

# 微量の B 及び Zr を単独または複合添加した Ni-26 Cr-17 W 合金のクリープ破断特性

© 1989 ISIJ  
 技術報告  
 //

田辺 龍彦\*・阿部富士雄\*・岡田 雅年\*  
 浜野 隆一\*・平賀啓二郎\*<sup>2</sup>

## Creep Rupture Properties of Ni-26 Cr-17 W Alloys with Small amount of B and/or Zr

Tatsuhiko TANABE, Fujio ABE, Masatoshi OKADA,  
 Ryuichi HAMANO and Keijiro HIRAGA

### Synopsis :

Creep rupture tests were carried out at 1 000°C in air on the Ni-26Cr-W alloys containing small amount of B and/or Zr, and the effect of the minor elements addition on the creep rupture properties was investigated in relation to the microstructure. The results obtained were summarized as follows ;

1. A minimum creep rate was decreased remarkably through small addition of B. This is attributed to the uniform and fine dispersion of  $M_{23}C_6$  in a grain during creep deformation. The state was kept at least up to 2 500 h.

2. A rupture ductility was improved by a small addition of Zr. This seems to result from the increase of the surface energy for cracking at the grain boundary through the Zr addition.

3. Owing to (1) and (2), the alloy containing a small amount of B and Zr showed better creep rupture properties than the alloys solely with B or Zr. Its rupture life was longer than that of 113MA (Ni-23Cr-18W) and the life difference was apt to become larger with decreasing in the applied stress.

Key words : high temperature gas-cooled reactor ; intermediate heat exchanger ; Ni-Cr-W alloy ; creep rupture properties ; minor elements addition ; microstructure.

## 1. 緒 言

Ni-Cr-W 系合金は高温ガス炉中間熱交換器用第二世代合金として日本原子力研究所を中心に鋭意開発が進められている<sup>1)</sup>が、著者らも既に開発されている 113 MA (Ni-23 Cr-18 W)<sup>2)</sup>, KSN (Ni-15 Cr-26 W)<sup>3)</sup>, MA-X70 (Ni-20 Cr-20 W)<sup>4)</sup>を参考にして、同系合金の Cr と W のバランスのクリープ破断特性に及ぼす影響を調べ<sup>5)</sup>, その定常クリープ速度が低いことや高温ガス炉近似 He 中で脱炭しないこと等の観点から Ni-26 Cr-17 W を基本組成として選んだ。

一方、耐熱合金のクリープ破断特性の向上に B, Zr の添加が有効であることはよく知られており<sup>6)</sup>, 実際上記 3 合金にも Zr あるいは B と Zr が添加されている。しかし、これらの元素の添加による特性向上の原因は必

ずしも明確でなく、 $\alpha$ -W を析出する Ni-Cr-W 系合金においては特に B の添加効果について微細組織と関連させて調べられた例はない。

そこで本研究では Ni-26 Cr-17 W に微量の B (0.004 wt% 目標) 及び Zr (0.05 wt% 目標) を単独または複合添加した材料について大気中 1 000°C でのクリープ破断試験を行い (最長 2 500 h), 得られたクリープ破断特性 (破断寿命, 最小クリープ速度, 破断延性) と破断材の組織との関連から B 及び Zr の添加効果の原因を明らかにすることを目的とした。

## 2. 実験方法

溶製合金の基本組成の目標を Cr : 26, W : 17, Ti : 0.5, C : 0.05, Ni : バランス (単位 : wt%) とし, Zr (0.05 wt%), B + Zr (0.004 wt% B + 0.05 wt% Zr),

昭和 59 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 63 年 1 月 27 日受付 (Received Jan. 27, 1988)

\* 金属材料技術研究所筑波支所 工博 (Tsukuba Laboratories, National Research Institute for Metals, 1-2-1 Sengen Tsukuba 305)

\*<sup>2</sup> 金属材料技術研究所筑波支所 (Tsukuba Laboratories, National Research Institute for Metals)

Table 1. Chemical compositions of the alloys (wt%).

Alloy	C	Cr	W	Ti	Zr	B	O	N	Ni
1401	0.05	25.94	16.62	0.52	0.03	0.001	0.003	0.0016	Bal.
1402	0.05	26.16	16.84	0.52	0.04	0.005	0.0039	0.0016	Bal.
1404	0.05	26.08	16.62	0.52	0.002	0.004	0.0053	0.0019	Bal.

