

高Crフェライト系耐熱鋼のクリープ変形中における ミクロ組織変化に及ぼすBの影響

東 司*・三木 一宏*・田中 泰彦*²・石黒 徹*³

Effect of B on Microstructural Change during Creep Deformation
in High Cr Ferritic Heat Resistant Steel

Tsukasa AZUMA, Kazuhiro MIKI, Yasuhiko TANAKA and Tohru ISHIGURO

Synopsis : In order to investigate the effect of the boron on microstructural change during the creep deformation of the high Cr ferritic heat resistant steel, the change of precipitate, microstructure and hardness during creep deformation was evaluated. Creep strength increases by suppressing creep deformation with increasing the boron content. The type of the precipitate doesn't change by the boron addition. $M_{23}C_6$ and MX precipitate at quality heat treatment, and then in addition, the Laves phase also precipitates during creep deformation. It is confirmed that the coarsening of $M_{23}C_6$ and Laves phase is suppressed and the refinement of MX is promoted by the addition of boron. In the boron free steel, the recovery of lath martensite structure such as the increase of the martensite lath width and the change into subgrain structure, progresses during creep deformation, and then homogeneous subgrain structure is observed in crept specimen. On the other hand, in 140 ppm boron containing steel, the lath martensite structure is kept within the grain, though subgrain is observed along prior austenite grain boundary in crept specimen. In accelerated creep region, the reducing of hardness of 140 ppm boron containing steel is smaller than that of boron free steel by the heterogeneous recovery at the gage portion. From the evaluation of the creep interrupted test material, it was confirmed that the addition of boron contributed to the creep strengthening by stabilizing the precipitate and suppressing the recovery of the lath martensite structure in the high temperature and long term condition.

Key words: heat resistant steel; high Cr steel; rotor; boron; creep deformation; creep rupture strength; recovery; subgrain; $M_{23}C_6$; MX; Laves; microstructural change.

1. 緒言

超々臨界圧 (Ultra Super Critical: USC) 発電プラントに対応した蒸気タービンロータ用材料として開発され、高温クリープ強度を大幅に改善した 12% Cr 系耐熱鋼には、合金元素として B が数 10~100 ppm 程度添加されている¹⁻⁴⁾ が、フェライト系耐熱鋼のクリープ強化に及ぼす B の影響についてはいまだ不明な点が多い。Takahashi ら⁵⁾ は、B 添加でクリープ強度が著しく向上されること、B は $M_{23}(C,B)_6$ として析出しクリープ試験中の炭化物の粗大化が抑えられること、および粒界近傍の無析出物帯が狭いことを報告した。また、Lundin ら⁶⁾ あるいは Hättestrand ら⁷⁾ は、高解像度の分析機器である APFIM (Atom Probe Field Ion Microscopy) を用いて、10~20 ppm の B を含有する高 Cr フェライト鋼の $M_{23}C_6$ 中に添加した B の 50~70% が含有されることを明らかにした。また、筆者ら⁸⁾ は、焼入れを模擬した昇温過程でのオーステナイト結晶粒の成長特性から、オーステナイト域における $M_{23}C_6$ および (Nb, V) C の安定化に B 添加が寄与することを報告した。このように、B を添加すること

によって析出物が高温、長時間で安定化することを観察したとの報告はあり、クリープ変形中の組織の回復を抑制することによってクリープ強化に寄与することが推定されている^{3,5-10)} が、実際にクリープ変形中に生じているミクロ組織の変化と対比させて観察した報告は少ない。

そこで、クリープ変形に伴う組織変化に及ぼす B の影響を検討することを目的として、クリープ途中止め試験を行い、クリープ変形過程における析出物、ミクロ組織および硬さ変化との関連について検討した結果を報告する。

2. 試験方法

USC 発電プラント対応として開発された新 12Cr 鋼を基本組成として選定し、Table 1 に示すように、B を無添加、あるいは 50 ppm、および 140 ppm 添加した 3 本の 50 kg 鋼塊を VIM で溶製した。鋼塊を 1150°C で加熱して板厚 35 mm、板幅 130 mm に鍛造した後、熱処理を施した。熱処理は実機ロータの調質を想定し、1070°C から大型ロータの中心部を模擬した冷却速度：100°C/h で焼入れを行

平成 12 年 6 月 30 日受付 平成 14 年 6 月 25 日受理 (Received on June 30, 2000; Accepted on June 25, 2002)

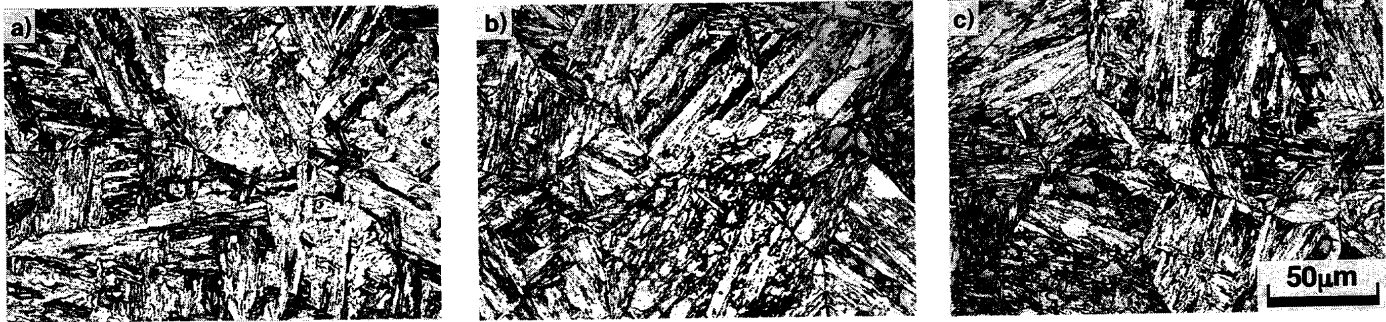
* (株) 日本製鋼所室蘭研究所 (Muroran Research Laboratory, The Japan Steel Works, Ltd., 4 Chatsumachi Muroran 051-8505)

* 2 (株) 日本製鋼所室蘭製作所 (Muroran Plant, The Japan Steel Works, Ltd.)

