なまし処理、JIS SCMV 4NT¹⁶⁾ は焼ならし・焼戻し処理、ASTM A542¹⁷⁾ は焼入れ・焼戻し処理が施されている。なお、以後それぞれを、Ann., N.T. および Q.T. と標記する。

クリープ試験には平行部径 6 あるいは 10 mm、標点距離 30 あるいは 50 mm の丸棒試験片を用い、723~923K の温度範囲、26~471 MPa の応力範囲で行った。クリープ変形データの解析には修正 θ 法^{2,3)} を用いた。修正 θ 法のクリープ曲線表示式(1)、ひずみ速度と時間との関係(2)を以下に示す；

$$\varepsilon = \varepsilon_0 + A\{1 - \exp(-\alpha t)\} + B\{\exp(\alpha t) - 1\} \dots \dots \dots (1)$$

$$\dot{\varepsilon} = A\alpha \exp(-\alpha t) + B\alpha \exp(\alpha t) \dots \dots \dots (2)$$

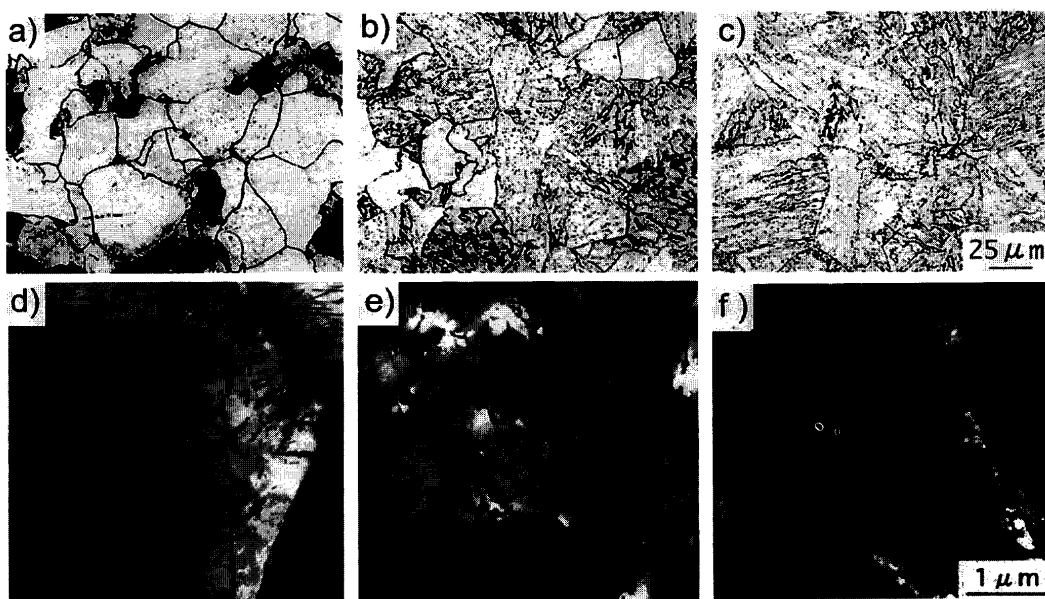
ここで、 ε はひずみ、 t は時間、 $\dot{\varepsilon}$ はひずみ速度である。 ε_0 、 A 、 B および α は解析により求まるパラメータであり、 A は遷移クリープ域の硬化に、 B は加速クリープ域の軟化に関わるパラメータである。

受入れ材およびクリープ破断材の組織観察には透過電子顕微鏡を用いた。硬さ測定にはピッカース硬さ試験機を用い、荷重 98 N で測定した。

3. 実験結果および考察

3.1 供試鋼

受入れままの供試材 3 鋼種の光頭組織及び透過電頭組織



OM : a) Ann. (JIS STBA24) b) N.T. (JIS SCMV4NT) c) Q.T. (ASTM A542)
TEM : d) Ann. (JIS STBA24) e) N.T. (JIS SCMV4NT) f) Q.T. (ASTM A542)

Fig. 1. Optical and transmission electron micrographs of the as received steels.

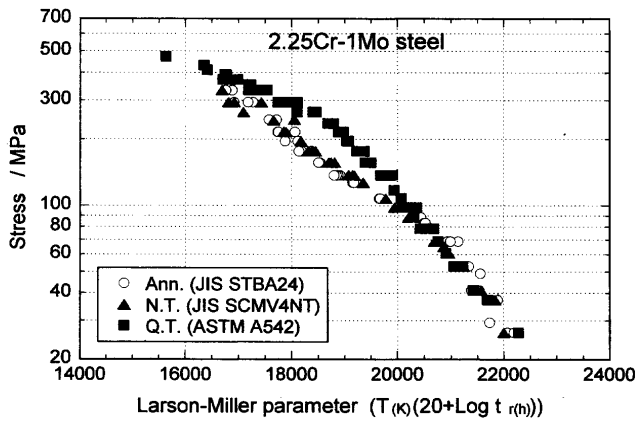


Fig. 2. Creep rupture strength properties plotted against the Larson-Miller parameter of the 2.25Cr-1Mo steels.