B (0.004 wt%) を添加した3種の合金を真空高周波炉で17 kg溶製した。インゴットの化学組成を Table 1 に示す。上記の元素以外に Mg を脱酸、脱硫を目的として 0.005 wt% 添加した。これらインゴットを真空加熱炉中 1250°C、24 h の均質化焼鈍後、縦に二つ割りし (テーパ型インゴット: 90 mm□~80 mm□→平均板厚~42 mm)、1000°C で 10 mm 厚まで熱間圧延した。その後、1275°C × 1 h → W. Q. の処理をしたものを素材として、平行部長さ 30 mm、平行部直径 6 mm を有するクリープ破断試験片を圧延方向に平行に採取した。溶体化処理によって得られた平均結晶粒径は3種の材料ともほぼ 450 μm であった。

クリープ破断試験は 1000°C の大気中で行った。クリープ伸びはプルロッドに取り付けたダイヤルゲージで測定した。負荷応力は 5, 4, 3.5 及び 3 kgf/mm<sup>2</sup> とした。

破断後の試料について伸び、絞り測定、顕微鏡あるいは透過電顕 (TEM) による観察、X線マイクロアナライザー (EPMA) による元素分析、窒素分析、及び電解抽出残渣の X線回折を行った。

TEM 観察用試料は約 0.3 mm 厚のディスクを応力軸に垂直な方向から切り出し、双ジェット法によって薄膜としたものを使用した。なお、電解液としては酢酸-8% 過塩素酸を用いた。

窒素分析試料も上記と同様のサイズのディスクであり、窒素分析は酸素窒素同時分析計によって行われた。

X線回折のための電解抽出残渣は表面の酸化、窒化による影響を避けるため、旋盤による研削及びエメリー紙による研磨で表面から 1 mm 程度取り去った ~4 mmφ × 10 mm l の試料をメチルアルコール 10% 塩酸中で電解後、0.1 μm メッシュフィルターで回収したものを使用した。X線回折は CuKα 線 (30 kV, 15 mA) によって行われた。

### 3. 実験結果

#### 3.1 クリープ破断特性

Fig. 1 に供試合金の大気中 1000°C における負荷応力とクリープ破断時間の関係を示す。比較のために先の大規模プロジェクトで最強であった 113 MA (Ni-23 Cr-18 W) のデータ<sup>7)</sup>をも併せて示した。供試3合金はいずれも 113 MA と同等あるいはそれ以上のクリープ

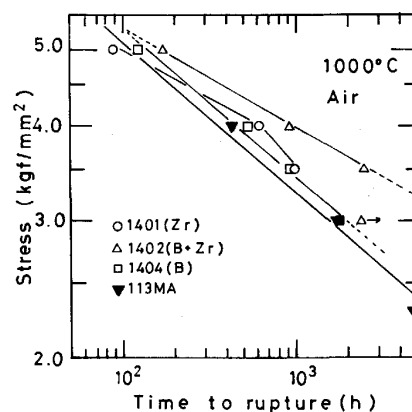


Fig. 1. Stress-time to rupture curves of the alloys tested at 1000°C in air.

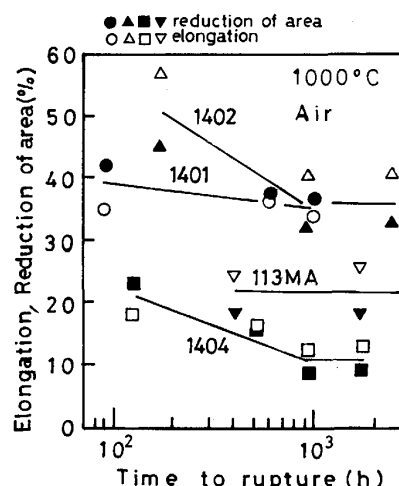


Fig. 2. Relationship between rupture ductilities and rupture lives of the alloys tested at 1000°C in air.

破断寿命を有している。微量添加元素の組合せからみると、Zr 添加材 (1401) 及び B 添加材 (1404) の破断寿命は 113 MA のそれと大差ない。これに対して B + Zr 添加材 (1402) は、高応力側では 113 MA との破断寿命の差は小さいものの、低応力になるにつれて寿命差は増大する傾向にある。例えば負荷応力 3.5 kgf/mm<sup>2</sup> の場合、1402 は 113 MA の約 2.5 倍の破断寿命を有している。

これら合金の破断延性 (破断伸び及び破断絞り) と破断時間の関係を Fig. 2 に示す。破断延性は 1401 及び 1402 は 113 MA よりも優れているが、1404 はそれより

も劣る。また、供試合金の延性は、破断時間が 1000 h までは低下していくが、それ以上の破断時間では変化がない。

供試合金のクリープ曲線の典型例を Fig. 3 に示す。この図から Zr 単独添加材は定常クリープ速度が大きく、定常クリープ域が短く、破断寿命のほとんどが加速域で占められているのに対し、B 単独添加材は定常クリープ速度が小さく定常クリープ域が長く、加速域が短いので結果的に 1401 と 1404 はほぼ同じ破断寿命になっていることがわかる。一方、B + Zr 添加材においては定常クリープ速度はそれぞれの単独添加材の間にあり、定常クリープ域及び加速域の両者が単独添加材に比べて長いので非常に破断寿命が長くなっている。

各負荷応力に対するクリープ曲線から求めた定常クリープ速度（あるいは最小クリープ速度）の負荷応力依存性を Fig. 4 に示す。この図で 1402 における応力 3 kgf/mm<sup>2</sup> の値は、試験時間が 2500 h 経過しており、Fig. 3 のクリープ曲線からみて定常クリープ域に十分

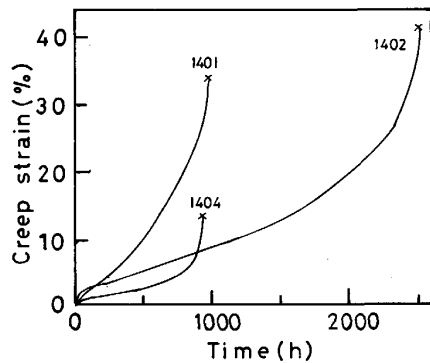


Fig. 3. Creep curves of the alloys tested at 1000°C in air under the stress of 3.5 kgf/mm<sup>2</sup>.