* 3 (株) 日本製鋼所鉄鋼事業部 (Steel Business Division, The Japan Steel Works, Ltd.)

Table 1. Chemical composition of laboratory heats (mass%).

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Nb	W	Co	B	N
B free	0.13	0.02	0.08	0.009	0.0015	0.23	10.29	0.69	0.20	0.06	1.77	3.12	-	0.0237
50 ppm B	0.09	0.03	0.08	0.007	0.0012	0.24	10.17	0.67	0.19	0.05	1.81	2.98	0.0050	0.0217
140 ppm B	0.11	0.03	0.07	0.008	0.0012	0.24	10.35	0.71	0.20	0.07	1.81	3.00	0.0140	0.0225

Fig. 1. Optical micrographs of laboratory heats as QT condition.
a) B free steel, b) 50 ppm B steel, c) 140 ppm B steel

い、570°Cで20時間保持と680°Cで20時間保持とした2回の焼戻しを施し、供試材とした。鍛造方向に直角な方向から、室温引張試験片、衝撃試験片、クリープ試験片を採取し、各試験を実施した。

室温引張試験は、平行部直径12.5 mm、平行部長さ60 mmの丸棒引張試験片を用い、0.2%耐力測定までの応力増加率を10 MPa/s、0.2%耐力以降の歪み速度を10 mm/min、ゲージ長50 mmの条件で実施した。

衝撃試験には、10 mm角、55 mm長さ、2 mm VノッチのJIS4号衝撃試験片を用いた。490J容量のシャルピー衝撃試験機を使い、20°Cピッチの数温度で各2本以上の衝撃試験を実施した。その破面率を測定し、延性脆性破面遷移温度 (Fracture Appearance Transition Temperature, 以降 FATT と称す) を求めた。

クリープ試験は平行部直径6 mm、標点距離30 mmのつば付き円形断面試験片を用い、650°C、157 MPaで実施した。B無添加鋼は250, 500, 1200時間でクリープ試験を中断し、50 ppm B 添加鋼および140 ppm B 添加鋼は500, 1200, 2000時間でクリープ試験を中断した。それらクリープ中断材を供試材とし、調質まま、クリープ破断材とあわせて、それぞれ5段階のクリープ進行過程における析出物、マイクロ組織の変化の観察、および硬さ変化の測定を行った。各試験片において、ネジ部の試材から電解抽出残渣を採取して析出物のX線回折による同定、化学分析による析出物の定量分析を行い、平行部の試材を用いてカーボン抽出レプリカ、および薄膜による透過電子顕微鏡観察を行った。また、ネジ部の応力無負荷部および平行部から採取した試料のピッカース硬さを測定し、クリープ変形に伴う析出物、マイクロ組織の挙動との関連について検討を行った。析出物の同定は、制限視野電子線回折とEDSとを併用して判断した。

Table 2. Mechanical properties.

Steel	Tensile property at room temperature					Impact property
	0.02YS MPa	0.2YS MPa	TS MPa	El. %	R.A. %	FATT °C
B free	643	750	895	22.1	60.3	62
50 ppm B	631	760	904	22.1	60.3	65
140 ppm B	649	757	903	22.2	62.9	82

3. 試験結果

3.1 ミクロ組織、機械的特性

3鋼種の調質まま材の光学顕微鏡観察の結果を Fig. 1 に示す。焼戻しマルテンサイト単相組織が得られており、B添加による相違は光顕レベルでは認められなかった。

機械的特性を Table 2 に示す。B含有量の増加に伴って靱性は低下する傾向を示したが、引張強度変化はほとんど認められなかった。Bの添加による機械的特性への影響についてはTsudaら²⁾、Kanekoら³⁾により報告されているが、本結果も同様の傾向を示したといえる。

3.2 クリープ特性

Fig. 2にB含有量変動材のクリープ歪み-時間曲線を示した。B含有量の増加とともにクリープ変形が抑えられ、クリープ破断時間は長時間側へ移行し、140 ppmのBの添加により、2倍以上のクリープ破断時間の増加が認められた。Fig. 3にクリープ歪み速度-時間曲線を示した。B含有量の増加に伴って最小クリープ速度の低下が認められ、また、B添加鋼における定常クリープ域はB無添加鋼と比較して明らかに増加する傾向が認められた。

3.3 クリープ試験中断材の薄膜観察

以下に述べるマイクロ組織観察は、B無添加鋼と140 ppm B添加鋼の2鋼種を供試材として実施した。

Fig. 4に調質まま材の薄膜によるTEM組織を示した。B

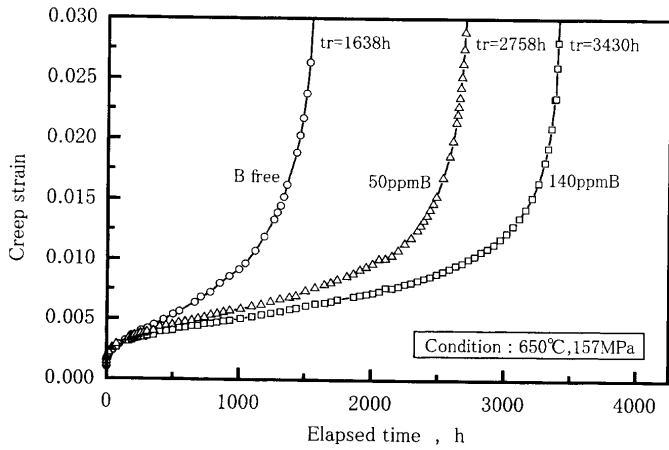


Fig. 2. Measured creep curve of laboratory heats.

