

Cr-Mo-V 鋼の高温クリープ特性に及ぼす 旧オーステナイト粒径の影響

木村 一弘*・大井 成人*²・松尾 孝*³
 菊池 實*³・田中 良平*⁴

Effect of Prior Austenite Grain Size on High Temperature Creep Properties of a Cr-Mo-V Steel

Kazuhiro KIMURA, Narihito OHI, Takashi MATSUO,
 Makoto KIKUCHI and Ryohei TANAKA

Synopsis :

The creep tests for the specimens with the various prior austenite grain sizes (10, 26, 52 and 106 μm in diameter) have been carried out at 650°C-6~17 kgf/mm² to investigate the effect of the prior austenite grain size on high temperature creep properties of a 1Cr-1Mo-1/4V steel.

The minimum creep rate decreased linearly with increasing prior austenite grain diameter up to 50 μm . This increase in the creep resistance was proportional to the decrease in the volume fraction of the recovered zone along the prior austenite grain boundaries. In the specimen with prior austenite grain diameter larger than 50 μm , however, the creep resistance did not follow the linear increase with the grain diameter, because of the formation of large cracks at higher stress, and the marked increase in the recovered zone width at lower stress due to the microstructural inhomogeneity.

The prior austenite grain size should be controlled to be below 50 μm in diameter to optimize the creep resistance of a Cr-Mo-V rotor steel for the long term service.

Key words : creep ; grain size ; steel for elevated temperature service ; creep resistance ; prior austenite grain size ; recovered zone ; Cr-Mo-V steel ; microstructural inhomogeneity.

1. 緒 言

現在、長時間使用された火力発電プラントに代表されるように、高温構造用部材の余寿命を推定するという観点から、耐熱鋼の高温使用に伴う材料劣化を的確に把握するための研究が活発におこなわれている^{1)~9)}。

木村らは、クリープによる損傷が問題とされている Cr-Mo-V 鋼のタービン・ローター材を取り上げ、この材料の高温長時間使用にともなう強度低下が割れや空泡の発生に起因した機械的損傷によるのではなく、軟化現象に基づいた材質劣化によることを明らかにした^{7)~9)}。すなわち、実機蒸気タービンローターから切り出した

1Cr-1Mo-1/4V 鋼について、550~700°C における最長 10 000 h までの単純時効及びクリープ試験をあらかじめ実施し、これらの試料について、クリープ抵抗の評価及び組織調査を系統的に行つた。それらの検討より、高温使用によるこの鋼のクリープ抵抗の低下はこれまでその主因子とみなされてきた空泡の発生、連結¹⁾²⁾、あるいはベイナイト組織の均一な軟化^{3)~6)}によるのではなく、旧オーステナイト粒界に沿つた局所的な場所において生じた炭化物及び転位密度の著しく低いサブグレイン及びフェライトからなる回復領域の幅の拡大という不均一な組織変化に起因することを見いだした^{7)~9)}。また、単純時効材に比べクリープ試験材がより小さなクリープ

昭和 61 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 62 年 4 月 10 日受付 (Received Apr. 10, 1987)

* 東京工業大学大学院 (現: 金属材料技術研究所) 工博 (Graduate School, Tokyo Institute of Technology, Now National Research Institute for Metals)

*² 東京工業大学大学院 (Graduate School, Tokyo Institute of Technology)

*³ 東京工業大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Tokyo Institute of Technology, 2-12-1 Ookayama Meguro-ku, Tokyo 152)

*⁴ 東京工業大学総合理工学研究科 (現: 横浜国立大学) 工博 (Graduate School of Science and Engineering at Nagatsuda, Tokyo Institute of Technology, Now Yokohama National University)

抵抗を示す原因は回復領域の粒内への拡大がより進行していることによることも明らかにした⁹⁾(以下前報と呼ぶ)。

このように粒界から生ずる不均一な組織の拡大によつてクリーブ抵抗が決定される鋼においてはクリーブ抵抗の旧オーステナイト粒径依存性を検討する必要があると考えられる。一般には、粒界面積が小さな粗粒材ほどクリーブ抵抗は大きいと考えられており^{10,11)}、そのような結果を示した報告は多い^{12,13)}。しかし、粒界で生ずる不均一な組織に着目して、これの結晶粒度依存性を調べ、クリーブ抵抗との関係を検討した報告はない。

前報で述べたように応力の負荷は旧オーステナイト粒界に沿つて生じる回復領域という不均一な組織の粒内への拡大を加速する⁹⁾。ところが、結晶粒径が増加すると幾何学的な関係から粒界三重点での応力集中は増大する¹⁴⁾。したがつて、そのような不均一な組織の結晶粒径依存性を考える場合、粒径の増加に伴う局所的な応力集中の増大が組織に及ぼす影響を考慮する必要がある。近藤ら¹⁵⁾は炭化物の析出を避けるため、炭素量を0.01 wt%以下に抑え、オーステナイト単相とした17Cr-14Ni鋼のクリーブ抵抗に及ぼす結晶粒径依存性を37~600 μm の粒径範囲について調べた。その結果、定常クリーブ速度は結晶粒径が100~200 μm の範囲で最小となり、結晶粒径が200 μm を超えると粗粒のものほど大きなクリーブ速度を示すことを見出し、その原因は粒界三重点などで再結晶粒及び粒界の張り出し(Ledge)のような不均一な組織がすでに定常クリーブ域において生ずるためであることを明らかにしている。また、同様の結果がHastelloy Xについても報告されている¹⁶⁾。これらの知見は粒界近傍というごく限られた場所において生じた不均一な組織変化が、結晶粒径の増加を介した応力増加によつて加速され、それがクリーブ抵抗に直接影響を与えることを示した実証例として重要である。したがつて、高いクリーブ抵抗をもたらすベイナイト組織からなるCr-Mo-V鋼についてクリーブ抵抗の結晶粒径依存性を検討する場合にはそのような不均一な組織の粒径依存性の調査が必要であると考えられる。