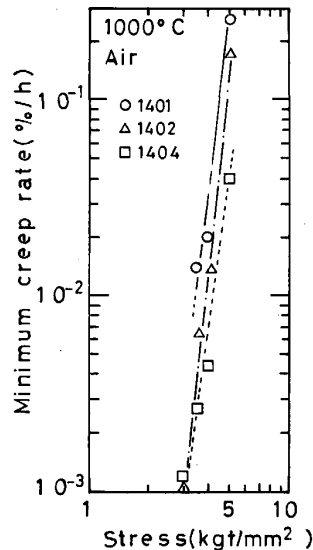
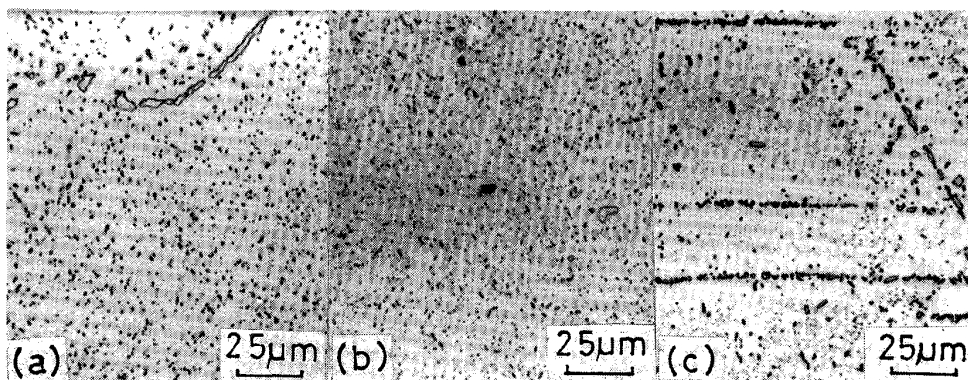
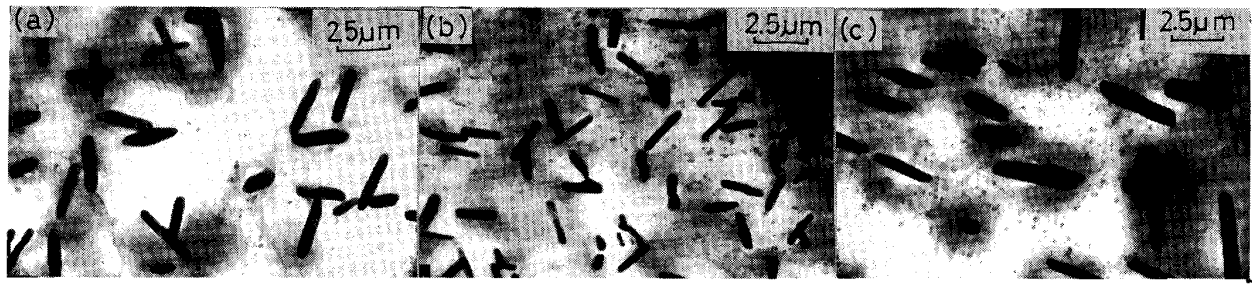


Fig. 4. Relationship between stress and steady state creep rate of the alloys tested at 1000°C in air.



(a) 1401 (ruptured after 998 h) 3.5 kgf/mm<sup>2</sup>  
 (b) 1402 (ruptured after 929 h) 4.0 kgf/mm<sup>2</sup>  
 (c) 1404 (ruptured after 936 h) 3.5 kgf/mm<sup>2</sup>

Photo. 1. Optical micrographs of the alloys ruptured after almost 1000 h (longitudinal sections).



(a) 1401 (ruptured after 998 h) 3.5 kgf/mm<sup>2</sup>  
 (b) 1402 (ruptured after 929 h) 4.0 kgf/mm<sup>2</sup>  
 (c) 1404 (ruptured after 936 h) 3.5 kgf/mm<sup>2</sup>

Photo. 2. Transmission electron micrographs of the alloys ruptured after almost 1 000 h showing the morphology and distribution of large and small precipitates.