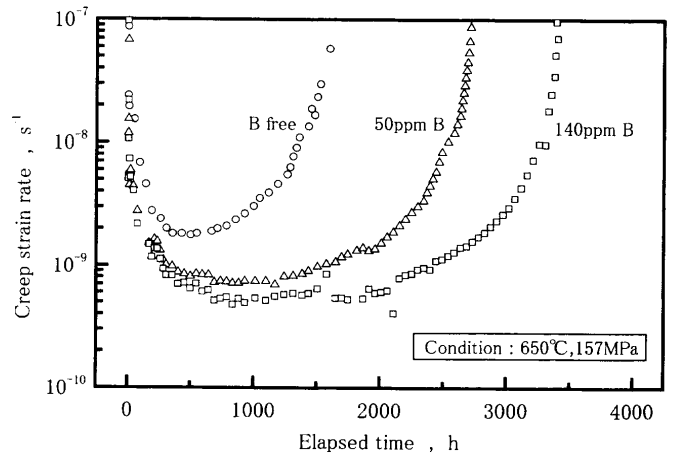


Fig. 3. Relationship between creep strain rate and elapsed time.

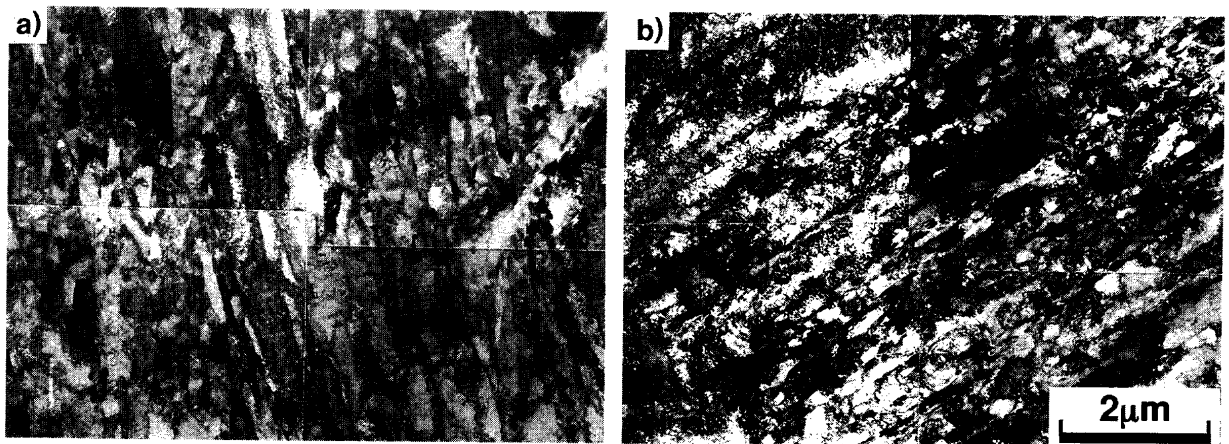


Fig. 4. Transmission electron micrographs of as QT condition. a) B free steel, b) 140 ppm B steel

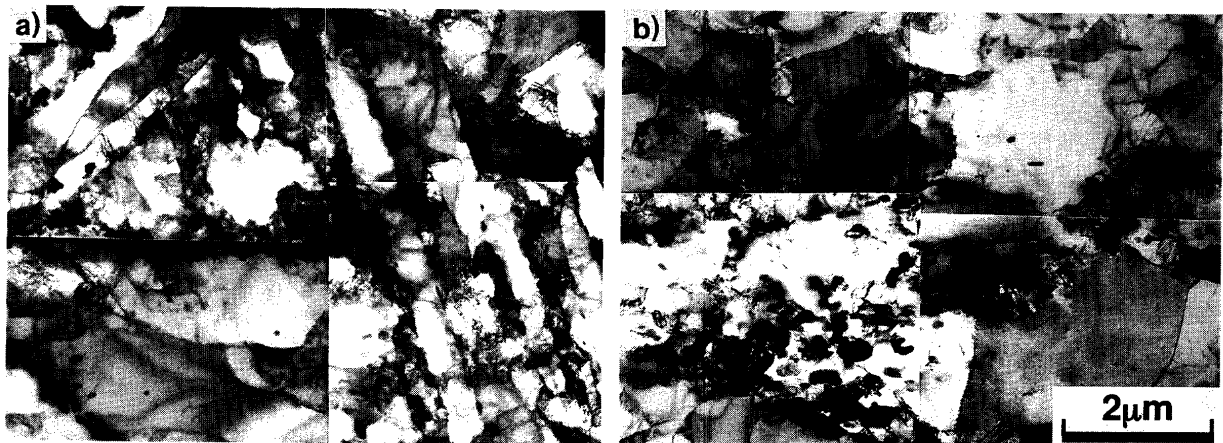


Fig. 5. Transmission electron micrographs of B free steel during creep deformation at 650°C. a) interrupted at 1200 h, b) ruptured at 1638 h

添加の有無によらず、両者は高い転位密度の焼戻しマルテンサイト単相組織を示し、ラス組織にも大きな違いは認められなかった。

Fig. 5にB無添加鋼のクリープに伴うマイクロ組織変化を示した。1200時間経過時のマイクロ組織は、ラス巾の増加

が認められ、一部サブグレイン化による組織の回復が進行しているのが観察された。さらに破断材(1638時間)では、マルテンサイトラス組織は全く残存しておらず、等軸なサブグレインのみが観察された。