をFig. 1に示す。Ann.材 (aおよびd) はフェライトとパーライトの混合組織であり、フェライト粒内には0.2~0.3 μm 程度の比較的粗大な炭化物と0.1 μm 以下の微細な炭化物がわずかに認められる。また、フェライト粒内の炭化物近傍には転位が観察されるが、転位密度はかなり低い。N.T.材 (bおよびe) はフェライトとベイナイトの混合組織であり、Ann.材に比べて転位密度は高いが、粒内炭化物の析出量は少ない。Q.T.材 (cおよびf) は焼戻しマルテンサイト組織であり、旧オーステナイト粒界には0.1 μm 程度の炭化物がわずかに析出しており、他の2鋼種に比べて粒内の転位密度は著しく高い。以上のように、熱処理条件の違いを反映して、供試材3鋼種の初期組織は大きく異なる。

3・2 クリープ試験結果

供試材3鋼種のクリープ破断データを Larson-Millerパラメータ (以後、LMPと標記する) を用いて整理して、Fig. 2に示す。Ann.材とN.T.材はクリープ試験したすべての条件範囲において同程度のクリープ破断強度を示す。一方、Q.T.材は高応力域では他の2鋼種に比べて高いクリープ破断強度を示すが、100MPa以下では鋼種間差が消滅し、3鋼種とも同程度のクリープ破断強度を示す。

723K-333 MPa, 823K-137 MPaおよび848K-98 MPaにおける供試材3鋼種のクリープ速度-時間曲線をFig. 3に示す。723K-333 MPaの低温・高応力条件では、Ann.材とN.T.材は同程度の最小クリープ速度とクリープ破断時間を示し、クリープ変形挙動にも明確な差は認められないのに対して、Q.T.材は他の2鋼種に比べて約1/10の最小クリープ速度と約10倍の長いクリープ破断時間を示す。823K-137 MPaでは、N.T.材は遷移クリープの後、最小クリープ速度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すのに対し、Ann.材は最小クリープ速度を示して加速クリープに移行した後、クリープ速度がほぼ一定の領域を経てからクリープ速度が再び加速するという複雑なクリープ変形挙動を示す。一方、Q.T.材は単調なクリープ変形挙動を示すが、最小クリープ速度はN.T.材に比べて約

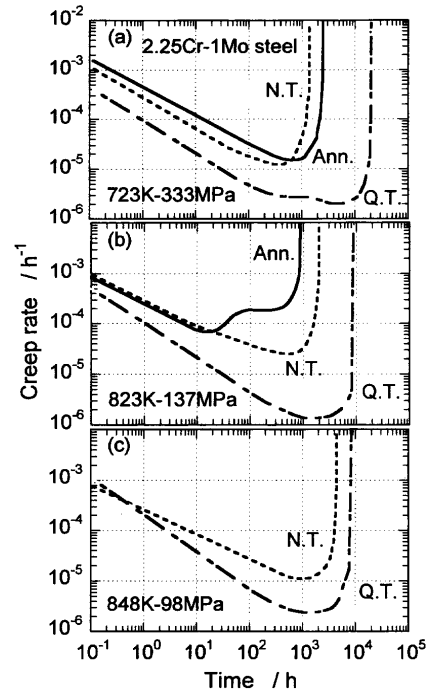


Fig. 3. Creep rate vs. time curves of the 2.25Cr-1Mo steels tested at 773K-333 MPa, 823K-137 MPa and 848K-98 MPa.