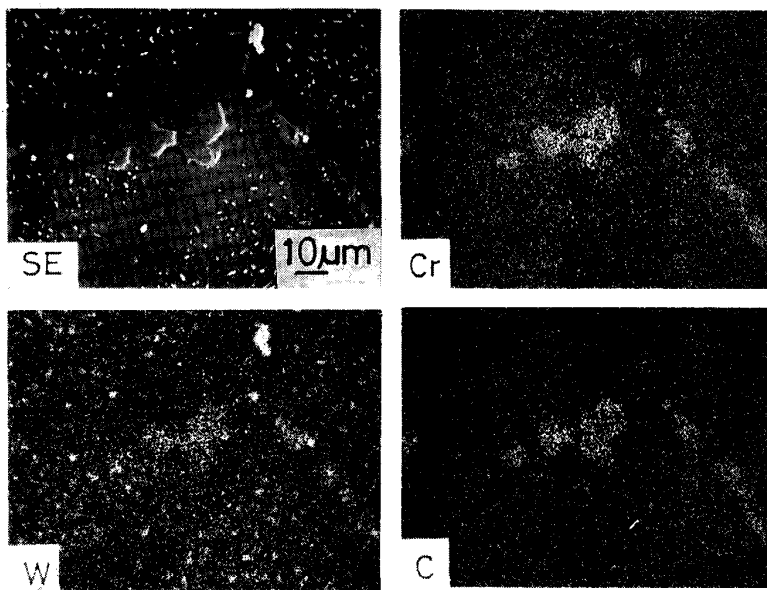


Photo. 3. Characteristic X-ray images of the alloy (1402) ruptured after 2 508 h.

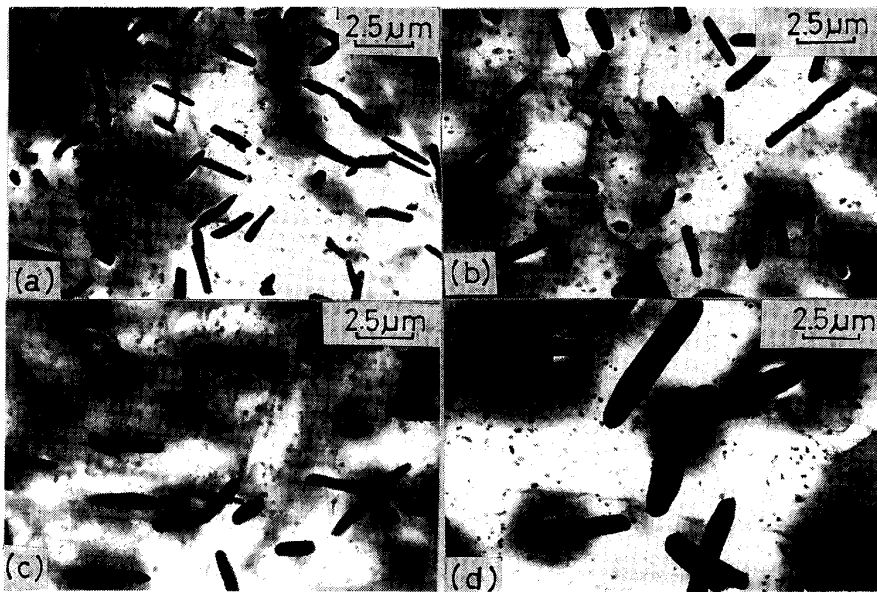
1 000 h で破断した 3 合金の光顕組織である。粒界において粗大な析出相が、また粒内では微細な析出相が多数認められた。粒内の析出相のサイズは 2 種類あり、それぞれのサイズを持つ析出相の分布状態が 3 合金間で異なる。Photo. 1 と同一試料の電顕観察組織を Photo. 2 に示す。いずれの合金においても 2 μm 前後の長さを有する棒状析出相の他に粒状の細かい析出相が確認された。棒状の析出相のサイズは合金 1402, 1401, 1404 の順に大きい。とくに 1404 では 5~6 μm 前後の析出相もかなり存在していた。粒状析出相の析出密度は 1402 と 1404 ではほぼ同じであり、それら析出物がかなり密に均一に析出しているが、1401 では粒状析出物は粗く点在している。なお、粒内の粒状析出相は電子線回折パターンから  $M_{23}C_6$  と同定された。しかし、粒界の粗大析出相及び粒内の棒状析出相については析出物自体が厚いため同定できなかった。

Photo. 3 は 1402 の 2 508 h 破断材の EPMA による面

分析結果である。粒界の灰色の粗大析出物は Cr と W を主体とした炭化物であり、粒内の白色の棒状析出相は W を主体とした析出相であることがわかる。3・2 の X 線回折結果から本合金系の析出物は  $M_{23}C_6$  と  $\alpha$ -W であるので、前者は  $M_{23}C_6$ 、後者は  $\alpha$ -W であると推定される。