140ppmB添加鋼のクリープの進行に伴うマイクロ組織の

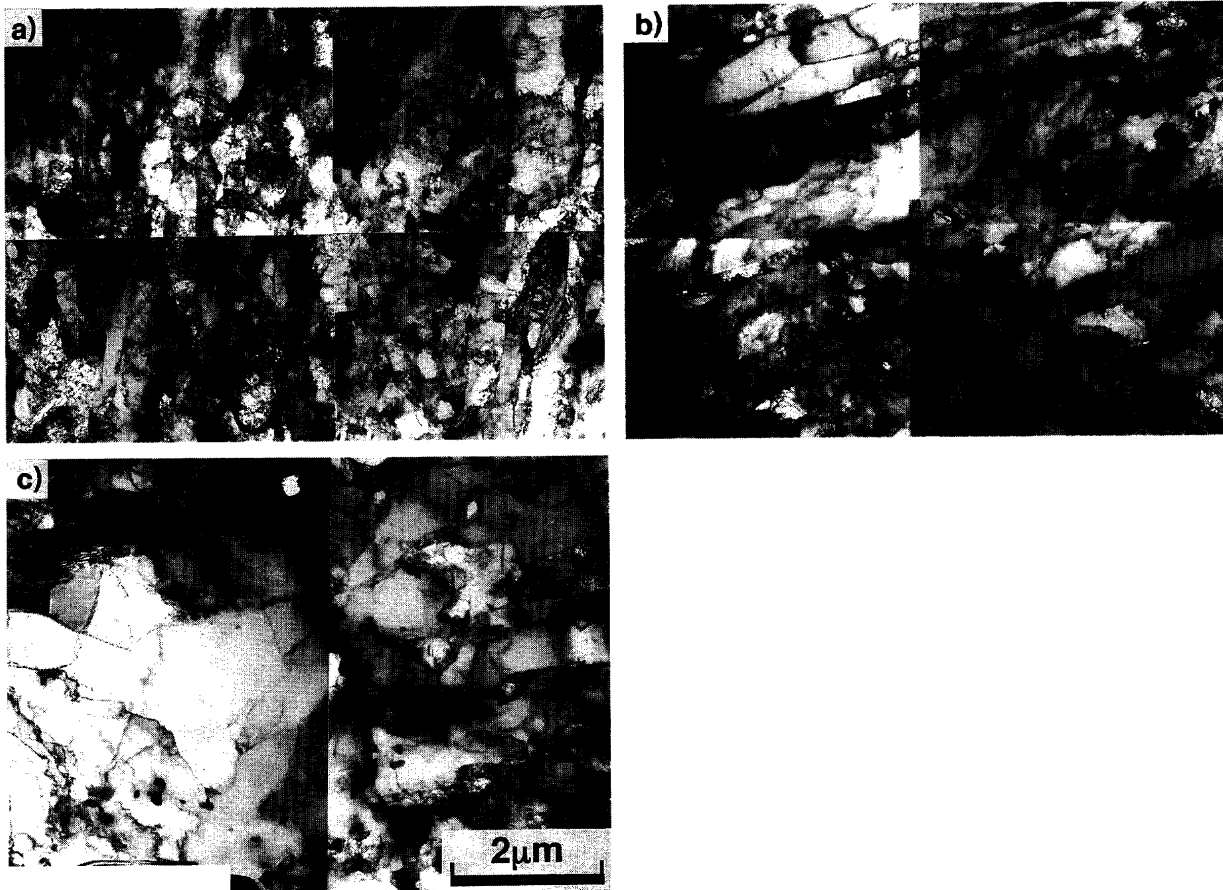


Fig. 6. Transmission electron micrographs of 140 ppm B steel during creep deformation at 650°C. a) interrupted at 2000 h, b) ruptured at 3430 h (within grain), c) ruptured at 3430 h (grain boundary)

変化を Fig. 6 に示すが、B 無添加鋼における破断時間以上の 2000 時間中断材においても若干のラス巾の増加は認められるものの、均一な焼戻しマルテンサイト組織が保たれていた。破断材 (3430 時間) において、旧オーステナイト粒界でサブグレインの生成による局所回復が認められ、粒内ではラス巾の増加はあるものの、依然として焼戻しマルテンサイト組織が維持され、回復が遅延されているのが観察された。

4. 考察

B 添加によるクリープ強度の向上、および組織回復の抑制と析出物の関係について検討することを目的として、以下に示す考察を行った。

4.1 650°C 時効に伴う析出物の変化

クリープ中断材のネジ部試材を供試材として電解抽出残渣を採取し、X 線回折により析出物の同定を行った。結果を Table 3 に示すが、3 鋼種の X 線回折の結果から、B 添加によって析出物の種類に差は認められなかった。全鋼種において、調質ままでは、 $M_{23}C_6$ と MX が認められ、650°C での保持とともにさらに Laves 相の析出が認められた。

Table 3. X-ray analyzed results of extracted residue from interrupted creep specimen (creep test temperature : 650°C, applied stress: 157 MPa).

