

© 1990 ISIJ

## 技術報告

粉末冶金法で作製したニッケル基耐熱合金の  
高温強度に及ぼす炭素およびボロン量の影響小泉 裕\*・冨塚 功\*<sup>2</sup>・原田 広史\*  
前田 達之\*<sup>3</sup>・中沢 静夫\*・山崎 道夫\*<sup>2</sup>

## Effects of Carbon and Boron Contents on High Temperature Tensile Properties of P/M Ni-base Superalloys

Yutaka KOIZUMI, Isao TOMIZUKA, Hiroshi HARADA  
Tatsuyuki MAETA, Shizuo NAKAZAWA and Michio YAMAZAKI

## Synopsis :

Effects of boron and carbon contents on tensile properties at 760°C were investigated for Ni-base PM-alloys with compositions fixed for main components (content of gamma prime phase: 65%). The obtained results were compared with those of cast alloys with the same composition of main component.

When specimens were prepared by powder-metallurgical procedures—HIP-consolidation of alloy powder, superplastic forging of it, or additional heat treatment on either of the former two—, Yield Strength (YS), Ultimate Tensile Strength (UTS) and Elongation to fracture (EL) were improved by addition of a small amount of boron (say 0.02%) except for the case of as-forged products. However, EL deteriorated by further increase in boron content, although UTS and YS remained almost unchanged. YS, UTS and elongation deteriorated, when carbon content increased from 0.02% to 0.20%. The properties of the HIPed or forged products were improved by an appropriate heat treatment.

When specimens were prepared by casting, trend seen for as-cast products was not much different from what was seen for as-HIPed ones. After the same heat treatment, however, the properties abruptly deteriorated. EL vanished and UTS decreased by more than 30%.

**Key words :** powder metallurgy ; nickel-base superalloy ; tensile property ; boron-containing alloy ; carbon-containing alloy.

## 1. 緒 言

ニッケル基合金製のガスタービンディスクは高い靱性を必要とするため、従来は鋳塊の鍛造材から製作されていた。しかし、近年このための合金の延性が低くなり、鋳塊の鍛造が困難になったため、合金粉をいったん細かい粉末とし、これをHIPで固化したもの、もしくはこれをさらに超塑性鍛造したものからディスクを製作する方法が導入されつつある(本報ではこのような方法によって製作された材料を「PM材」と呼ぶこととする)。

ところで、従来ニッケル基耐熱合金には微量の炭素及びほう素が添加されている。その効果や作用機構については既にいくつか総説があり、これらによれば、添加量

が適切であれば、炭素は強度の向上に役立ち<sup>1)2)</sup>、ほう素は強度の向上のほか延性の向上にも寄与するといわれている<sup>1)~4)</sup>。しかし、これらの微量添加元素についての知見は $\gamma'$ 相の体積率が小さい鋳造合金や鍛造合金のデータを基にしたものであって、PM材、特に最近開発が進んでいる $\gamma'$ 相含有量の多いPM材についての報告はほとんどない。そこで、 $\gamma'$ 相の体積率が65%であり、優れた高温クリープ特性を有するニッケル基合金として金属材料技術研究所が開発した鋳造合金、TM-321<sup>5)</sup>をモデル材として、そのPM材の760°Cでの高温引張特性に及ぼす炭素及びほう素量の効果を検討し、鋳造材と比較した。

昭和63年3月本会講演大会にて発表 平成元年1月25日受付 (Received Jan. 25, 1989)

\* 金属材料技術研究所 (National Research Institute for Metals, 2-3-12 Nakameguro Meguro-ku, Tokyo 153)

\*<sup>2</sup> 金属材料技術研究所 工博 (National Research Institute for Metals)

\*<sup>3</sup> 金属材料技術研究所 (現: 東京都立小金井工業高等学校) (National Research Institute for Metals, Now Koganei Technical High School)

Table 1. Analyzed compositions of employed melting stocks (wt%).