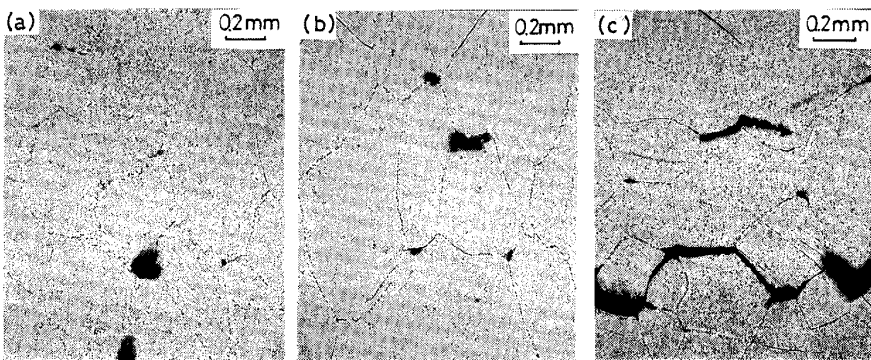
以上の結果から Ni-26 Cr-17 W 合金では粒界に粗大化した  $M_{23}C_6$  が主として析出し、粒内に 2 μm~5 μm 長さの  $\alpha$ -W と微細な  $M_{23}C_6$  が析出していると結論される。また、とくに粒内の析出状態は微量添加元素の種類により異なり、Zr 単独添加材では  $\alpha$ -W の均一析出が主体であるのに対し、B 添加材ではそれに加えて  $M_{23}C_6$  が均一微細に析出している。なお、1402 と 1404 の粒内における析出形態の相違は、1404 において  $\alpha$ -W がより大きく、かつ粗に析出していることである。

粒内の  $\alpha$ -W と  $M_{23}C_6$  のサイズがクリーブ破断時間によつてどのように変化するかを示したのが Photo. 4 である。1402 においては  $\alpha$ -W,  $M_{23}C_6$  とともにそのサイ



(a) 1402 (ruptured after 176 h)  
5.0 kgf/mm<sup>2</sup>  
(b) 1402 (ruptured after 2508 h)  
3.5 kgf/mm<sup>2</sup>  
(c) 1404 (ruptured after 128 h)  
3.5 kgf/mm<sup>2</sup>  
(d) 1404 (ruptured after 1760 h)  
3.0 kgf/mm<sup>2</sup>

Photo. 4. Transmission electron micrographs of the precipitates observed in the ruptured specimens.



(a) 1401 (ruptured after 998 h)  
(b) 1402 (ruptured after 2508 h)  
(c) 1404 (ruptured after 1760 h)

Photo. 5. Optical micrographs of the ruptured specimens showing the cracks at the grain boundaries.

ズは破断時間が~2500 h まであまり変化しないが、1404 においては  $\alpha$ -W が破断時間が長時間になると粗大化の傾向を明らかに示す。したがって 1402 の方が 1404 よりも 2500 h 程度まで安定した組織を有していることがわかる。

Photo. 5 に破断材の縦断面組織の光顕写真を示す。1401, 1402 では破断延性が高かったことに対応して、結晶粒が長く伸びているのに対し、1404 では結晶粒の変形がほとんど認められない。割れは3合金ともに粒界三重点で発生しているが、1404 ではそれが粒界に沿って大きく進展している。

Photo. 6 に 1402 の 2508 h 破断材 (負荷応力 3.5 kgf/mm<sup>2</sup>) の試料表面から入ったクラックの先端近傍の EPMA による面分析結果を示す。この写真から粒界は Cr と W の窒化物で覆われ、また粒内にも細かい窒化物が生成していることがわかる。このような窒化物の生成傾向は組織観察の結果 Zr 単独添加材 (1401) で最も著しかった。そこで同一負荷応力 (4 kgf/mm<sup>2</sup>) で破断した試料の窒素分析をした結果を Table 2 に示す。1401

Table 2. Nitrogen contents of the alloys before and after creep rupture tests at 1000°C in air under the stress of 4 kgf/mm<sup>2</sup> (ppm).

Alloy	Before test	Rupture life (h)	After test
1401	16	610	848
1402	16	929	299
1404	19	516	140

は破断時間が短いにもかかわらず著しく窒素量が増えているのに対し、1402, 1404 (B 添加材) ではそれに比べて窒素量の増加がわずかである。

#### 4. 考 察

3章の実験結果から B を添加した合金 (1402, 1404) は Zr 単独添加材 (1401) よりも最小クリーブ速度が小さく、また Zr を添加した合金 (1401, 1402) は破断延性が B 単独添加材 (1404) よりも優れている。その結果、B + Zr 添加材 (1402) が最も長寿命を示した。