Steel	As QT	250h	500h	1200h	2000h ^{*1)}
B free	$M_{23}C_6$, MX	$M_{23}C_6$, MX, Laves	$M_{23}C_6$, MX, Laves	$M_{23}C_6$, MX, Laves	$M_{23}C_6$, MX, Laves
50 ppm B	$M_{23}C_6$, MX	—	$M_{23}C_6$, MX, Laves	$M_{23}C_6$, MX, Laves	$M_{23}C_6$, MX, Laves
140 ppm B	$M_{23}C_6$, MX	—	$M_{23}C_6$, MX, Laves	$M_{23}C_6$, MX, Laves	$M_{23}C_6$, MX, Laves

*1) 1638h ruptured specimen was used in the analysis of B free steel

また、B 無添加鋼と 140 ppm B 添加鋼のクリープ中断材のネジ部試材から採取した電解抽出残渣の化学分析結果を Fig. 7 に示す。両鋼種ともに調質ままと比較して 650°C での保持に伴って析出物中の合金元素量が増加する傾向にあり、とくに Fe, W 量の著しい増加が認められた。焼戻し温度よりも低い温度での保持であり、X 線回折の結果と併せて考えると、 $M_{23}C_6$ の増加ではなく $(Fe, Cr)_2(Mo, W)$ 型の Laves 相の析出に起因するものと推定される。Mimura ら¹¹⁾ は、9Cr-1.8W 鋼を用いて TTP 線図を採取し、Laves 相の析出ノーズを得ているが、650°C では 300 時間以上の保持で Laves 相析出を認めており、ほぼ本結果と一致する。

また、析出物に含まれる合金元素量に及ぼす B の影響と

して、V量を減少させる効果が認められた。その他の合金元素量はB添加の影響をほとんど受けなかった。ここで、残渣の濾過に孔サイズがφ200 nmのフィルターを用いた後、孔サイズφ30 nmのフィルターを用いたことから、φ30 nm以上の析出物はすべて定量分析されている。VはMXの主構成元素であるが、筆者ら¹²⁾が確認しているように、MXは本鋼種の析出強化に著しく寄与する析出物であることが知られている。また、Lundinら⁶⁾は、APFIMを用いてB添加高Crフェライト鋼の焼戻しマルテンサイト母相中にCr, V, Fe, C, Nのリッチな微小析出物を検出しており、Glen¹³⁾により説明された、転位の歪み場に微小な析出物が動的に核生成と消失を繰り返すことで転位をピンニングし、クリープ変形の抵抗となると考える Latent creep resistantにBの添加が寄与することを示唆した。Murayama

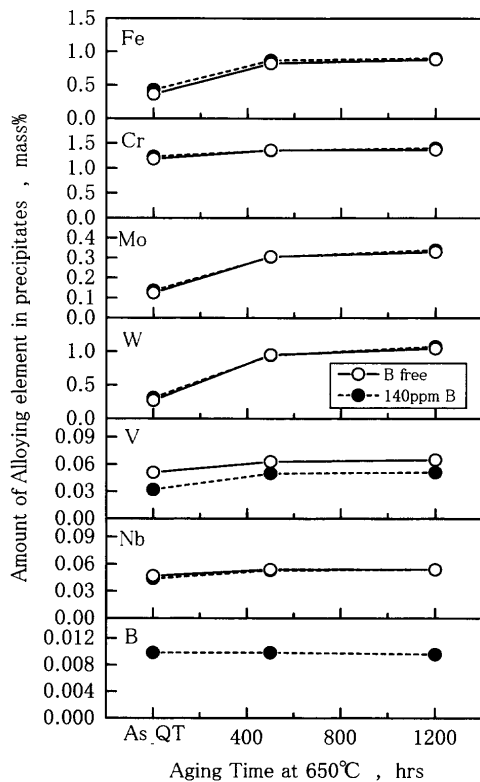


Fig. 7. Chemical analyzed results of extracted residue for interrupted creep specimen at 650°C.

ら¹⁴⁾も同様に、APFIMを用いてB添加高Crフェライト鋼の焼戻しマルテンサイト母相中にB, C, V, W濃度の高い領域を検出し、数nm程度の微細な析出物あるいはクラスターの存在を示唆している。これらのAPFIMを用いた微小領域の分析結果、およびBの添加によってMXの析出量は減少したがクリープ強度は向上したことを併せて考えると、B添加鋼の方が抽出残渣中のV量が減少した原因は、B添加によってMX析出物のサイズが抽出残渣のフィルターの孔サイズよりも著しく小さくなったか、VがMXのように炭窒化物を構成せずにBやC原子とクラスターを形成したことが推定される。その結果、クリープ強化に寄与する析出強化能を損なうことなく、抽出残渣中で濾過分離され、定量分析された析出物中のV量が減少したものと考えられる。Bの添加が本鋼種におけるMX析出物の高温安定化に影響することは、 γ 化昇温過程において、Bの添加がMXの固溶温度を高温側へシフトさせる効果を有することを筆者ら⁸⁾が報告している。過去に報告したB添加によるMX安定化効果とFig. 7のB添加によるMX析出量の減少は逆の影響のようにもみえるが、前記のようにBの添加によりMXが微細化したと考えることで、同じようにMXを安定化する効果が得られたとみることができよう。MXの微細化に及ぼすB添加の影響を検証するため、B無添加鋼の1638時間破断材と、140ppmB添加鋼の2000時間クリープ中断材との平行部のカーボン抽出レプリカのTEM観察結果を行い、MXサイズの比較を実施した。観察結果の一例をFig. 8に示す。ここで、MXはNbを主とした炭窒化物であるNbXとVを主体とした炭窒化物であるVXとに分類されるが、Fig. 8ではVXのみが観察され、矢印で示したVX以外の析出物は $M_{23}C_6$ とLaves相であった。このように、本鋼種へのBの添加はVXの析出サイズを小さくする効果があることが確認された。しかしながら、MXのサイズ分布に及ぼすB添加の影響を定量的に把握するには、より詳細なミクロ観察が必要であり、今後の検討課題としたい。