このような観点より、木村らは前報⁹⁾で用いた

Cr-Mo-V鋼についてクリーブ抵抗に及ぼす旧オーステナイト粒径の影響を調べ、その骨子についてはすでに公表した¹⁷⁾。本論文は、旧オーステナイト粒径を広い範囲で変化させ、クリーブ抵抗の旧オーステナイト粒径依存性を粒界に沿つた不均一な組織の形成と関連させて検討したその研究の詳細を述べたものである。なお、長時間側での旧オーステナイト粒径依存性を確認するため、旧オーステナイト結晶粒界に沿つたフェライトの形成がより活発に生ずるよう、クリーブ試験は実機使用温度より約100°C高い、650°Cの温度加速試験とした。

2. 実験方法

供試材は前報⁹⁾において用いたものと同一の1Cr-1Mo-1/4V鋼であり、その化学組成及び受け入れままの素材に施された熱処理条件をTable 1に示す。なお、受け入れままの素材の旧オーステナイト粒径は21 μm であつた。これにTable 2に示すオーステナイト化処理を施すことにより旧オーステナイト粒径を10~106 μm の範囲で4水準に調整し、いずれもオーステナイト化処理の最終段階で1000°Cより空冷した後、受け入れままの素材に施された条件と同一条件の焼もどしを施した。

クリーブ試験は650°C、応力6~17 kgf/mm²の範囲で行つたが、破断時間が1000 hを超えることが予想されるクリーブ試験には標点距離40 mm、平行部径8 mmの丸棒試験片を用い、1000 hを超えない場合には、原則として標点距離30 mm、平行部径6 mmのものを用いた。

破断材及び一部のクリーブ中断材について顕微鏡、走査電顕及び透過電顕による組織観察を行つた。旧オーステナイト粒径は顕微鏡写真上で線分析し、テストラインと切

Table 1. Chemical composition (wt%) and heat treatment of 1Cr-1Mo-1/4V steel studied.

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V
0.27	0.27	0.66	0.009	0.007	0.34	1.10	1.23	0.25
970°C × 19 h → Fan cooled 670°C × 52 h → Furnace cooled 640°C × 23 h → Furnace cooled								

Ingot weight: 70 t

Table 2. Heat treatment to obtain four different prior austenite grain sizes in a Cr-Mo-V steel.

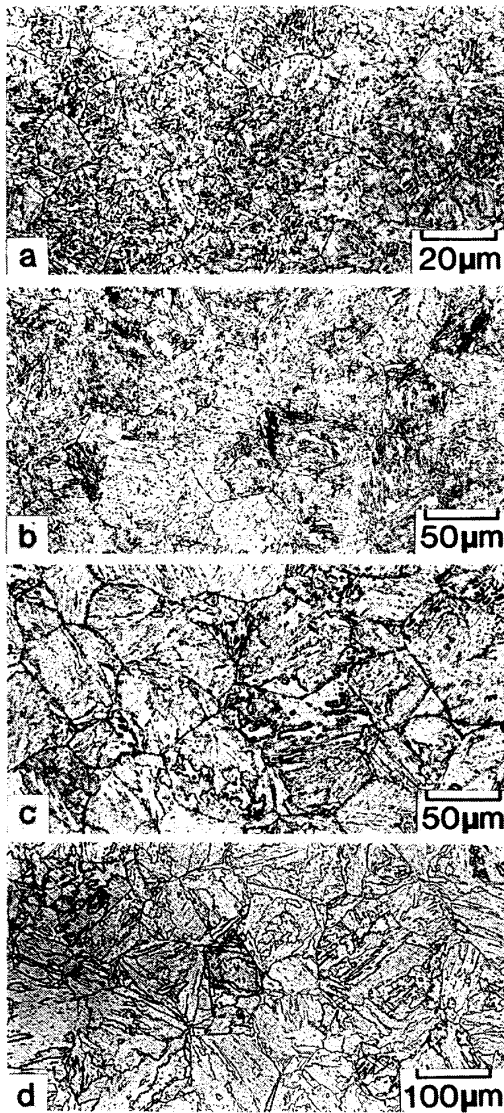
Austenitizing treatment	Tempering treatment	Prior austenite grain diameter (μm)
{950°C × 0.1 h → (A. C.) → 600°C → 950°C} × 3 950°C × 0.1 h → 1000°C → A. C.	670°C × 52 h → F. C.	10
1000°C × 1 h → A. C.	640°C × 23 h → F. C.	26
1000°C × 100 h → A. C.		52
1050°C × 100 h → (F. C.) → 1000°C → A. C.		106

り合う粒界の数を測定することにより求めた。なお、旧オーステナイト粒界を現出させるための腐食液には過飽和のピクリン酸エチルアルコール液に塩酸及び界面活性剤を微量添加したものをを用いた。硬さ測定はピッカース硬さ試験機を用いて、荷重 10 kgf で行った。

3. 実験結果及び考察

3.1 旧オーステナイト粒径の調整

Table 2 に示した条件でオーステナイト化処理後、焼もどしを施した試料の光顕組織を Photo. 1 に示す。旧オーステナイト粒径は 10~106 μm の広い範囲に調整され、粒径のばらつきも少ない。また、いずれも焼もどしベイナイト組織を呈しているが、106 μm の旧オーステ



a : 10 μm b : 26 μm c : 52 μm d : 106 μm

Photo. 1. Optical micrographs of the specimens with the prior austenite grain sizes of 10, 26, 52 and 106 μm after different heat treatment.