1/20の小さな値であるのに対して、クリープ破断時間はN.T.材の5倍程度である。高温・低応力条件である848K-98 MPaは、クリープ破断強度の鋼種間差がほぼ消滅する応力条件に相当する。Q.T.材の最小クリープ速度はN.T.材に比べて約1/4であるが、クリープ破断時間は2倍程度であり、低温・高応力条件に比べてとくにクリープ破断時間の鋼種間差が減少している。

3・3 クリープ変形特性解析

3・3・1 修正 θ 法によるクリープ曲線表示

修正 θ 法を用いてクリープ曲線を解析した場合、一般にクリープ変形開始直後の初期と破断直前の寿命末期を除き、クリープ破断寿命の約9割以上を表示することができる^{2,3)}。しかし、前節のクリープ試験結果(Fig. 3)で示したようにクリープ変形が複雑な挙動を示す場合には、(1)式および(2)式で複雑なクリープ変形挙動を表現することはできない。そこで、クリープ変形が複雑な挙動を示す場合には、クリープ速度-時間曲線に屈曲が生ずる時間域よりも短時間側と長時間側に分けて、それぞれ別々に修正 θ 法による解析を行った。得られた解析結果を実測データ(プロット)と併せてFig. 4に示す。図中に矢印で示した屈曲点よりも短時間側と長時間側(以後、それぞれI型およびII型と呼ぶ)に分けて解析を行うことにより、複雑なクリープ変形挙動も表現できることがわかる。

3・3・2 パラメータ値の温度および応力依存性

供試材3鋼種のクリープ変形データを修正 θ 法により解析して求めたパラメータ ϵ_0 , AおよびBの応力依存性をFig. 5に示す。パラメータ ϵ_0 (a)は、Ann.材のI型の高応力

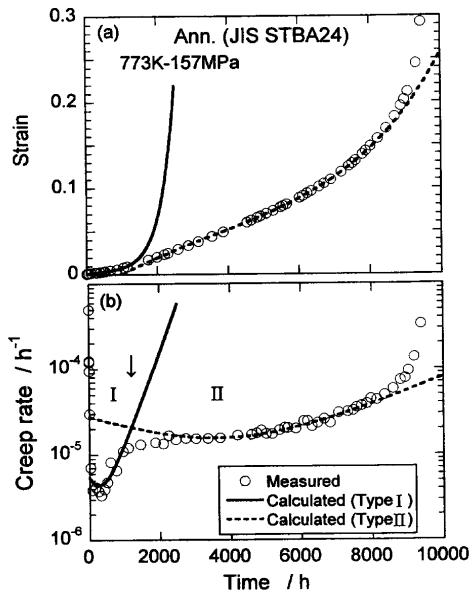


Fig. 4. Comparison of the experimental data with the predicted creep curve at 773K-157MPa of the annealed 2.25Cr-1Mo steel using by a modified θ projection method.

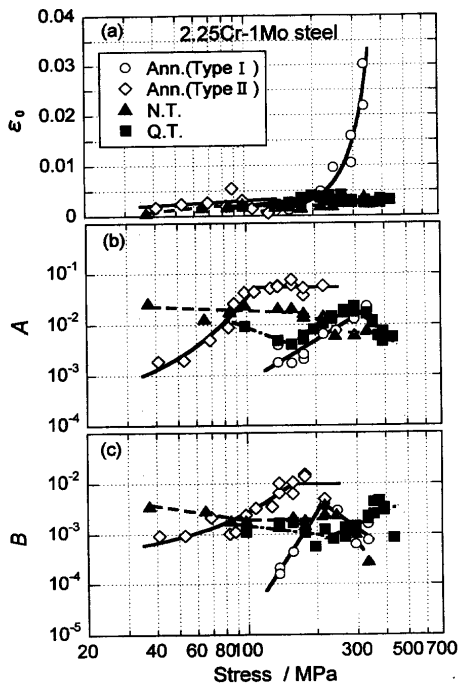


Fig. 5. Stress dependencies of parameter ϵ_0 , A and B of the 2.25Cr-1Mo steels.

域を除けば、鋼種や温度、応力に依存せず同程度の値を示す。Ann.材はフェライトとパーライトの混合組織であり、転位密度がかなり低く、他の2鋼種に比べて耐力が低い(例えば823Kでの0.2%耐力はAnn.材205MPa, N.T.材307MPa, Q.T.材428MPaである)¹⁵⁻¹⁷)。また、 ϵ_0 値は初期伸びおよび試験開始直後のクリープひずみと密接に関連したパラメータである。そのため、Ann.材は他の2鋼種に比べて高応力域で大きな ϵ_0 値を示したと推察される。パラメータ

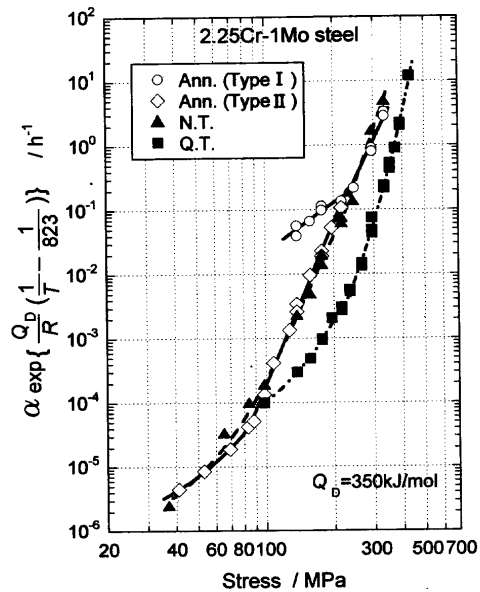


Fig. 6. Stress dependence of α value of the 2.25Cr-1Mo steels. α values are converted to those at 823K using the apparent activation energy of 350 kJ/mol.