また、140ppmB添加鋼の抽出残渣中には総添加Bのおよそ7割が含まれており、時効前後でほとんど変化は認め

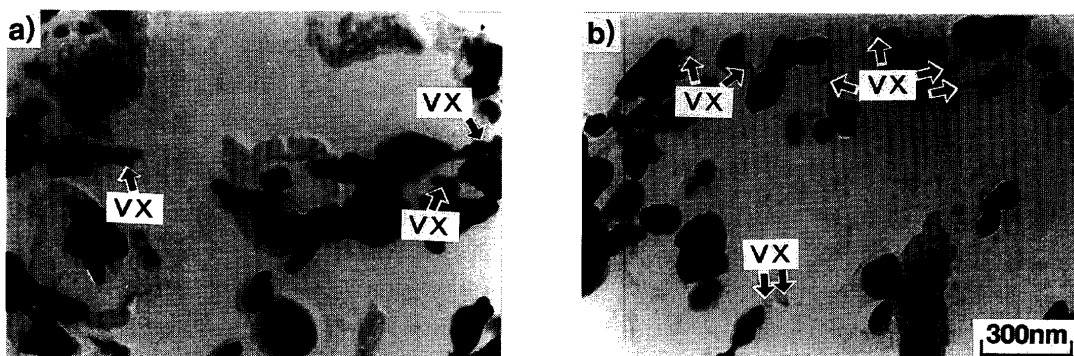


Fig. 8. Transmission electron micrographs of precipitates in gauge portion during creep deformation at 650°C. a) B free steel (1638h), b) 140 ppm B steel (2000h)

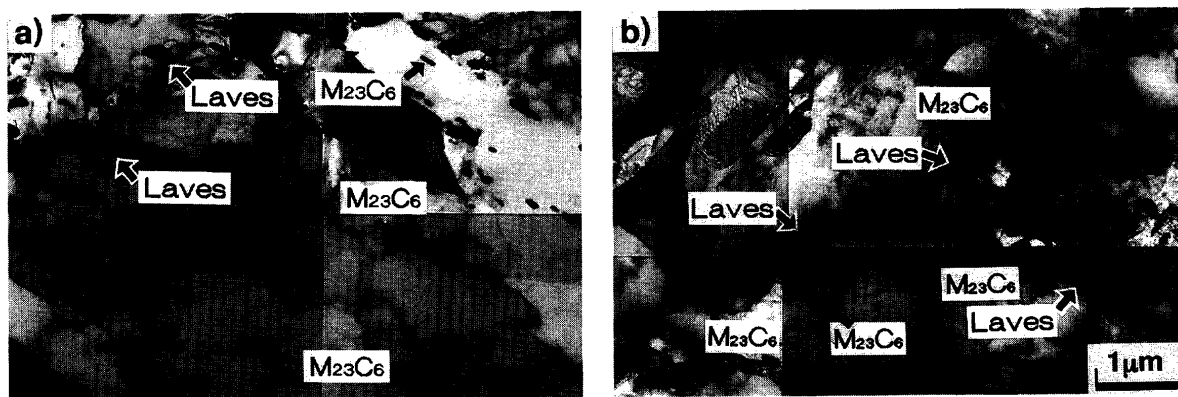


Fig. 9. Identification result of precipitates by using ruptured specimen at 650°C.
a) B free steel (1638 h), b) 140 ppm B steel (3430 h)

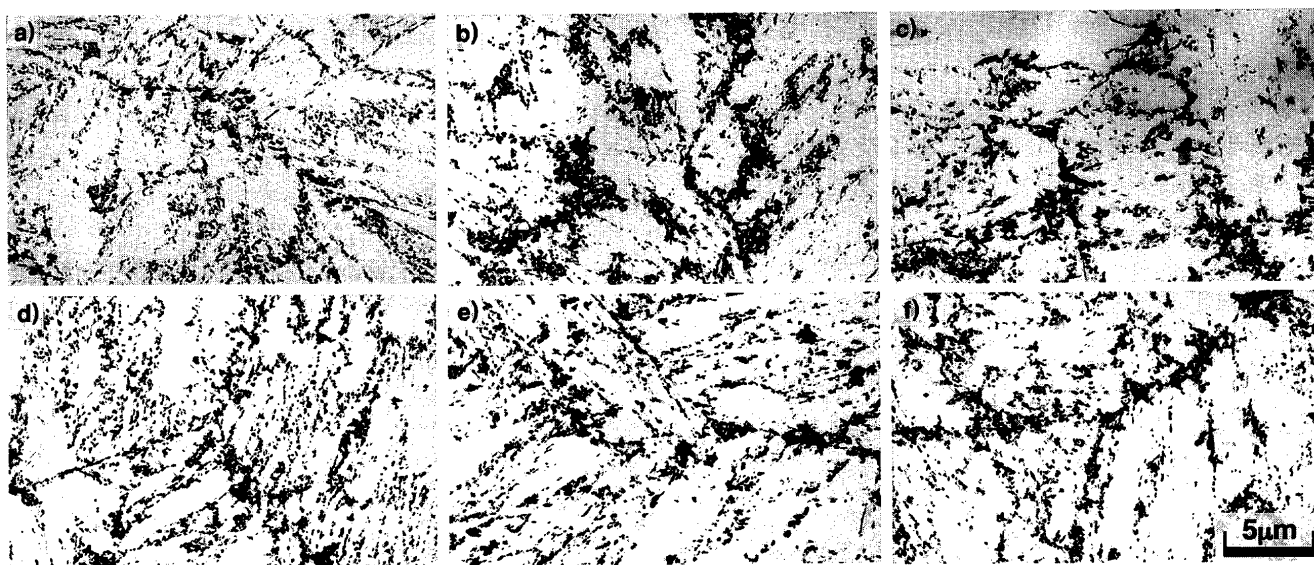


Fig. 10. Transmission electron micrographs of precipitates in gauge portion during creep deformation at 650°C.
a) B free steel: As QT, b) B free steel: interrupted at 1200 h, c) B free steel: ruptured at 1638 h, d) 140 ppm B steel: As QT, e) 140 ppm B steel: interrupted at 2000 h, f) 140 ppm B steel: ruptured at 3430 h