ナイト粒径を持つ試料 d においてはパケット境界及びラス境界が他の試料に比べ明瞭に認められる。

3.2 クリープ特性の旧オーステナイト粒径依存性

650 $^{\circ}\text{C}$ における破断時間の結晶粒径依存性を Fig. 1 に示す。50 μm 以下の細粒側では破断時間は旧オーステナイト粒径の増加に伴い直線的に増加する。しかし、旧オーステナイト粒径が 50 μm 以上に大きくなると粒径の増加に対する破断時間の増加量は細粒側に比べ小さく、最大及び最小応力であるそれぞれ 17 kgf/mm 2 及び

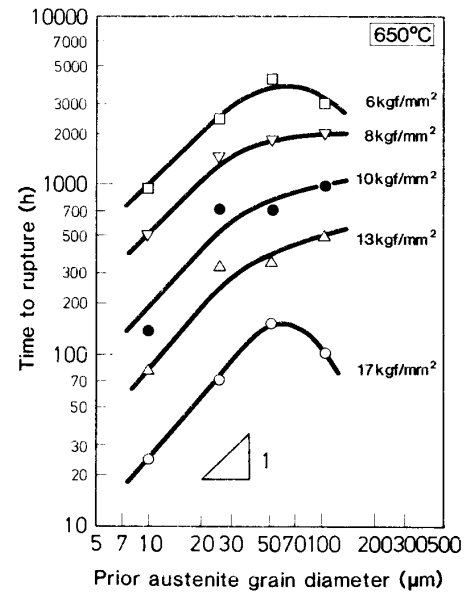


Fig. 1. Time to rupture as a function of prior austenite grain size under five applied stresses.

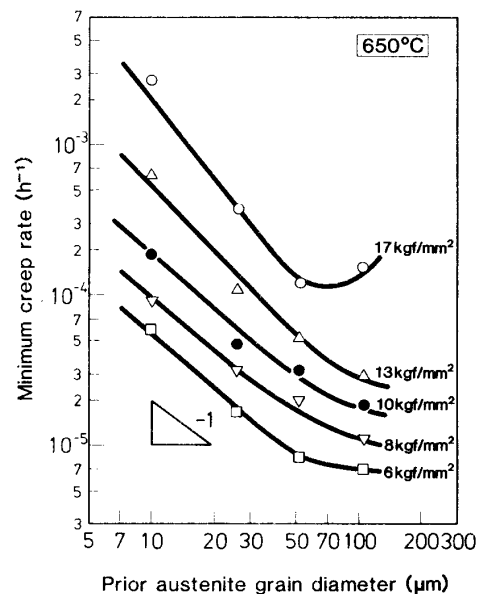


Fig. 2. Minimum creep rate as a function of prior austenite grain size under five applied stresses.

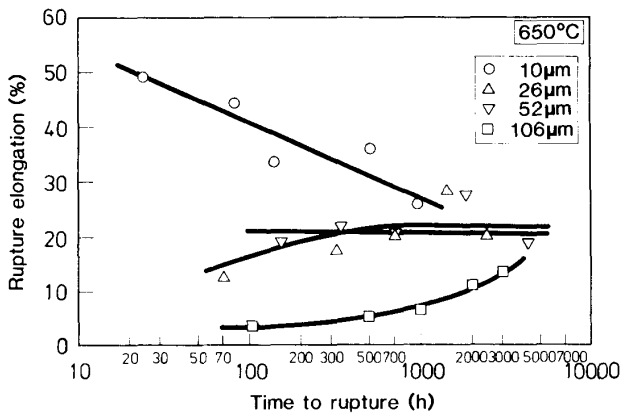


Fig. 3. Rupture elongation as a function of time to rupture in the specimens with the different prior austenite grain sizes.

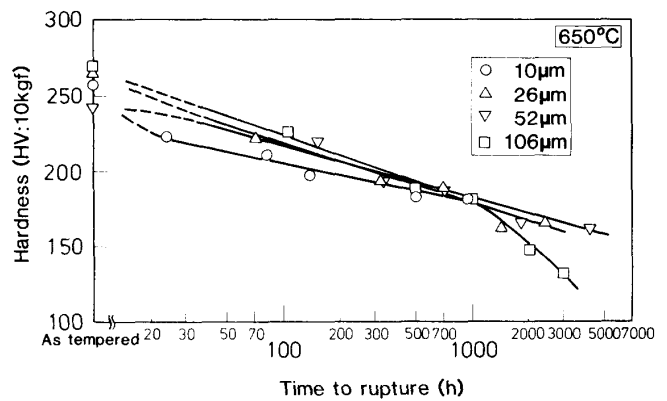


Fig. 4. Hardness against rupture life in the specimens with the different prior austenite grain sizes.