A 値(b)は鋼種により異なる応力依存性を示し、最大で1桁程度の鋼種間差が認められる。また、Ann.材のI型とII型でも1桁程度の違いが認められる。なお、 A 値にも温度依存性は認められなかった。パラメータ B 値(c)は、N.T.材とQ.T.材は同程度の値を示し、応力依存性もほとんど認められないが、Ann.材では応力の低下に伴わずかに減少する傾向が認められる。 B 値の鋼種間差は A 値の鋼種間差に比べて小さく、1桁以下である。なお、Ann.材の B 値についてのみ若干の温度依存性が認められ、その程度は活性化エネルギーに換算して142 kJ/molであった。

速度定数である α と応力との関係をFig. 6に示す。いずれの鋼種についても α 値には明確な温度依存性が認められたため、活性化エネルギー(350 kJ/mol)を用いて823Kでの値に換算した値を用いた。 α 値は明確な応力依存性を示し、その関係はいずれの鋼種についても一本の曲線で整理することができる。Ann.材のI型の低応力側を除き、Ann.材とN.T.材は全応力範囲にわたって同程度の α 値を示すが、応力が100MPa以上の高応力域ではQ.T.材との間に明確な鋼種依存性が認められ、Q.T.材は他の2鋼種に比べて1桁以上小さな α 値を示す。この α 値の鋼種及び応力依存性は、LMPで整理したクリープ破断強度(Fig. 2)と定性的に良く対応している。すなわち、他の鋼種に比べてQ.T.材が高いクリープ破断強度を示す100MPa以上の高応力域では、Q.T.材の α 値は他の鋼種に比べて1桁以上小さいが、応力がクリープ破断強度の鋼種間差が消滅する100MPaに低下すると、 α 値の鋼種間差も消滅している。

修正 θ 法ではクリープ破断時間は(3)式の寿命予測パラメータ、 P および最小クリープ速度、 $\dot{\epsilon}_{\min}$ は(4)式で求めることができる；

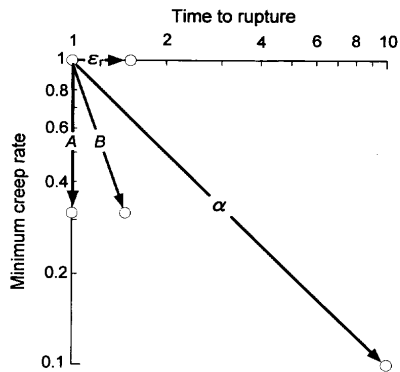


Fig. 7. Effect of parameter A , B , α and rupture elongation, ϵ_r on predicted values of time to rupture and minimum creep rate¹⁸⁾.

$$P = (1/\alpha) \ln\{(\epsilon_r - \epsilon_0 - A)/B\} \dots\dots\dots (3)$$

$$\dot{\epsilon}_{\min} = 2\alpha\sqrt{AB} \dots\dots\dots (4)$$

クリープ破断時間は(3)式の寿命予測パラメータ、 P と比例関係にあり、比例係数はほぼ1である。そのため、寿命予測パラメータはクリープ破断時間と見なすことができる。したがって、(3)式および(4)式でクリープ破断時間および最小クリープ速度、 $\dot{\epsilon}_{\min}$ を予測することができる。そこで、修正 θ 法の各パラメータがクリープ破断時間および最小クリープ速度に及ぼす影響を検討し、Fig. 7の結果が報告されている¹⁸⁾。Fig. 7はパラメータ値 A , B および α を1/10にし、破断伸び ϵ_r を10倍にした時のクリープ破断時間および最小クリープ速度の変化量を示したものである。 A 値と B 値が1/10に低下すると最小クリープ速度は1/3に減少するが、破断時間に及ぼす影響は極めて小さい。また、 ϵ_r 値は10倍に増大しても破断時間を1.5倍程度増大させるだけである。 ϵ_0 は瞬間伸びそのものではなく、他の材料定数と同時に最小自乗法で決定される値であり、1CrMoV鋼およびH46鋼ではいずれも、 ϵ_0 は弾性ひずみの約2倍の値である¹⁹⁾。したがって、 ϵ_0 値は破断伸びである ϵ_r 値よりも小さく、 ϵ_0 値がクリープ破断時間に及ぼす影響も極めて小さい。一方、 α 値が1/10に低下すると最小クリープ速度は1/10に減少し、クリープ破断時間は10倍に増大する。したがって、修正 θ 法の各パラメータ値の単位変化量がクリープ強度特性に及ぼす影響の程度はパラメータにより大きく異なり、 A , B , ϵ_r および ϵ_0 に比べて α 値の変化がクリープ強度特性に及ぼす影響が最も大きい。