そこで本章では B 添加による最小クリーブ速度の低下

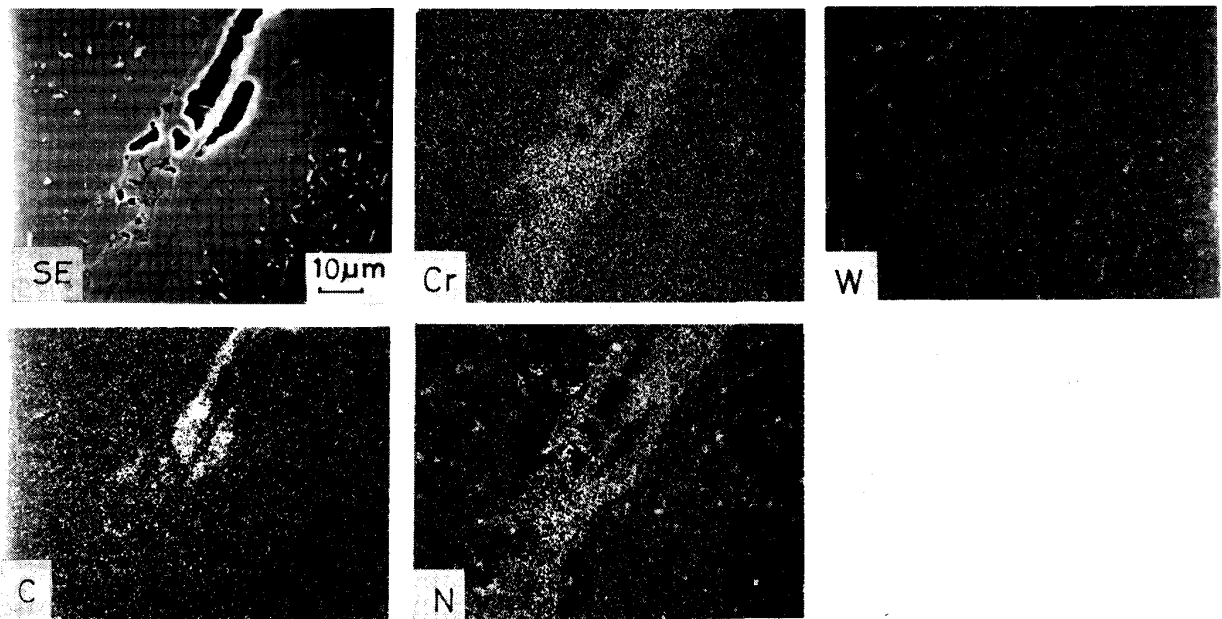


Photo. 6. Characteristic X-ray images of 1402 ruptured after 2508 h at 1000°C in air.



Large ones :  $\alpha$ -W Small ones :  $M_{23}C_6$   
 (a) 1401 (ruptured after 998 h)  
 (b) 1402 (ruptured after 929 h)  
 (c) 1404 (ruptured after 936 h)

Photo. 7. Morphologies and distributions of the precipitates observed in the ruptured specimens.

及び Zr 添加による破断延性の向上の原因について検討する。

(1) B 添加による最小クリープ速度の低下

Photo. 7 に Photo. 2 と同一試料について粒内の  $\alpha$ -W と微細な  $M_{23}C_6$  の分布状態を示す。前述したように Zr 単独添加材では微細な  $M_{23}C_6$  が少ないのに対し、B 添加材では平均粒径が  $0.2\ \mu\text{m}$  以下の微細な  $M_{23}C_6$  がかなり均一に析出している。これら均一微細に析出している  $M_{23}C_6$  は Photo. 8 に示すように転位をピン止めしているため、B 添加材は微細な  $M_{23}C_6$  による分散強化が十分に働いた合金であり、一方 1401 では粒内に微細な  $M_{23}C_6$  が少ないことから、それによる分散強化は少なく、W の固溶強化及び  $\alpha$ -W の析出強化により強化された合金であると考えられる。 $\alpha$ -W の強化作用につ

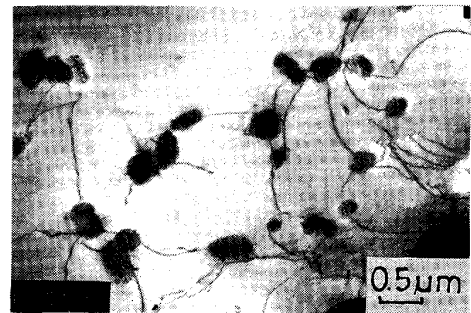


Photo. 8. Interaction between fine  $M_{23}C_6$  and dislocations observed in the specimen (1402) ruptured after 929 h.

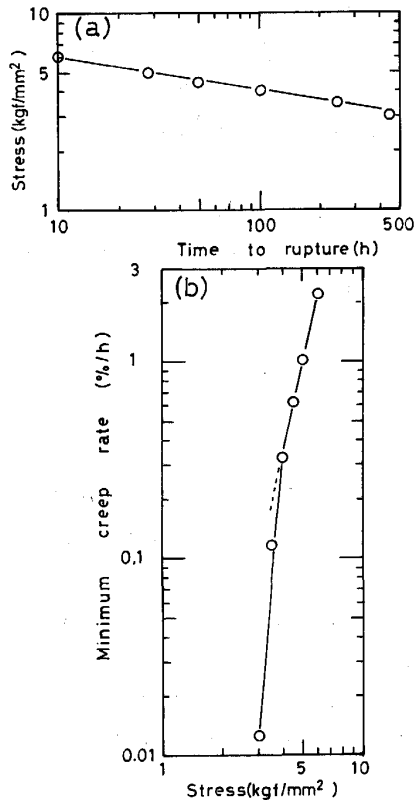


Fig. 5. Stress-time to rupture curves (a) and relationship between stress and minimum creep rate (b) of Ni-26 Cr-17W-B-Zr (C : 29 ppm) at 1 000°C in air.