6 kgf/mm² の場合には破断時間は逆に減少する。

650°Cにおける最小クリープ速度の結晶粒径依存性を Fig. 2 に示す。50 µm 以下の細粒側では最小クリープ速度は旧オーステナイト粒径の増加に伴い直線的に減少し、その勾配は約-1 である。したがって、次式に示すように最小クリープ速度、 $\dot{\epsilon}_m$ は旧オーステナイト粒径、 d に反比例する。

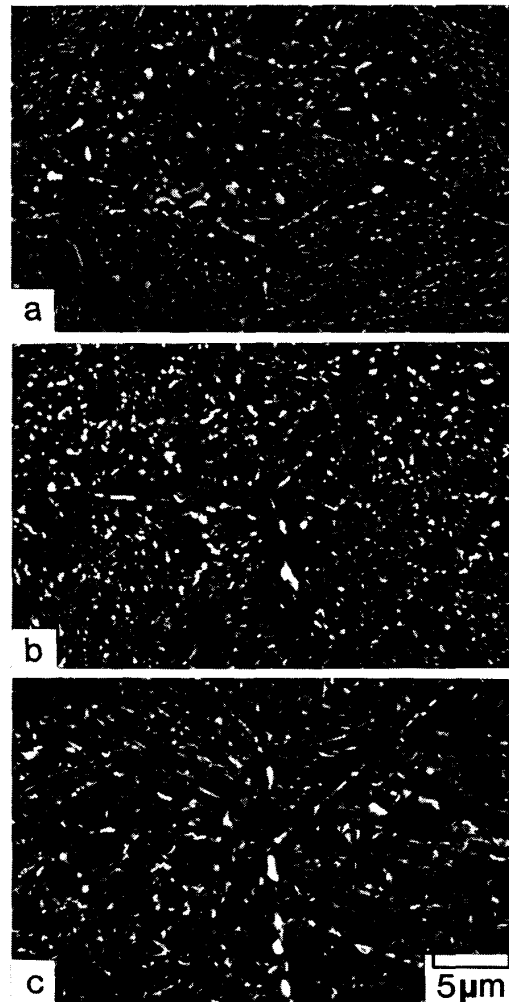
$$\dot{\epsilon}_m \propto d^{-1} \dots\dots\dots (1)$$

しかし、粒径が 50 µm 以上の場合には粒径が増加しても最小クリープ速度は直線的には減少せず、破断時間の場合と同様、最大及び最小の応力条件下（それぞれ 17 及び 6 kgf/mm²）では最小クリープ速度は増大もしくは一定値を示す。

旧オーステナイト粒径が異なる 4 試料の破断伸びの破断時間に対する変化を Fig. 3 に示す。旧オーステナイト粒径が 26 及び 52 µm の試料の破断伸びはいずれも破断時間の長短によらずほぼ 20% の一定値を示す。しかし、最大の粒径をもつ 106 µm の試料の破断伸びは短時間側では 5% 以下であるが、破断時間が長くなると増加し、1000 h を超える低応力条件下においては 10% 以上の値を示す。

3.3 微細組織の回復

Cr-Mo-V 鋼の軟化量を把握するために硬さ測定が通常行われてきた⁶⁾。破断時間に対する硬さの変化を Fig. 4 に示す。破断時間が 1000 h 以下では旧オーステナイト粒径の大小によらず硬さは破断時間の増加に伴いほぼ同じような傾向で低下する。しかし、破断時間が 1000 h を超えると 106 µm の旧オーステナイト粒径をもつ試料だけが急激な硬さ低下を示す。このことから、クリープ試験時間の増加に伴う微細組織の回復量は 1000 h 以内においては粒径に依存せず、1000 h を超え



a : 10 µm, $t_f=25$ h b : 26 µm, $t_f=130$ h c : 52 µm, $t_f=170$ h
Photo. 2. Secondary electron images of the specimens interrupted at 650°C-10 kgf/mm² with the prior austenite grain diameter of 10, 26 and 52 µm.

ると最大の粒径を持つ 106 µm の試料だけが急激な回復を生じていることが予測される。

3.4 クリープ抵抗の旧オーステナイト粒径依存性と組織との関係

3.4.1 細粒側におけるクリープ抵抗の粒径依存性

650°C, 応力 10 kgf/mm² のクリープ試験をクリープ速度が最小となる時間域で中断した 10, 26 及び 52 μm の旧オーステナイト粒径を持つ試料の走査電顕写真を Photo. 2 に示す. いずれの試料においても粒界炭化物は粗大化しており, 旧オーステナイト粒界に沿って不均一に生じた微細炭化物の消滅した領域, すなわち前報⁹⁾で述べた回復領域が認められる.

そこで, これらの中断材の回復領域の幅を前報⁹⁾と同一の手法を用いて測定し, Fig. 5 に示すように回復領域の幅の旧オーステナイト粒径依存性を調べた. 50 μm 以下の細粒側では, 同一応力であれば最小クリープ速度を示す時点での回復領域の幅は旧オーステナイト粒径の大小によらずほぼ一定である.