パラメータ ϵ_0 は、Ann.材のI型の高応力域を除けば、鋼種や温度、応力に依存せず同程度の値を示し、パラメータ A の鋼種間差は最大で1桁程度、パラメータ B の鋼種間差は1桁以下である。一方、単位変化量あたりのクリープ強度に及ぼす影響が最も大きなパラメータ α では、1桁以上の最も大きな鋼種間差が認められたことを考慮すると、本研究で得られたクリープ破断強度の鋼種間差はパラメータ

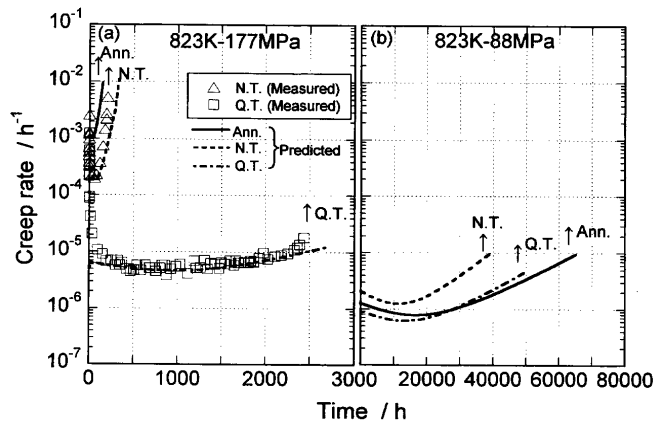


Fig. 8. Predicted and experimental data of creep rate vs. time curves at 823K-177 MPa and 823K-88 MPa of the 2.25Cr-1Mo steels.

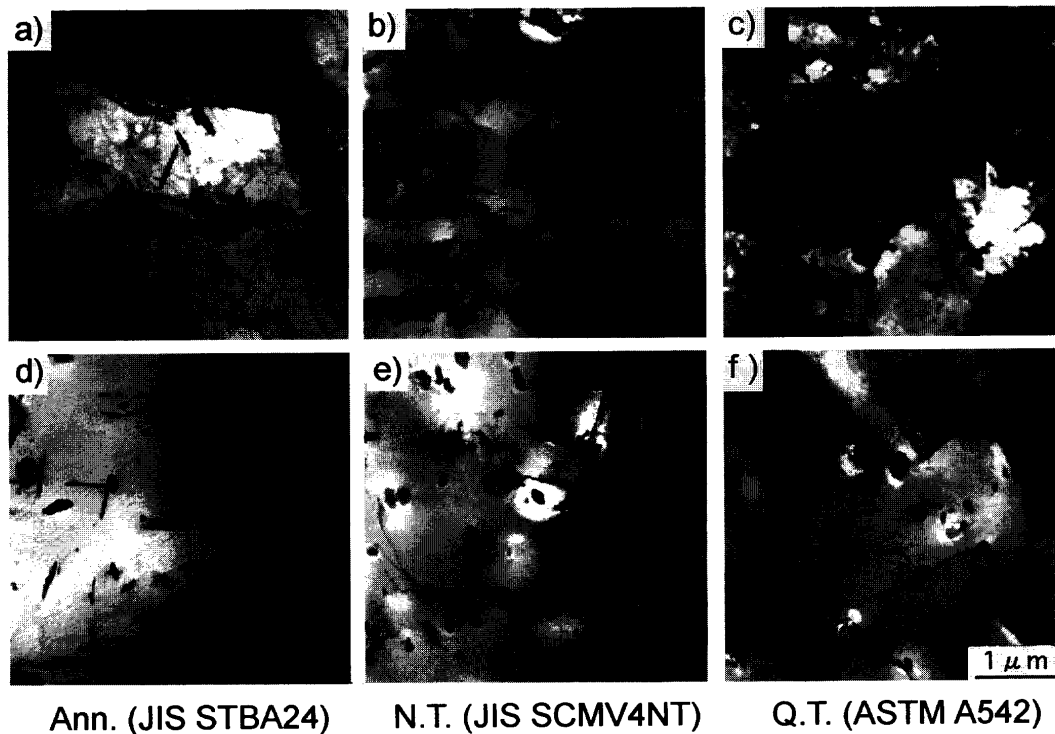
ϵ_0 , A および B の鋼種間差によるのではなく、 α 値の鋼種間差のみでほぼ説明できると考えられる。