Alloys	Co	Cr	W	Al	Ti	Ta	Hf	C	B	Zr
P/M alloys										
a	8.40	8.08	12.14	5.11	0.80	4.36	0.82	0.017	0.000	0.04
b	8.46	8.12	11.98	5.11	0.84	4.17	0.90	0.020	0.017	0.04
c	8.31	8.10	12.41	4.87	0.78	4.26	0.94	0.020	0.030	0.04
d	8.31	8.03	12.27	4.92	0.81	4.41	0.95	0.017	0.050	0.06
e	8.26	8.07	12.24	5.00	0.78	4.55	0.95	0.080	0.013	0.05
f	8.44	8.02	12.23	5.06	0.79	4.33	0.90	0.200	0.000	0.05
Cast alloys										
g	8.31	8.00	12.60	4.97	0.78	4.81	0.91	0.12	0.010	0.06
h	8.21	8.00	12.58	5.05	0.78	4.81	0.93	0.08	0.010	0.06
i	8.19	8.06	12.66	5.00	0.78	4.85	0.93	0.16	0.012	0.05
j	8.15	8.05	12.63	5.01	0.78	4.77	0.92	0.12	0.000	0.06
k	8.07	8.10	12.61	4.97	0.79	4.81	0.94	0.12	0.018	0.05

Ni: Bal.

## 2. 実験方法

### 2.1 実験合金

ニッケル基合金の PM 材は試料の製作に非常に多額の費用を必要とする。そのため、実験合金の組成の選定には最小の費用でできるだけ広い範囲のほう素量および炭素量の変動の影響が検討できるように必掛けた。その結果選定された試料合金の化学組成を Table-1 に示す。これらの合金におけるほう素と炭素量の相対的な位置関係を示した Fig. 1 から明らかなように、今回の試料では炭素を含まないもの、およびほう素量と炭素量がともに多いものは選定されていない。これはこれらの領域の組成の合金は特性が優れないことが経験的に推定されることによる。

### 2.2 試料の作製と引張試験

#### 2.2.1 PM 材の場合

合金 a~f は PM 材系の試料を作製した合金である。これらにおいては、それぞれのインゴットからまずアルゴンガスアトマイズ法<sup>6)</sup>により合金粉末を作製し、次いでそのうちの 150 メッシュ (=0.1 mm) より粗い粉末を除いたものについて HIP 処理を行い、「HIP 材」を作製した。HIP 材の組成の分析は行わなかったが、150 メッシュ以上の粉末の含有量は少量であったので、粒径によって合金の組成に若干の相違があったとしても、HIP 材の組成はインゴットの組成と実質的には同一であると考えられる。HIP 処理は粉末を鋼製の缶に入れ、1100°C (ただし、合金 e は 1150°C) で 1000 kg/cm<sup>2</sup> の圧力で 2 h 行った。

上記とは別に、これらと同一の粉末を 1050°C, 1800 kg/cm<sup>2</sup> で 2 h, HIP 処理して得た HIP 材を 1100°C (合金 b と合金 e は 1050°C) でその軸方向に、0.02%/s の速度で、その高さが当初の 23% になるまで、据込み方式で超塑性恒温鍛造を行い、「超塑性鍛造材」を作製した。

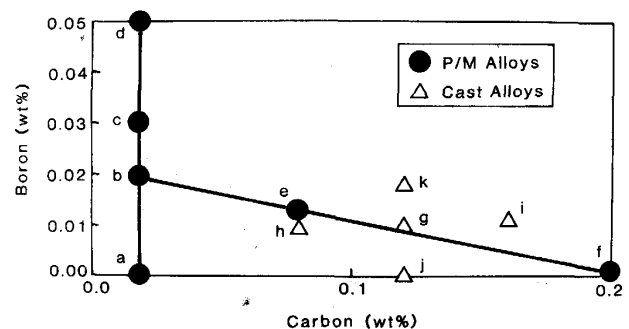


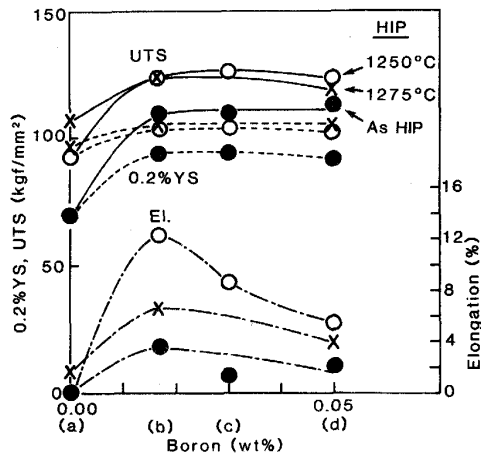
Fig. 1. Map of boron and carbon contents.