ところで, 前報⁹⁾における Cr-Mo-V 鋼の高温時効に伴うクリープ抵抗の低下と回復領域の幅との関係は旧オーステナイト粒径が 21 μm の試料について得られた結果である. この場合, 次式に示すように最小クリープ速度 $\dot{\epsilon}_m$ は回復領域の幅, W に比例する.

$$\dot{\epsilon}_m \propto W \dots\dots\dots (2)$$

ここで, 回復領域の幅, W は旧オーステナイト粒径の大小にはほとんど依存しないという本実験結果を併せて考えると, (1)及び(2)式から, 次の関係が成り立つ.

$$\dot{\epsilon}_m \propto W/d \dots\dots\dots (3)$$

また, 単位体積当たりの結晶粒界面積, S と結晶粒径とは反比例の関係 ($S \propto d^{-1}$) にあり, 次式が求まる.

$$\dot{\epsilon}_m \propto W \times S \dots\dots\dots (4)$$

(4)式の右辺, $W \times S$ は単位体積当たりの回復領域の体積率を表している. このことは, Cr-Mo-V 鋼のクリープ抵抗が本質的には回復領域の幅ではなく, 回復領域の

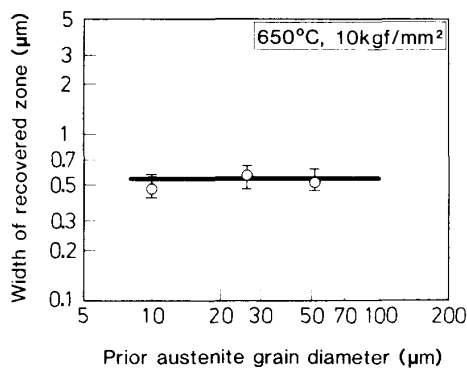


Fig. 5. The width of recovered zone in the specimens interrupted at 650°C-10 kgf/mm² as a function of prior austenite grain size.

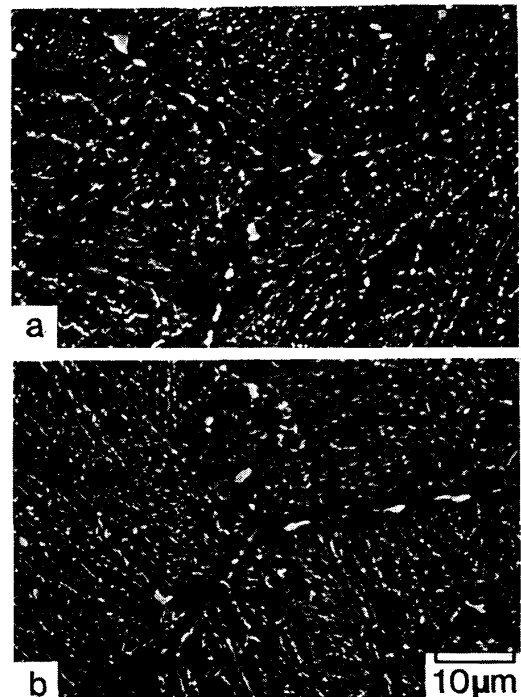
体積率で決定されることを示している.

以上の検討より, 50 μm 以下の細粒側において認められた旧オーステナイト粒径の増加に伴う最小クリープ速度の減少は, 粒界面積の減少に対応した回復領域の体積率の減少によると結論される. また, 前報で述べた高温における応力時効あるいは単純時効材のクリープ抵抗も (4)式において粒界面積が一定であつたために回復領域の幅で一義的に整理されたが⁹⁾, 本質的には回復領域の体積率に対応するとみなすことができる.

3.4.2 高応力 (17 kgf/mm²) クリープ条件において粗粒側で認められたクリープ抵抗の低下

本研究で行った最大応力の 17 kgf/mm² においては粒径が 50 μm を超えるとクリープ抵抗は低下した (Fig. 2). しかし, Fig. 4 に示したように 17 kgf/mm² で破断した 106 μm の試料 ($t_r = 105$ h) と 52 μm の試料 ($t_r = 153$ h) の硬さの差はほとんどない. そこで, 両破断材の組織を比較, 検討する.

Photo. 3 に 17 kgf/mm² で破断した 52 及び 106 μm の試料の走査電顕組織を示す. 52 μm の試料 a においては粒内に比べ粒界での炭化物の粗大化が顕著であり, 粒界近傍では炭化物の析出密度が低い回復領域が認められる. 106 μm の試料 b の粒内における組織は 52 μm で認められたものと同様であり, また, 粒界炭化物の大きさ



a : 52 μm, $t_r = 153$ h b : 106 μm, $t_r = 105$ h

Photo. 3. Secondary electron images of the specimens with the prior austenite grain sizes of 52 and 106 μm after crept at 650°C-17 kgf/mm².

及び回復領域の幅はいずれも $52\ \mu\text{m}$ のものに比べわずかに小さい。これらのことから、 $17\ \text{kgf}/\text{mm}^2$ において粒径が $50\ \mu\text{m}$ を超えるとクリープ抵抗が低下した原因は微細組織の変化によるとは考えにくい。

Fig. 6 に各試料の 650°C 、応力 $17\ \text{kgf}/\text{mm}^2$ におけるクリープ速度-時間曲線を示す。旧オーステナイト粒径が 10 、 26 、 $52\ \mu\text{m}$ の試料の順に最小クリープ速度は減少し、またこれに対応して破断時間は長くなるが、 $106\ \mu\text{m}$ の試料は遷移域でのクリープ速度が他のいずれの試料よりも小さいにもかかわらず、最小のクリープ速度を相対的に短時間側で示す。その結果、 $52\ \mu\text{m}$ の試料に比べ破断時間もまた短い。

そこで、 $106\ \mu\text{m}$ の試料については Fig. 6 中に○印で示したようにクリープ速度が最小となる $20\ \text{h}$ でクリープ試験を中断した。中断材の反射電子像を Photo. 4 に示す。 $20\sim 30\ \mu\text{m}$ の非常に大きな粒界割れが多数観察さ