3.3.3 クリープ変形挙動に及ぼす速度定数 α の影響

前節で求めた各パラメータの温度・応力依存性から、速度定数 α に大きな鋼種間差が認められる823K-177 MPaと、鋼種間差が認められない823K-88 MPaの試験条件における各パラメータ値を求め、修正 θ 法により算出したクリープ速度-時間曲線をそれぞれFig. 8(a)および(b)に示す。なお、実測のクリープ破断時間を図中に矢印で示すとともに、823K-177 MPaでのN.T.材とQ.T.材については、実測データをプロットで併記した。速度定数 α に大きな鋼種間差が認められる177 MPa (a)では、 α 値の小さなQ.T.材の最小クリープ速度は他の2鋼種に比べて小さな値であり、加速クリープ域におけるクリープ速度の増加の程度も著しく小さく、他の2鋼種に比べて約10倍長いクリープ破断時間を示す。一方、3鋼種が同程度の α 値を示す88 MPa (b)では、いずれの鋼種も同程度の最小クリープ速度を示し、加速クリープ域におけるクリープ速度の増加の程度にも鋼種による大きな差は認められない。また、クリープ破断時間の鋼種間差も2倍以内と小さい。以上の結果から、速度定数 α は最小クリープ速度および加速クリープ域におけるクリープ速度の増加の程度と密接に関連しており、クリープ変形挙動の鋼種間差を解析する際の重要なパラメータである。

3.4 組織変化

Fig. 8に示したクリープ試験条件である823K-177および88 MPaでクリープ破断した供試材3鋼種の透過電顕組織をFig. 9に示す。クリープ破断したAnn.材 (aおよびd) では、熱処理時と同様0.2~0.3 μm 程度の比較的粗大な炭化物が認められるが、クリープ試験前に認められた0.1 μm 以下の非常に微細な炭化物の大半は消失している。また、177 MPa破断材(a)では粒内に転位がわずかに観察されるが、88 MPa破断材(d)の転位密度は著しく低く、転位はほとんど認められない。177 MPaで破断したN.T.材(b)では、熱処



823K-177MPa : a) $t_r=110.2h$ b) $t_r=222.5h$ c) $t_r=2482.8h$
 823K- 88MPa : d) $t_r=63017.8h$ e) $t_r=35924.4h$ f) $t_r=46816.8h$

Fig. 9. Transmission electron micrographs of the specimens creep ruptured at 823K-177 MPa and 823K-88 MPa.

理時に比べて粗大化した $0.2\sim 0.3\ \mu\text{m}$ 程度の炭化物が多数観察されるとともに、転位密度もかなり低下している。88 MPaで破断したN.T.材(e)ではさらに多量の粗大な炭化物が観察され、転位密度は著しく低下している。他の2鋼種に比べて10倍以上の長時間でクリープ破断したQ.T.材の177 MPa破断材(c)では、旧オーステナイト粒界に沿って優先的に回復が進行した領域が局所的に観察されるが、粒内の転位密度はかなり高い状態を維持している。しかし、クリープ破断強度の鋼種間差がほぼ消滅する88 MPaで破断したQ.T.材(f)では、試料全面で焼戻しマルテンサイト組織の回復が進行しており、炭化物は粗大化し、粒内の転位密度は著しく低下している。このように、88 MPa破断材ではいずれの鋼種でも炭化物は同程度にまで粗大化し、転位密度も同程度になっているため、鋼種による組織の差はほとんど認められず、初期組織の鋼種間差は消滅している。

熱処理ままおよびクリープ破断した供試材3鋼種の硬さをLMPで整理してFig. 10に示す。熱処理ままのAnn.材の硬さ(Hv145)はN.T.材の値(Hv180)に比べて低いが、短時間破断材の硬さ(Hv175)はN.T.材と同程度であり、その後LMP値の増加に伴いAnn.材とN.T.材の硬さはほぼ同じように単調に減少するため、明確な鋼種間差は認められない。一方、Q.T.材は熱処理ままではHv240の大きな値を示すが、LMP値の増加に伴い硬さは急激に減少する。LMP値が約