HIP 材および超塑性鍛造材から、断面が 1 cm × 1 cm の角柱材を切り出し、その一部は熱処理を行わずに残し、他は 1250°C もしくは 1275°C で 1 h 溶体化した後、高温引張試験を行う温度である 760°C で 20 h 時効した。溶体化はアルゴン気流中で行い、処理後の冷却は大気中での放冷もしくはファン冷却によった。また時効処理は大気中で行った。

PM 材は平行部直径 3 mm, 標点間距離 15 mm の試験片に加工し、大気中で 760°C の引張試験に供した。引張試験は 760°C に 15 min 保持した後、伸びが 0.2% に達するまでは 0.05 mm/min (0.35%/min) のひずみ速度で、その後破断までは 1.0 mm/min (7.5%/min) のひずみ速度で行った。

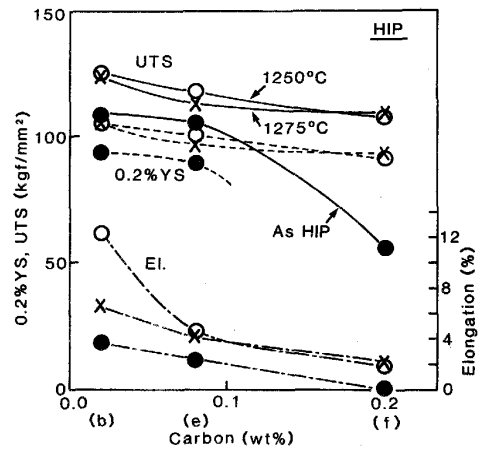
#### 2.2.2 鍛造材の場合

合金 g~k はそれぞれ鍛造材を作製した合金である。これらにおいてはインゴットから直接、平行部直径 6 mm, 標点間距離 35 mm の試験片を鍛造した。その際、ロストワックス鑄型の温度は 1080°C, 溶湯の温度は 1380°C とした。鍛造材は、鍛造したままの材料、およびこれらを 1250°C で 1 h 溶体化したのち 760°C で 20 h 時効した材料を引張試験した。その際のひずみ速度は 0.2% 耐力までは 0.1 mm/min (0.35%/min), その後破断までは 2.5 mm/min (7.5%/min) とした。なお、鍛造



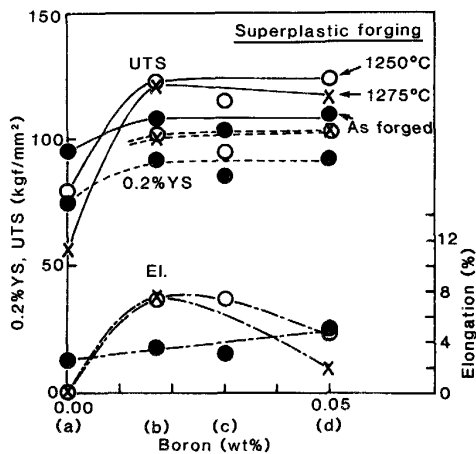
Keys in ( ) stand for specimens

Fig. 2. Variation of tensile properties of HIPed specimens along the line ad in Fig. 1.