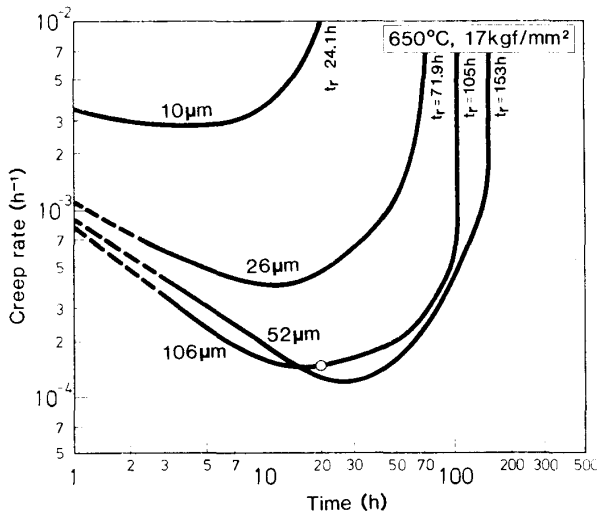


Fig. 6. Creep rate-time curves of the specimens with the different prior austenite grain sizes at 650°C - $17\ \text{kgf}/\text{mm}^2$.

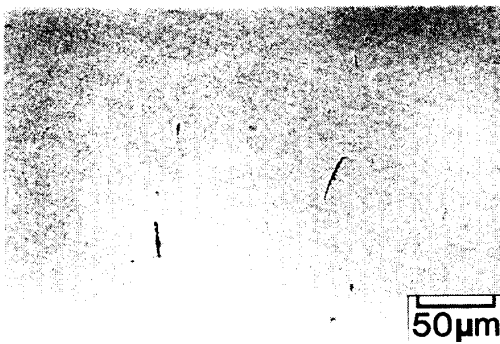


Photo. 4. Reflection electron image of the specimen with the prior austenite grain size of $106\ \mu\text{m}$ after interrupting the test at $20\ \text{h}$ at 650°C - $17\ \text{kgf}/\text{mm}^2$.

れた。割れは試料断面に均一に分布しているのではなく、数個の割れが集団をなして隣接した数結晶粒界に形成されている。さらに、この試料の破断伸びは Fig. 3 に示したように 3.5% であつた。これらのことから、旧オーステナイト粒径が $106\ \mu\text{m}$ の粗粒材を高応力条件のもとでクリープ試験すると、最小クリープ速度に到達する以前に旧オーステナイト粒界に割れが発生し、割れの近傍でさらに別の割れの発生を誘い、有効な断面積が減少してクリープ速度が増加したものと推論される。

3.4.3 粗粒側におけるクリープ抵抗の旧オーステナイト粒径依存性

旧オーステナイト粒径が $50\ \mu\text{m}$ を超えると応力 $17\ \text{kgf}/\text{mm}^2$ ではクリープ抵抗は低下するが、応力が低くなると $50\ \mu\text{m}$ 以上でもクリープ抵抗は増加するようになる。しかし、さらに応力が $6\ \text{kgf}/\text{mm}^2$ にまで低下するとクリープ抵抗の増加に対する粒径の効果は減少して、飽和する傾向を示す。

ところで、ある粒径を超えるとクリープ抵抗が低下ないしは飽和する現象はいくつかの γ 単相の合金¹⁰⁾¹¹⁾¹⁵⁾¹⁸⁾¹⁹⁾あるいは実用合金¹⁶⁾²⁰⁾²¹⁾において報告されている。これらは粒界三重点での応力集中により割れの発生が加速される効果¹¹⁾、あるいは再結晶粒の形成¹⁵⁾¹⁶⁾によるクリープ抵抗の低下が主なる原因と考えられている。しかし、それらはいずれも高応力側で生ず

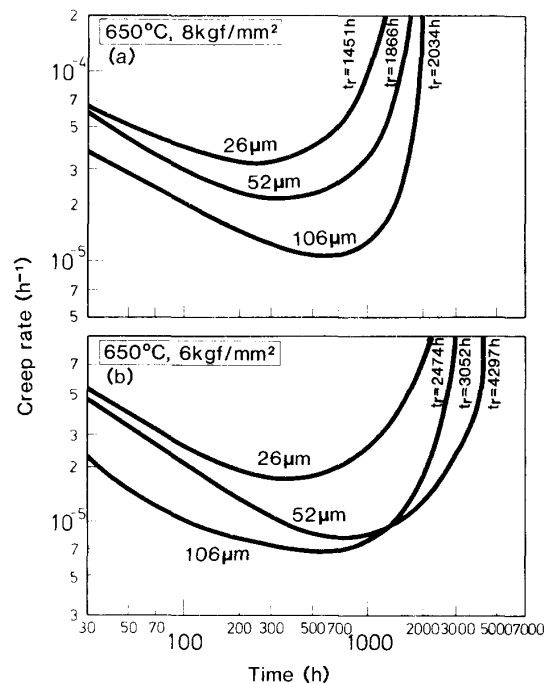
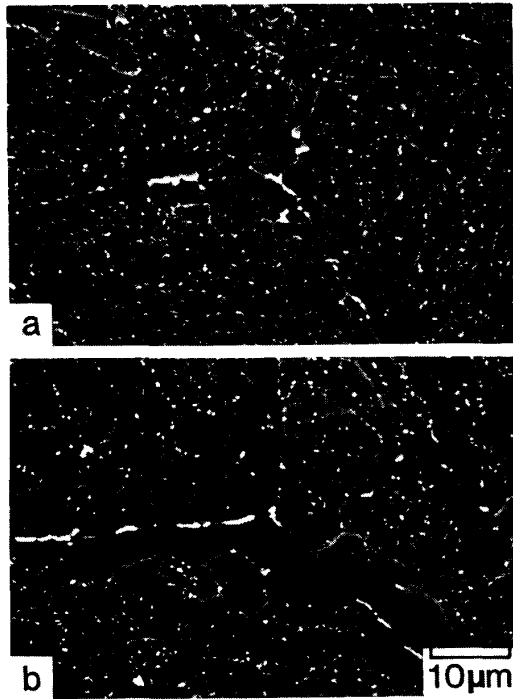