られなかった。

4.2 クリープ破断材のマイクロ組織回復と析出物の関係

マイクロ組織の回復に対する析出物の影響を検討するために、B無添加鋼と140 ppm B添加鋼の破断材の平行部を用いてM₂₃C₆とLaves相の同定を行い、各析出物の析出位置を調査した。結果の一例をFig. 9に示す。B無添加鋼では、巾の広がったラス境界、サブグレイン境界および旧γ粒界にM₂₃C₆とLaves相が検出され、粗いラス内部にもM₂₃C₆が検出された。140 ppm B添加鋼では、ラス境界、サブグレイン境界、ブロック境界、パケット境界、および旧γ粒界にM₂₃C₆とLaves相が検出された。

また、クリープ試験片の平行部から採取したカーボン抽出レプリカのTEM観察結果をFig.10に示す。クリープの経過時間の増加とともに析出物の凝集粗大化が観察されるが、Takahashiら⁵⁾の報告と同様に、B無添加鋼と比較して140 ppm B添加鋼の析出物の凝集粗大化は遅れて観察され、析出物の凝集粗大化を抑制するB添加の効果が推定され

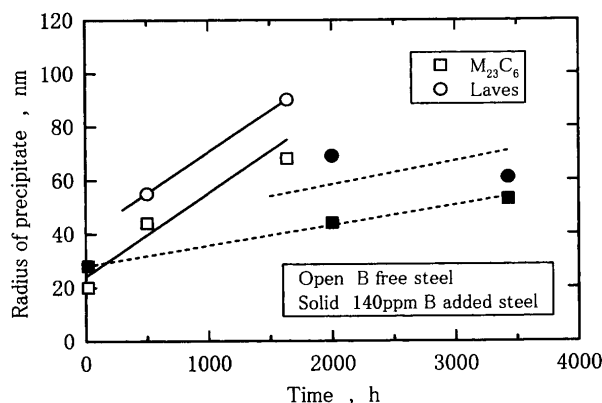


Fig. 11. Growth behavior of precipitates in gauge portion during creep deformation at 650°C.

た。B添加による析出物の粗大化を抑制する効果についてさらに定量的な評価を行うために、クリープ中断材の平行部から採取した抽出レプリカおよび薄膜を用いてM₂₃C₆およびLaves相のサイズの測定を行った。その結果をFig.11

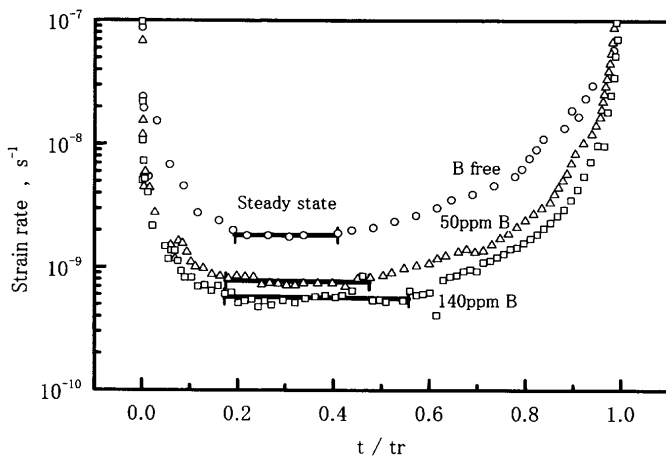


Fig. 12. Relationship between creep strain rate and normalized time by using ruptured time (creep test temperature: 650°C).

に示す。クリープの経過時間の増加とともにM₂₃C₆およびLaves相のサイズも増加する傾向にあるが、Bの添加によって析出物のサイズの増加が抑制されることが確かめられた。

以上の観察結果から、M₂₃C₆とLaves相はマルテンサイトラス中の増加やサブグレインの生成・成長といった組織の回復に対し、界面移動の抵抗としての作用を有しており、B添加によるM₂₃C₆およびLaves相の粗大化抑制効果、および前述のMXの微細化によって、組織の回復が抑制されたものと考えられる。

4.3 クリープ変形に伴う硬さ変化

B添加によるクリープ強化とミクロ組織との関係を検討するため、クリープ歪み挙動の解析とクリープ変形に伴う硬さ変化挙動の測定を行った。

横軸を破断時間で規格化した時間としてクリープ歪み速度を整理した結果をFig.12に示す。B含有量の増加とともに歪み速度は低下し、定常クリープ領域の割合が増加する傾向が認められた。逆に三次加速クリープ領域はB含有量の減少とともに増加する傾向を示した。

クリープ中断材の硬さ変化を測定した結果をFig.13に示す。調質まま材の硬さは、Table 1に示した室温引張試験結果と同様に3鋼種ともほぼ同一の値を示した。一方、クリープ中断材およびクリープ破断材の硬さは、クリープ時間の経過とともに低下する傾向が認められた。ネジ部、および平行部では、Bの増加とともに硬さの低下が抑えられており、B添加による焼戻し軟化抵抗の改善が示された。焼戻し軟化抵抗の改善に及ぼすBの効果については、Fig. 10に示した析出物の粗大化抑制による析出強化効果の維持、およびマルテンサイトラス組織の回復抑制によるものと推定される。

また、ネジ部と比較して平行部における硬さの低下の著しいことが明らかであり、B無添加鋼、50ppm B添加鋼においては、クリープ三次域において、さらに著しい軟化が

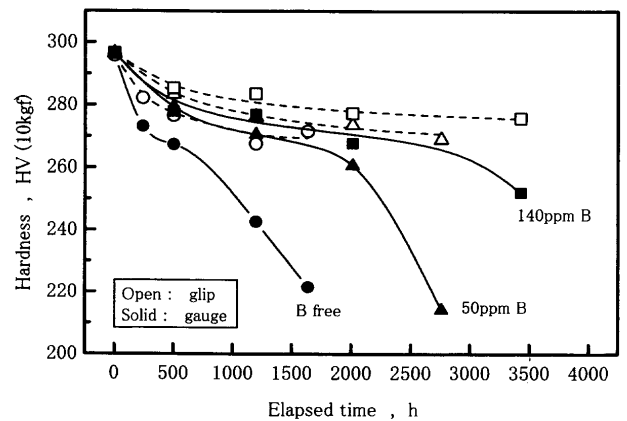


Fig. 13. Comparison of change in hardness during creep deformation at 650°C.