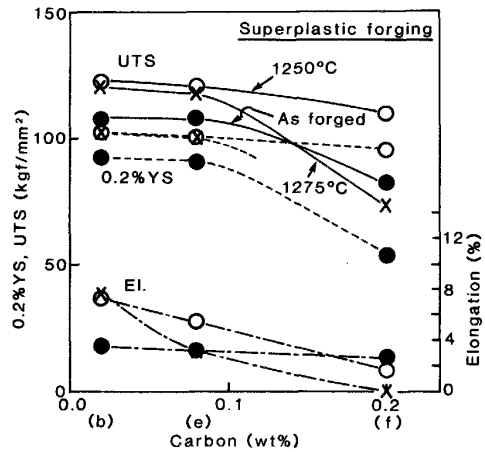
Keys in ( ) stand for specimens

Fig. 4. Variation of tensile properties of HIPed specimens along the line bf in Fig. 1.



Keys in ( ) stand for specimens

Fig. 3. Variation of tensile properties of superplastically-forged specimens along the line ab in Fig. 1.



Keys in ( ) stand for specimens

Fig. 5. Variation of tensile properties of superplastically-forged specimens along the line bf.

材の熱処理は大気中で行い、表面に生成した酸化物層は時効処理後に研磨によって除去した。

### 3. 結果および考察

#### 3.1 PM 材の実験結果

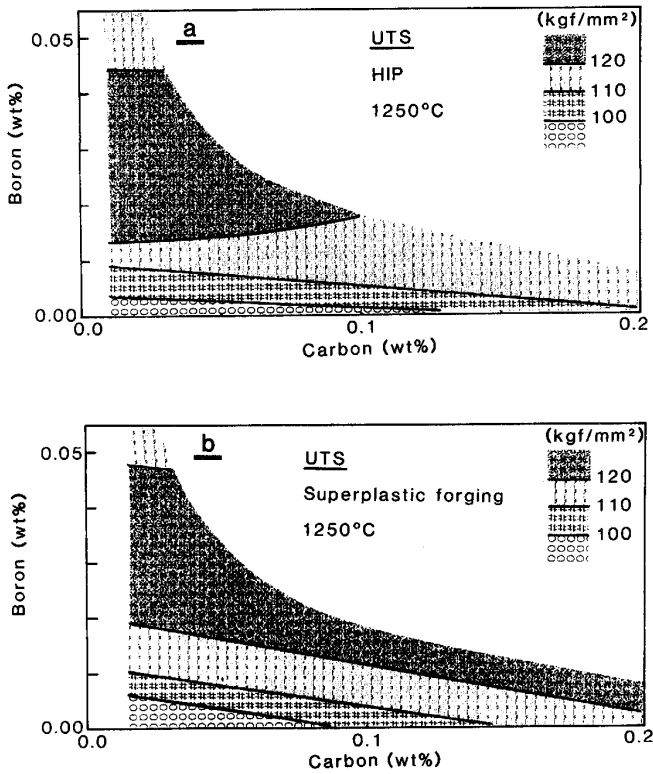
3.1.1 PM 材の引張強さおよび 0.2% 耐力に及ぼすほう素量および炭素量の影響

Fig. 2, 3 に Fig. 1 の線 ad (合金 a と合金 d とを結ぶ線) に沿った HIP 材および超塑性鍛造材の引張強さ、0.2% 耐力および破断伸びの実測値を示す。線 ad 上の炭素量はほぼ一定であるため、これらは高温引張特性に及ぼすほう素量の影響を示す一例とすることができる。また、Fig. 4, 5 に Fig. 1 に示した線 bf (合金 b, e, f を結ぶ線) に沿った同様の引張特性の変化を示す。なお、

線 bf 上ではほう素量が減少し、炭素量が増加するが、Fig. 4, 5 では便宜上横軸を炭素量で示してある。

Fig. 2 および Fig. 4 の曲線を基にして HIP 材の引張強さに及ぼすほう素量および炭素量の影響を二次元的に推定したマップの一例を Fig. 6 a に示す。また、Fig. 3 および Fig. 5 の曲線を基にして同様のマップを超塑性鍛造材について作製した結果の一例を Fig. 6 b に示す。Fig. 6 はすべて溶体化処理温度 1250°C のものであるが、Fig. 2 および Fig. 4 の他の条件の試料の引張強さの変化も、溶体化処理温度 1250°C の試料の変化にはほぼ平行しているため、それらのマップも定性的には Fig. 6 とほぼ同一と考えることができる。