Fig. 7. Creep rate-time curves of the specimens with the different prior austenite grain sizes at 650°C under the stresses of 6 and $8\ \text{kgf}/\text{mm}^2$.



a : 52 μm , $t_r=4\ 297\ \text{h}$ b : 106 μm , $t_r=3\ 052\ \text{h}$

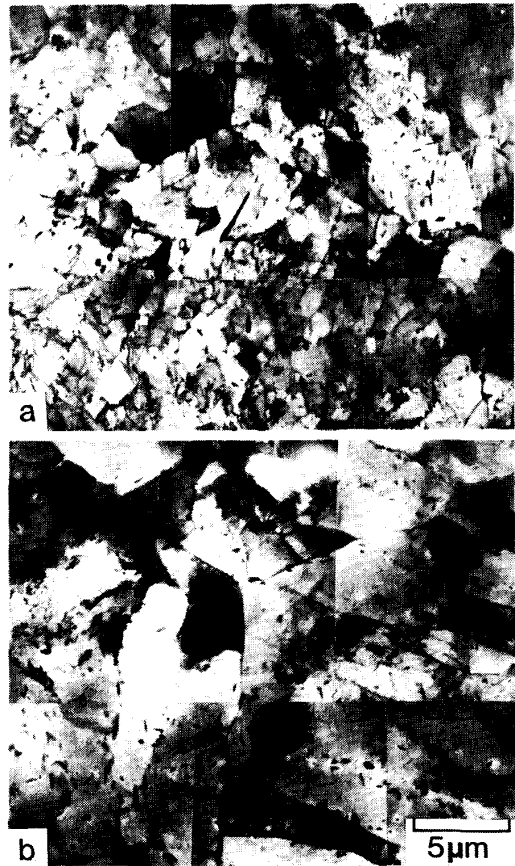
Photo. 5. Secondary electron images of the specimens with the prior austenite grain sizes of 52 and 106 μm after crept at 650°C-6 kgf/mm².

る現象である。そこで本節では、低応力側でこのような傾向が観察された原因について検討する。

各試料の 650°C、応力 8 kgf/mm² 及び 6 kgf/mm² でのクリープ速度-時間曲線を Fig. 7 (a), (b) に示す。(a) に示す応力 8 kgf/mm² では旧オーステナイト粒径の大きなものほどクリープ速度は小さく、より長時間側でより小さな最小クリープ速度を示す。しかし、本研究で行った最も低応力の 6 kgf/mm² (b) の場合には、52 μm の試料と 106 μm の試料の最小クリープ速度の差は少ない。また、後者の最小クリープ速度を示す時間及び破断時間は前者よりも短くなる。

Photo. 5 に 650°C、応力 6 kgf/mm² で破断した 52 及び 106 μm の試料の走査電顕組織を示す。52 μm の試料 a に比べ 106 μm の試料 b は破断時間が短いにもかかわらず、粒界炭化物はより粗大であり、また旧オーステナイト粒界に沿った回復領域の粒内への拡大も顕著である。

Photo. 5 と同一試料の透過電顕組織を Photo. 6 に示す。旧オーステナイト粒径が 106 μm の試料 b は 52 μm の試料 a に比べ破断時間は短い、前者の旧オーステナイト粒界近傍で形成されたサブグレイン及びフェライト粒はラス境界に沿って著しく粒内へと拡大しており、試



a : 52 μm , $t_r=4\ 297\ \text{h}$ b : 106 μm , $t_r=3\ 052\ \text{h}$

Photo. 6. Transmission electron micrographs of the specimens with the prior austenite grain sizes of 52 and 106 μm , crept at 650°C-6 kgf/mm².

料全面で転位密度が著しく低下している。

以上の組織観察結果と、(i) 106 μm の試料の硬さが 1000 h を超えると急激に低下したこと (Fig. 4)、また (ii) 破断伸びは低応力、長時間側で増加したこと (Fig. 3) を併せて考えると、106 μm の試料では、粒界三重点での応力集中により、その近傍での局所的な回復領域の形成が促進され、これが旧オーステナイト粒界だけではなく、ラス境界に沿って粒内へと拡大した結果、クリープ抵抗が急速に低下したものと思われる。低応力側においてこのような現象が生じた原因としては、粗粒材の場合、粒内のラスの形状も粗大化するなどベイナイト組織自体に不均一性が生じ、それがラス境界に沿った回復領域の粒内への拡大を速めている点が重要である。しかし、このような粒内での回復現象は粒界に沿った回復領域がある程度拡大した後で生ずるため、長時間を要する。したがって、このような現象が低応力側で生じたものと推論される。

以上の結果より、長時間の破断強度を考慮した場合、

Cr-Mo-V 鋼の旧オーステナイト粒径は 50 μm 以下に調整されるべきであると結論される。

4. 結 論

旧オーステナイト粒径を広い範囲で変化させた Cr-Mo-V 鋼を用い、650°C でのクリープ特性に及ぼす旧オーステナイト粒径の影響を調べ、それがどのような組織変化と関連するかを検討した結果、以下の結論を得た。