いては析出物が大きく、析出物間の距離も離れているので分散強化作用は小さいと思われる。しかし、1402のC無添加材(C:29 ppm)について大気中1000°Cでクリープ破断試験を行つたところ、Fig. 5の結果を得た。C無添加材では最小クリープ速度の応力依存性は応力4 kgf/mm<sup>2</sup>を境に異なり、低応力長時間側の最小クリープ速度は高応力短時間側の値から外挿して得られるクリープ速度に比べ小さな値を示す。この合金のクリープ破断材のTEM観察では $\alpha$ -Wしか認められなかつたこと及び、本合金とほぼ同様の組成を有するNi-26 Cr-17 W合金の1000°Cの時効において格子定数の時効時間による変化を調べた結果、 $\alpha$ -Wは10h前後から析出を開始し、1000h前後で完了するという報告<sup>8)</sup>を考慮すると、 $\alpha$ -Wがある量以上析出してくると強化に有効であると考えられる。

以上の考察からZr単独添加材よりもB添加材の方が最小クリープ速度が低下したのは、Wの固溶強化と $\alpha$ -Wの析出強化に、さらにM<sub>23</sub>C<sub>6</sub>の分散強化が加わつたためであると思われる。また、高応力側ではB単独添加材の方がB+Zr添加材よりも最小クリープ速度は低い

が、低応力側ではそれが逆転する傾向にあるのはPhoto. 4から微細なM<sub>23</sub>C<sub>6</sub>の分布が高応力側では前者の方が密であり、低応力側では前者における $\alpha$ -Wが粗大であるため、 $\alpha$ -Wによる析出強化が低下したことによると推定される。

## (2) Zr添加による破断延性の向上

Photo. 5からクラックはいずれの合金においても粒界三重点から主として発生し、B単独添加材ではそれが粒界に沿って進展していた。すなわち、1404ではクラックが発生進展しやすいため最小クリープ速度が小さいにもかかわらず破断延性が低下し、破断寿命も短くなつたと考えられる。また、このことはFig. 3のクリープ曲線において1404の方が1401, 1402よりも小さいクリープ歪みで定常クリープ域から加速域に移行し、その後、大きく変形することなく、短時間で破断に至っていることから推定される。

太田らは粒界三重点クラックについて、クラックの発生、進展のしやすさはクラックの表面エネルギーと関係があり、表面エネルギーが大きい方がクラックが発生、進展しにくくなるという関係<sup>9)10)</sup>を使つて、最終的に表面エネルギー $\gamma$ 、最小クリープ速度 $\dot{\epsilon}_s$ 、破断寿命の間の関係式を求めた<sup>11)</sup>。

$$\log \dot{\epsilon}_s = -\log t_r + \log \alpha \sqrt{\gamma} \quad (\alpha: \text{一定})$$

上式は最小のクリープ速度と破断時間を両対数でプロットした場合、勾配が-1で $\gamma$ が変わると切片が変わることを示している<sup>11)</sup>。この式を使つて太田らはNi-15 Cr-25 W合金のクリープ破断延性に及ぼすZrの添加効果を解析し、Zrの添加によりクラックの表面エネルギーが上昇し、その結果粒界クラックの発成長が抑制され、クリープ破断延性が向上することを示した。そこで本実験結果について同様の解析を行つたのがFig. 6<sup>†</sup>である。B単独添加材の切片はZr添加材のそれよりも小さいことから前者ではクラックの表面エネルギーが後者よりも小さいことがわかる。このためにB単独添加材では試料内部に多数の進展した粒界クラックが観察されたものと思われる。一方、1401及び1402の $\dot{\epsilon}_s$ と $t_r$ は同一直線上にあることからBの表面エネルギー $\gamma$ に対する寄与はほとんどないことがわかる。Bが $\gamma$ に対して寄与しないという結果はハステロイXRについても認められた<sup>12)</sup>。

以上のことからNi-26 Cr-17 WにZrを添加するとクラックの表面エネルギーが上昇し、クラックの発生、成長が生じにくくなるため、1401, 1402は高い破断延

<sup>†</sup> 図中1402の最小クリープ速度 $10^{-3}$  (%/h)に対応する破断寿命はFig. 1の1402の直線を延長して(負荷応力3 kgf/mm<sup>2</sup>)求めた。

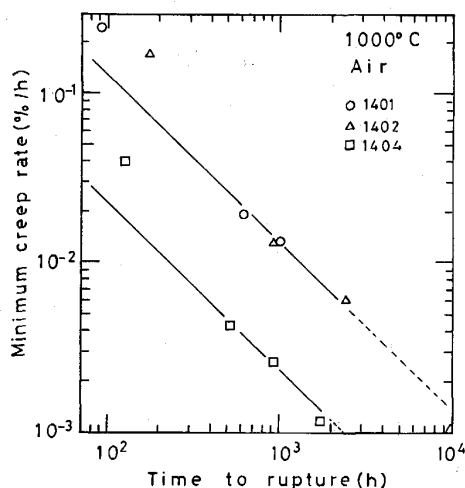


Fig. 6. Relationship between steady state creep rate and rupture lives of the alloys tested at 1000°C in air.