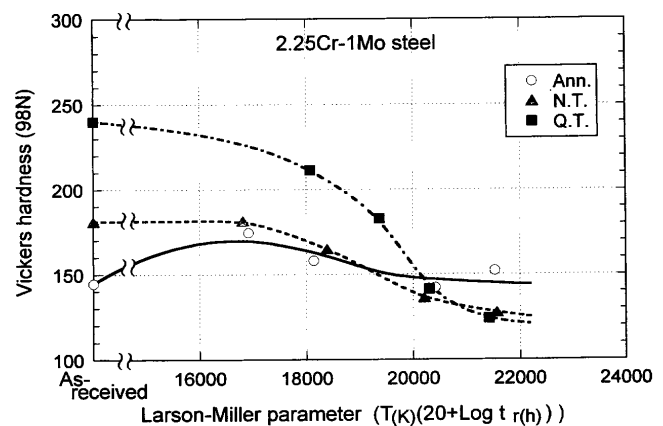


Fig. 10. Changes in Vickers hardness with increase in creep rupture time plotted against a Larson-Miller parameter of the 2.25Cr-1Mo steels.

20000程度で供試材3鋼種の硬さの差は消滅し、いずれも同程度の硬さを示す。

ところで、クリープ破断材の硬さの鋼種による違いが高温・長時間側で消滅することは、クリープ変形中に生ずる組織変化により初期組織の鋼種間差が消滅することと良く対応している。また、硬さの鋼種間差が消滅するLMPが約20000の条件は、クリープ破断強度の鋼種間差が消滅する条件に対応する。したがって、初期組織および硬さの鋼種間差が消滅した低応力・長時間域では、クリープ変形中

の組織変化により、高応力の低温・短時間側で高いクリープ強度を担っていたQ.T材の焼戻しマルテンサイト組織が完全に焼戻され、析出強化、加工硬化等の組織形態に依存した強化因子の効果が消滅したため、クリープ強度は基底クリープ強度⁹⁾にまで低下し、クリープ破断強度の鋼種間差も消滅したと推察される。すなわち、クリープ破断強度に鋼種間差が認められない100 MPa以下の低応力域のクリープ破断強度は、本研究で用いた2.25Cr-1Mo鋼の基底クリープ強度であると考えられる。

3.5 速度定数 α に及ぼす組織の影響

N.T材の初期組織はAnn.材に比べて転位密度が高く、初期組織には明確な違いが認められる。しかし、高応力・短時間条件の823K-177 MPaでも、両鋼種のクリープ破断材の組織には明確な違いは認められず、速度定数 α とクリープ破断強度にも大きな違いは認められない。一方、823K-177 MPaではこれら2鋼種に比べて速度定数 α の値が小さく、高いクリープ破断強度を有するQ.T材は、他の2鋼種に比べて10倍以上長時間でクリープ破断したにもかかわらず炭化物は微細であり、転位密度も高い。したがって、N.T材の初期組織は高温で非常に不安定であり、急激に組織の回復が進行するが、Q.T材の焼戻しマルテンサイト組織の安定性は相対的に長時間側まで高く、組織の回復はN.T材に比べて緩やかに進行する。しかし、低応力・長時間条件の823K-88 MPa破断材ではQ.T材の焼戻しマルテンサイト組織も十分に回復が進行しており、組織の鋼種間差は消滅し、Q.T材の速度定数 α の値は高応力・短時間域ですでに組織の回復が進行したAnn.材およびN.T.材側へ移行しており、 α の鋼種間差も消滅する。速度定数 α の値はクリープ速度の大小と密接に関連し、クリープ強度の高いものほど α の値は小さい。したがって、クリープ強度の高い組織を長時間安定に維持することにより、長時間条件でも小さな α を維持することができる。また、 α の値の変化から組織変化によるクリープ強度変化を評価することができる。

速度定数 α は、加速クリープ域において時間の経過に伴いクリープ速度が増大する程度を表すパラメータである。組織の高温安定性が高い材料は速度定数 α の値が小さく、加速クリープ域におけるクリープ速度の加速の程度が小さいため、高いクリープ破断強度を有すると考えられる。すなわち、高いクリープ変形抵抗を有する組織形態を高温で長時間安定に維持することにより、加速クリープ域におけるクリープ速度の増加の程度を小さくするため、長いクリープ破断時間を得ることができる。以上のことから、長時間クリープ強度特性を評価するためには高温における組織の安定性を評価することが重要であり、修正 θ 法の速度定数 α はその指標の候補の一つとなりうるものと結論した。