Fig. 2, 3, 6 から、ほう素を 0.02% 添加するとこれを全く添加しない状態より大なり小なり強さが増加することは明らかである。その理由を検討する目的で、合金



a : For HIPed specimens after heat treatment (Solution treatment at 1250°C)  
 b : For superplastic-forged specimens after heat treatment (Solution treatment at 1250°C)

Fig. 6. Map of UTS in terms of boron and carbon content.

bと合金aのいろいろな履歴の試料の研磨面や破面を比較した。その結果ほう素を含まない試料aにはいくつかの種類欠陥が観察された。例えば、HIP材で熱処理を施していない試料の破面には、周囲と結合の悪い粉末粒子がそのまま残っている部分があり (Photo. 1)、試料の破断はこの部分から進行していた。また、鍛造材の溶体化処理をしていないものの研磨面には多くのボイドが観察された (Photo. 2)。これから、これらの試料では、かつての粉末粒子が解体されずに残っている部分 (PP = Prior Particle) とその周囲との結合、および結晶粒子間相互の結合があまり強固でなく、その結果、鍛造の過程にこれらが容易にはく離するものと推定された。このことから合金bの特性が合金aより優れていたのは、ほう素添加によってPPとその周囲の結合、もしくは結晶粒相互の間の結合力が大きくなったのが大きな原因であると考えられる。

一方、実験した範囲では炭素量が引張強度に及ぼす影響は比較的小さく、多くの場合、炭素量が増加すると引張強度はわずかに増加した。ただし、HIP材でほう素量が中程度の場合には一部に例外のところがあ

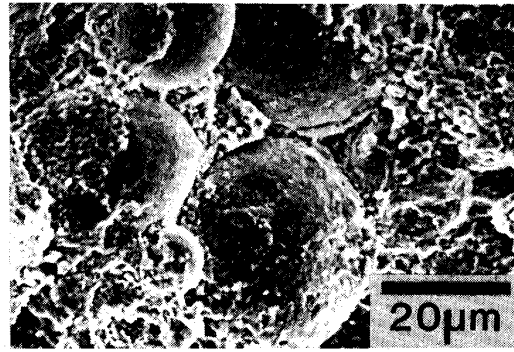


Photo. 1. Part of fracture surface from as-HIPed specimen a, depicting poorly bonded powder grains.

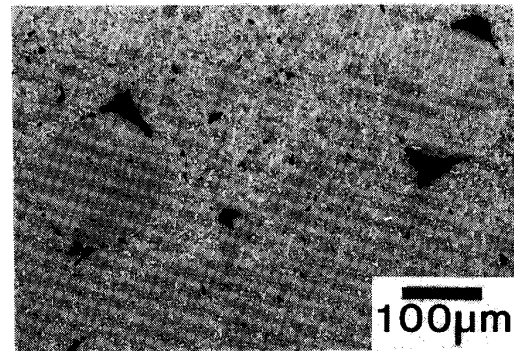


Photo. 2. Example of voids abundantly seen in as-forged specimen a.