性を有したものと推定される。

超耐熱合金のクリープ破断特性が微量のB及びZrの単独または複合添加により向上することは古くから知られているが、T. J. GAROSSENらはその原因を、(1) 粒界拡散の減少、(2) 粒界面力の増大、(3) 粒界表面エネルギーの低下、(4) 有害元素の除去、(5)  $\gamma'$ や $M_{23}C_6$ の微細化、を挙げている<sup>13)</sup>。本実験結果におけるBの添加効果としては、粒内の $M_{23}C_6$ の微細化が挙げられることから、(5)は妥当と思われる。しかし、粒界の $M_{23}C_6$ は粒内のそれに比べてかなり粗大化している(Photo. 1(c))ことから(1)の可能性は小さいと考えられ、従つてBは粒界にはほとんど偏析していないと推定される。Bは粒内の $M_{23}C_6$ に富化されるか、析出相と $\gamma$ 素地との界面に濃縮し、 $M_{23}C_6$ の成長を阻止していることも考えられる。ハステロイXRについてのBのオートラジオグラフィ解析はその可能性を示唆している<sup>14)</sup>。

Zrの添加によりクラックの発生、成長が生じにくくなった原因はZrの添加によりSあるいはOが除去された可能性があり、(4)が妥当と思われる。

## 5. 結 言

0.004 wt% 程度のB、0.05 wt% 程度のZrを単独または複合添加したNi-26Cr-17W合金の大気中1000°Cでのクリープ破断特性と破断材の金属組織との

関連について検討した結果、以下の結論が得られた。

(1) B添加材はZr単独添加材よりも最小クリープ速度が小さく、定常クリープ域は延長した。また、Zr添加材はB単独添加材よりも加速域が長く、破断延性も増加した。

(2) (1)の結果B+Zr添加材は良好なクリープ破断特性を有し、破断寿命も各元素の単独添加材及び113MA(Ni-23Cr-18W)のそれよりも長寿命であり、特に低応力側でその差は増大した。

(3) 本系合金ではクリープ中に、粒界に主として $M_{23}C_6$ が、粒内に $\alpha$ -Wと $M_{23}C_6$ が析出した。B添加材の最小クリープ速度がZr単独添加材のそれに比べ小さいのは前者において粒内に $M_{23}C_6$ が均一かつ微細に析出し、長時間(~2500h)まで粗大化しなかつたことに起因すると推論した。

(4) クリープクラックは3合金とも粒界三重点で発生していた。また、B単独添加材においてはクラックは粒界に沿つて進展していた。これはZr添加によりクラックの表面エネルギーが上昇したためと推論した。

## 文 献

- 1) 例えば、高温ガス炉研究開発の現状(日本原子力研究所編)(1986年11月)
- 2) 渡辺力蔵、千葉芳孝: 鉄と鋼, **65** (1979), p. 1013
- 3) 太田定雄、青田健一、元田高司: 鉄と鋼, **65** (1979), p. 1031
- 4) 大村泰三、佐平健彦、迫ノ岡晃彦、米沢 登: 鉄と鋼, **62** (1976), p. 1363
- 5) 阿部富士雄、田辺龍彦、鈴木 正: 鉄と鋼, **69** (1983), S 1457
- 6) The Superalloys, ed. by C. T. SIMS and W. C. HAGEL (1972) [John Wiley & Sons, Inc.]
- 7) 高温還元ガス利用による直接製鉄技術の研究開発—超耐熱合金の研究開発—最終成果報告書(金属材料技術研究所編)(1981年3月)
- 8) F. ABE and T. TANABE: Z. Metallkd, **76** (1985), p. 293
- 9) D. McLEAN: J. Inst. Met., **85** (1956), p. 468
- 10) J. A. WILLIAMS: Phil. Mag., **15** (1967), p. 1289
- 11) 太田定雄、青田健一、元田高司: 学振第123委員会報告, **20** (1979), p. 253
- 12) T. TANABE, F. ABE, Y. SAKAI and M. OKADA: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **26** (1986), p. 968
- 13) T. J. GAROSSEN, T. D. TILLMAN and G. P. MCCARTHY: Metall. Trans. A, **18** (1987), p. 69
- 14) Y. KURATA, K. SATO, T. NAKANISHI, K. SASHIRA and T. KONDO: Proc Int. Conf. on Creep, Tokyo (1986), p. 97, Y. KURATA and Y. OGAWA: J. Nucl. Mater., **158** (1988), p. 42