認められた。140ppm B添加鋼においても、クリープ時間経過に伴う平行部の軟化が認められるが、三次域における著しい軟化は認められなかった。その理由は、140ppm B添加鋼では、破断材において旧γ粒界にサブグレインの生成が観察されたものの、粒内ではマルテンサイトラス組織が残存し、高い転位密度を維持しており、局部回復組織の平均硬さを測定した結果、破断材における著しい硬さ低下が認められなかったためと考えられる。

先に示したFig.12における定常クリープ領域の増加も、B添加によって組織の回復が抑制された結果、三次加速クリープへの移行が遅れたためと考えてよいであろう。

以上のように、B添加によるMXの微細化が観察され、M₂₃C₆、Laves相の成長を抑制する効果が確かめられたことから、MXの微細化、M₂₃C₆、Laves相の粗大化抑制効果を通じてBの添加がクリープ強化に寄与することを確認することができた。しかしながら、B添加による各析出物の安定化の機構、析出物に関連しないB添加によるクリープ強度向上効果の有無については、今後の検討課題としたい。

5. 結言

クリープ変形に伴う組織変化に及ぼすBの影響を検討することを目的として、クリープ途中止め試験を行い、クリープ変形過程における析出物、ミクロ組織の変化について観察し、析出物の安定性の観点から検討を実施し、以下の結論を得た。

(1) B含有量の増加とともにクリープ変形が抑えられ、クリープ速度の低下、定常クリープ域の増加により、クリープ強化される。

(2) B無添加鋼では、クリープ変形途中からマルテンサイトラス中の増加、サブグレインの生成による組織回復が進行し、クリープ破断時には均一な等軸サブグレイン組織となる。

(3) 一方、140ppm B添加鋼では、定常クリープ域に

においてサブグレインは生成されず、クリープ破断時に旧オーステナイト粒界においてサブグレインが生成されることによる局所回復が認められるものの、粒内ではマルテンサイトラス組織が維持される。

(4) B添加により析出物の種類は変化せず、調質ままで $M_{23}C_6$, MXが、クリープの進行とともにさらにLaves相が析出する。

(5) Bの添加によって、MXの微細化が促進され、 $M_{23}C_6$, Laves相の凝集粗大化が抑制されることが確かめられた。

(6) クリープ中断材における平行部の硬さ測定の結果とクリープ歪み-時間曲線とは良好な対応が認められ、初期クリープ域と三次クリープ域といった歪み速度の速い領域において著しい軟化が認められる。ただ、140ppmB添加鋼の三次クリープ域において平行部の硬さの低下が認められないのは、局所回復による破断のためである。

(7) Bの添加は、MXを微細化する効果、および $M_{23}C_6$, Laves相の粗大化を抑制する効果を有し、焼戻しマルテンサイト組織の回復を抑制させることでクリープ強化に寄与する。

なお、本報告の供試材は(株)東芝との共研開発材をベース組成としたものであり、(株)東芝に謝意を表する。

文 献

- 1) T.Fujita: *Therm. Nucl. Power*, **42** (1991), 1485.
- 2) Y.Tsuda, M.Yamada, R.Ishii, Y.Tanaka, T.Azuma and Y.Ikeda: 13th International Forgemasters Meeting, Korean Institute of Metal & Materials, Changwon, (1997), 417.
- 3) R.Kaneko, S.Nakamura, Y.Watanabe, Y.Tanaka and T.Fujita: *Therm. Nucl. Power*, **46** (1995), 968.
- 4) C.Berger, E.Potthast, R.Bauer and G.A.Honeyman: 11th International Forgemasters Meeting, M.Priante, (1991), IX. 5.
- 5) N.Takahashi, T.Fujita and T.Yamada: *Tetsu-to-Hagané*, **61** (1975), 2263.
- 6) L.Lundin, S.Fällman and H.-O.Andrén: *Mater. Sci. Technol.*, **13** (1997), 233.
- 7) M.Hättestrand, M.Schwind and H.-O.Andrén: *Advanced Heat Resistant Steels for Power Generation*, The University Press, Cambridge, (1998), 199.
- 8) T.Azuma, K.Miki, Y.Tanaka and T.Ishiguro: *Tetsu-to-Hagané*, **86** (2000), 667.
- 9) T.Muraki, Y.Hasegawa, H.Tamehiro, M.Ohgami, N.Maruyama and M.Mikami: *CAMP-ISIJ*, **11** (1998), 1141.
- 10) T.Horiuchi, Y.Fujitsuna, M.Igarashi and F.Abe: *CAMP ISIJ*, **12** (1999), 1326.
- 11) H.Mimura, M.Ohgami, H.Naoi and T.Fujita: *Proc. Materials for Advanced Power Engineering 1994*, Kluwer Academic Publishers, Dordrecht, (1994), 361.
- 12) T.Azuma, K.Miki, Y.Tanaka and T.Ishiguro: *CAMP-ISIJ*, **12** (1999), 491.
- 13) J.Glen: *J. Iron Steel Inst.*, **189** (1958), 333.
- 14) M.Murayama, K.Houno, M.Igarashi and F.Abe: *CAMP ISIJ*, **13** (2000), 572.