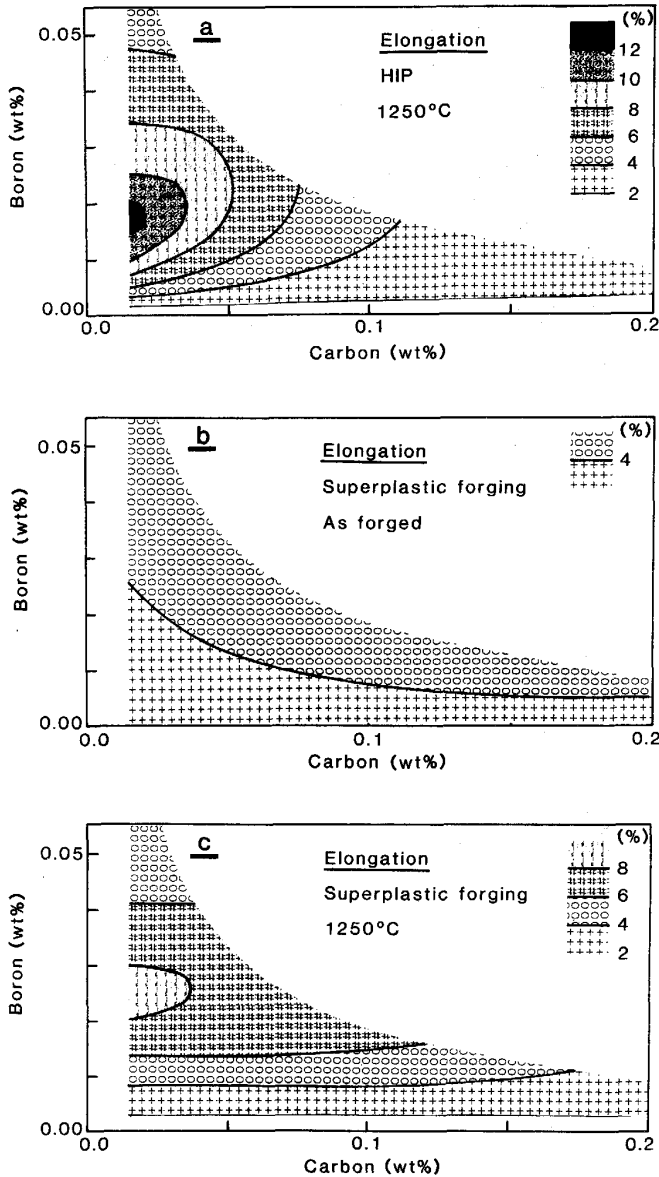
量を 0.02% 程度に保持して炭素量を増していくと、引張強度はやや低下する傾向にあるものと推定される。

なお、0.2% 耐力については、伸びが 0.2% に達しない試料があって正確な議論はできないが、その変化の傾向は引張強さとほぼ同様と考えることができた。

### 3.1.2 PM 材の破断伸びに及ぼすほう素量および炭素量の影響

Fig. 2~Fig. 4 の曲線を基にして Fig. 6 と同様にして作製した破断伸びのマップの例を Fig. 7 に示す。破断伸びは炭素量を一定に保持した場合は、あるほう素量で最大となり、ほう素量を一定に保持した場合は炭素量の増加に伴い減少する傾向を示した。しかし、超塑性鍛造材の熱処理を行わない試料系列は炭素量を一定に保持してほう素量を変化させても最大値が現れなかった (Fig. 7 b)。また、ほう素量を一定に保持して炭素量を変化させた場合の破断伸びの減少率は熱処理を施した後も HIP 材の方が超塑性鍛造材よりかなり大きくなった。

試料 a から試料 b に向かうと一つの系列を除き伸びが増加したが、その理由は強さの増加と軌を一にするものと考えられる。しかし、その後さらに合金 b から合金 c を経て合金 d に向かうと熱処理を行った系列で見



a : For HIPed specimens after heat treatment (Solution treatment at 1250°C)  
 b : For as-superplastic-forged specimens  
 c : For superplastic-forged specimens after heat treatment (Solution treatment at 1250°C)

Fig. 7. Map of elongation in terms of boron and carbon content.

る限り伸びは減少の傾向にあり、強さの場合とやや異なった傾向を示した。この第一の原因は、これらの試料では、Table 2 に示したように、合金 b から合金 d に向かうにつれて結晶粒径が増加していることから(なお、この表の結晶粒径は光学顕微鏡の組織写真の上に任意に引いた直線が一つの結晶の中を通る長さの平均値である)、この結晶粒径の増大と関係があるものと考えられるが、しかし、合金 b、合金 c、合金 d の 1250°C 熱処理材には部分溶解の痕 (Photo. 3) が、また合金 c と合金 d の 1250°C 熱処理材のうち粒界の三重点に粗大化

Table 2. Grain sizes ( $\mu\text{m}$ ).