1) 旧オーステナイト粒径の増加に伴いクリープ抵抗は増加し、50 μm 以下の範囲では最小クリープ速度は旧オーステナイト粒径に反比例する。しかし、粒径が約 50 μm を超えるとその程度は小さくなり、高応力及び低応力ではそれぞれ低下あるいは飽和する傾向が認められる。

2) 破断伸びは旧オーステナイト粒径が大きなものほど小さく、106 μm の試料では高応力、短時間側で 5% 以下の著しく小さな値を示すが、破断時間の増加に伴って増加する。

3) 硬さは破断時間の増加に伴い単調に低下し、破断時間が 1000 h 以下の範囲では旧オーステナイト粒径の大小による差異は認められない。しかし、106 μm の試料の硬さだけが 1000 h を超えると急激に低下する。

4) 50 μm 以下の細粒材において、同一応力で中断した試料で認められる回復領域の幅は旧オーステナイト粒径の大小によらずほぼ同じである。

5) 高応力、短時間側で破断した 106 μm の試料では、数個の粗大な割れが観察された。また、割れは均一に分布しているのではなく、集団をなして隣接した数結晶粒界に形成されていた。さらに、低応力で破断した試料では粒界近傍での局所的な回復領域の形成及びそのラス境界に沿った粒内への拡大が粒径の小さい試料に比べ、より著しい。

6) 1) 及び 4) の結果より、粒径が 50 μm 以下における最小クリープ速度と旧オーステナイト粒径との関係を検討して、旧オーステナイト粒径の増加に伴う最小クリープ速度の減少は粒界面積の減少による回復領域の体積率の減少と対応することを明らかにし、Cr-Mo-V 鋼のクリープ抵抗は回復領域の幅ではなく、本質的には体積率によつて決定されることを明らかにした。

7) 旧オーステナイト粒径が 50 μm を超える粗粒側では、高応力の場合、クリープ抵抗が低下するのは最小

クリープ速度を示す以前に割れの発生・伝播が進行することにより、一方、応力がある値以下に低下し長時間を経るとクリープ抵抗の増加が再び認められなくなるのは粒径の増加に伴って組織の不均一性が増加し、回復領域が粒内へと急速に拡大するためと結論した。さらに、これらの結果より、長時間での強度を考慮した場合、Cr-Mo-V 鋼の旧オーステナイト粒径は 50 μm 以下に調整されるべきであると結論した。

終わりに、本研究に協力された千葉工業大学・学生(現・扶桑軽合金) 島津浩司氏に感謝します。さらに、本研究の一部は科学技術庁、科学振興調整費によつたことを付記して、謝意を表します。

文 献

- 1) H. R. TIPLER and B. E. HOPKINS: *Met. Sci.*, **109** (1976), p. 47
- 2) N. SHIN-YA and S. R. KEOWN: *Met. Sci.*, **13** (1979), p. 107
- 3) K. R. WILLIAMS and B. WILSHIRE: *Mater. Sci. Eng.*, **38** (1979), p. 199
- 4) C. J. BOLTON, B. F. DYSON and K. R. WILLIAMS: *Mater. Sci. Eng.*, **46** (1980), p. 231
- 5) K. R. WILLIAMS and B. WILSHIRE: *Mater. Sci. Eng.*, **47** (1981), p. 151
- 6) 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. 123
- 7) 松尾 孝, 木佐貫哲也, 田中良平, 小松周一: 鉄と鋼, **70** (1984), p. 565
- 8) 木村一弘, 木佐貫哲也, 小松周一, 松尾 孝, 田中良平: 鉄と鋼, **71** (1985), p. 1803
- 9) 木村一弘, 松尾 孝, 菊池 實, 田中良平: 鉄と鋼, **72** (1986), p. 474
- 10) F. GAROFALO, W. F. DOMIS and F. Von GEMMINGEN: *Trans. Metall. Soc. AIME*, **230** (1964), p. 1460
- 11) 星田達男: 修士論文(東京工業大学) (1976)
- 12) 仲西恒雄, 松本紀昭, 河田 修: 日本金属学会誌, **41** (1977), p. 263
- 13) 藤岡順三, 村瀬公一, 松田昭三, 喜多 清: 学振 123 委研究報告, **19** (1978), p. 165
- 14) D. McLEAN: *Metall. Trans.*, **7** (1976), p. 1225
- 15) 近藤義宏, 松尾 孝, 篠田隆之, 田中良平: 鉄と鋼, **65** (1979), p. 896
- 16) 近藤義宏, 松尾 孝, 篠田隆之, 田中良平: 鉄と鋼, **67** (1981), p. 1805
- 17) K. KIMURA, N. OHI, K. SHIMAZU, T. MATSUO, R. TANAKA and M. KIKUCHI: *Scripta Metall.*, **21** (1987), p. 19
- 18) W. R. JOHNSON, C. R. BARRETT and W. D. NIX: *Metall. Trans.*, **3** (1972), p. 695
- 19) 西川 廣, 市原留吉, 松尾 孝, 田中良平: 学振 123 委研究報告, **20** (1979), p. 19
- 20) P. SHAHINIEN and J. R. LANE: *Trans. ASM*, **45** (1953), p. 177
- 21) 田村 学, 亀村佳樹, 渡辺力蔵, 千葉芳孝: 鉄と鋼, **65** (1979), p. 1022