4. 結言

初期組織の異なる3種類の2.25Cr-1Mo鋼について長時間のクリープ変形特性に及ぼす初期組織の影響を調べ、クリープ変形中に生ずる組織変化とクリープ強度特性との関連について検討を行い、以下の結果を得た。

(1) 高応力域では、Q.T材はAnn.材およびN.T.材に比べて高いクリープ破断強度を有するが、応力の低下に伴いその差は減少し、約100 MPa以下の低応力域ではクリープ破断強度の鋼種間差は消滅した。

(2) 供試材3鋼種のクリープ破断強度の鋼種間差は速度定数 α の違いに起因していた。小さな速度定数 α は、最小クリープ速度が小さいことおよび加速クリープ域におけるクリープ速度の増加の程度が小さいことに対応した。

(3) 供試材3鋼種の初期組織はそれぞれ異なるが、高応力・短時間破断材では他の2鋼種に比べて高いクリープ破断強度を有するQ.T材のみが他の鋼種に比べて転位密度が高く、組織に明確な違いが認められ、同程度のクリープ破断強度を示すAnn.材とN.T.材では初期組織の違いは消滅していた。また、クリープ破断強度の鋼種間差が消滅する低応力・長時間破断材では、すべての鋼種で組織および速度定数 α ともに鋼種間差は認められなかった。

(4) 高温・長時間側でクリープ破断強度の鋼種間差が消滅したのは、クリープ変形中に生ずる組織変化により初期組織の鋼種間差が消滅し、いずれの鋼種のクリープ強度も基底クリープ強度にまで低下したためであると推察した。

(5) 速度定数 α は初期組織そのものではなく組織の高温安定性に依存し、 α 値が小さいということは、高いクリープ強度を有する組織を高温で長時間安定に維持できることに対応する。

(6) 以上の結果から、長時間のクリープ強度特性を評価するためには高温における組織の安定性を的確に評価することが重要であり、修正 θ 法の速度定数 α はその指標の候補の一つとなりうるものと結論した。

文 献

- 1) R.W.Evans and B.Wilshire: Creep of Metals and Alloys, IOM, London, (1985), 197.
- 2) K.Maruyama, C.Harada and H.Oikawa: *J. Soc. Mater. Sci., Jpn.*, **34** (1985), 1289.
- 3) K.Maruyama, C.Harada and H.Oikawa: *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, **26** (1986), 212.
- 4) M.Praeger: ASME PVP, vol. 288, ASME, New York, (1994), 401.
- 5) B.F.Dyson: Proc.7th JIM Int. Symp. on Aspects of High Temperature Deformation and Fracture in Crystalline Mater. (JIMIS-7), Jpn. Inst. Met., Sendai, (1993), 657.
- 6) R.L.Klueh: *Mater. Sci. Eng.*, **35** (1978), 239.
- 7) R.L.Klueh: *Metall. Trans. A*, **9A** (1978), 1591.
- 8) M.Sakamoto, K.Yagi, H.Morishita, K.Kubo, Y.Monma and C.Tanaka: *J. Soc. Mater. Sci., Jpn.*, **39** (1990), 674.
- 9) K.Kimura, H.Kushima, K.Yagi and C.Tanaka: *Tetsu-to-Hagané*, **77** (1991), 667.

- 10) H.Kushima, K.Kimura, F.Abe, K.Yagi and K.Maruyama: *Rep. 123rd Committee on Heat-resisting Met. and Alloys*, **35** (1994), 261.
- 11) K.Kimura, H.Kushima, F.Abe and K.Yagi: *Tetsu-to-Hagané*, **82** (1996), 713.
- 12) T.Yukitoshi and K.Nishida: *J. Soc. Mater. Sci., Jpn.*, **21** (1972), 204.
- 13) T.Yukitoshi and K.Nishida: *Tetsu-to-Hagané*, **59** (1973), 1113.
- 14) S.Sato, T.Kawasaki, R.Okabe and Y.Ono: *Tetsu-to-Hagané*, **65** (1979), 861.
- 15) NRIM Creep Data Sheet, No. 3B, NRIM, Tsukuba, (1986).
- 16) NRIM Creep Data Sheet, No. 11B, NRIM, Tsukuba, (1997).
- 17) NRIM Creep Data Sheet, No. 36A, NRIM, Tsukuba, (1991).
- 18) K.Maruyama and H.Oikawa: *Rep. 123rd Committee on Heat-resisting Met. and Alloys*, **32** (1991), 201.
- 19) K.Maruyama and H.Oikawa: *Tetsu-to-Hagané*, **73** (1987), 26.