Alloys	HIP		S. forging	
	1250°C	1275°C	1250°C	1275°C
a	34	40	*	35
b	19	38	*	48
c	*	—	*	—
d	43	49	*	60
e	25	20	23	20
f	10	14	8	*

S. forging : Superplastic forging  
 \* : Not measurable — : No measurement

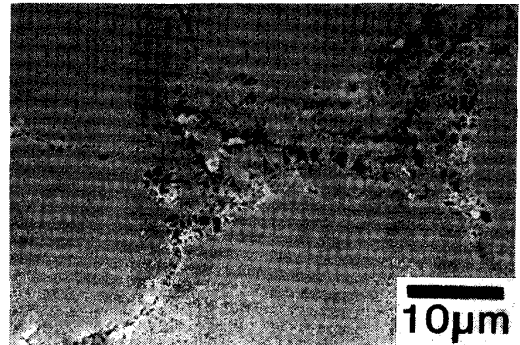


Photo. 3. Trace of partially-molten parts of alloy d after solution treatment at 1275°C. They are believed to cause deterioration of tensile properties of high boron alloys.



Photo. 4. Boron- and tungsten-containing deposition (arrowed) seen in a coarse fragment of gamma-prime phase in superplastically-forged specimen of alloy d after solution treatment at 1250°C. It can be another cause of deterioration of tensile properties of high boron alloys.

した  $\gamma'$  相が認められる場合には、その中に EPMA による観察によってほう素とタンゲステンの濃縮が確認されている析出物が見られることから (Photo. 4)、このような生成物も破断伸びの低下の一因となっている可能性がある。

炭素量が増加すると一般に破断伸びが徐々に低下した (Fig. 7 b は例外である)。この際には炭素量の増加にと

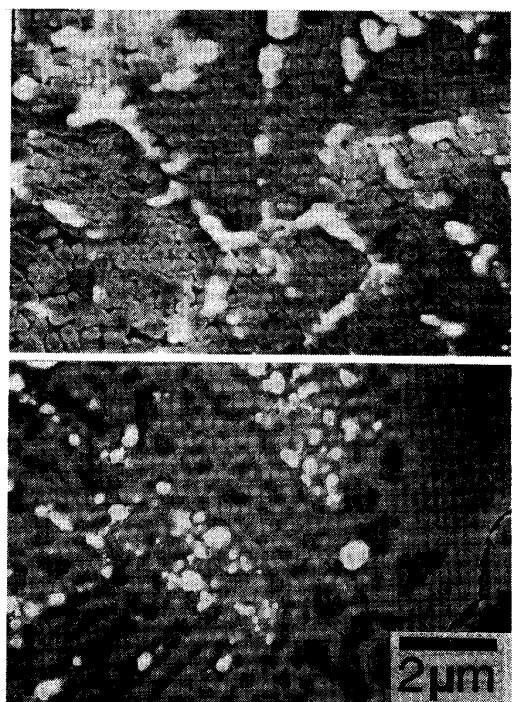


Photo. 5. Fragments of carbides (White fragments) seen in the as-HIPed (Top) and superplastically forged (Bottom) specimen of alloy f. Coarser carbides in the as-HIPed specimen may have caused the very poor elongation of the specimen.

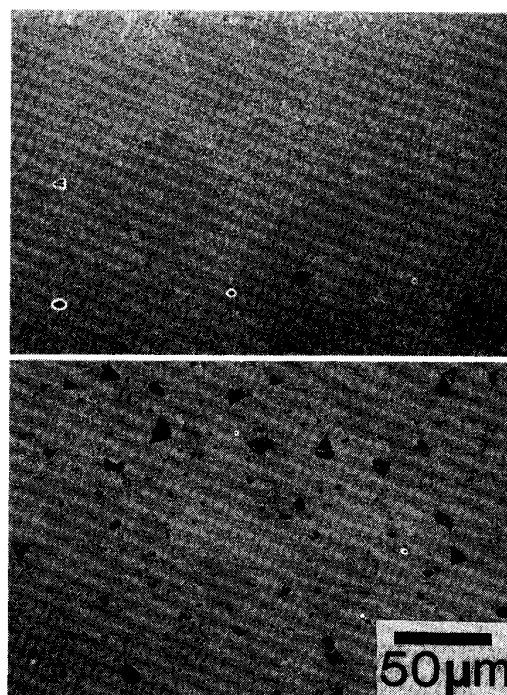


Photo. 6. Structures of the HIPed (Top) and the superplastically-forged (Bottom) specimens of alloy b after solution treatment at 1250°C. Note incomplete recrystallization of the superplastically-forged specimen. This may be the cause of the smaller elongation the latter specimen.

もなって炭化物の析出量が増加したが (Photo. 5), 同時に結晶粒径も減少した (Table 3). 一般に結晶粒径の減少は破断伸びの向上の要因とされているので, 炭化物の析出の効果は結晶粒径の低下を凌駕する低下要因と思われる。

### 3.1.3 HIP 材と超塑性鍛造材の比較

PM 材の場合疲れなど動的な特性を別とすれば HIP 材と超塑性鍛造材とではあまり特性が変わらないことは日常よく経験することである。Fig. 2~5 から明らかなように今回も HIP 材と超塑性鍛造材の特性はおおむね同一と考えて良かった。しかし、強いて挙げれば次のような相違点が認められた。

(イ)炭素量の最も多い合金 f の熱処理前の試料では, HIP 材より超塑性鍛造材の方が強さ, 伸びともに大きくなった。

(ロ)熱処理後の合金 b で, HIP 材より超塑性鍛造材の方が特に伸びが小さくなった。

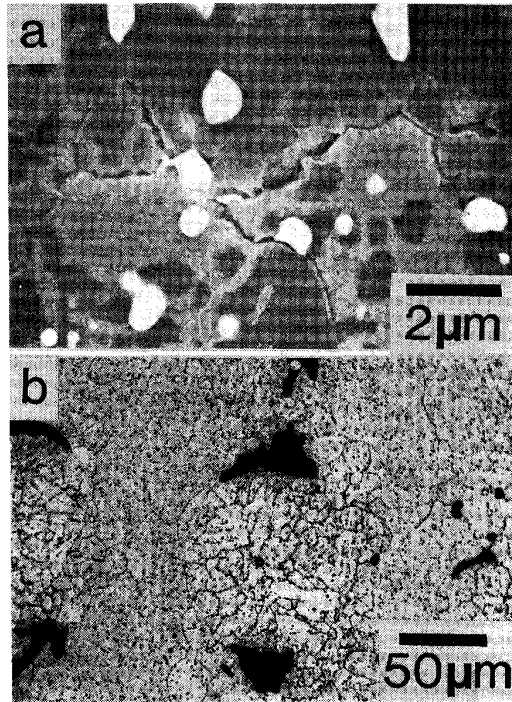
(ハ)ほう素を含まない合金 (合金 a と合金 f) では破断伸びが HIP 材では熱処理温度 1250°C でいったん増加し, その後 1275°C では低下したが, 超塑性鍛造材では熱処理温度 1250°C で低下し, 熱処理温度

1275°C でさらに低下した。

これらについてそれぞれ当該の組織を比較してみるとそれぞれの理由はやや異なっているようである。

まず (イ) では, この合金では当然炭化物の析出量が他の合金より多いが, この炭化物の析出形態が HIP 材と超塑性鍛造材で異なっており, これが直接の原因と思われる。Photo. 5 に当該の合金の HIP 材と超塑性鍛造材の SEM 像の例を示すが, これによると HIP 材の方が粗い炭化物が多量に析出している。このため<sup>7)</sup>, HIP 材は粒界すべりが極端に起きにくく, 破断伸びが極端に小さくなったものと考えられる。炭化物の形態にこのような差が生じるのは HIP 材の方が超塑性鍛造材より加工組織の発達が遅れているため, 炭化物の析出できる場所が限られていることに原因があるのではないかとと思われるが, 想像の域を出ない。

(ロ)では直接の原因は超塑性鍛造材の方が完全溶体化していなかったことにある (Photo. 6). なぜ溶体化の程度に差が生じたかは明らかでなく, 両者の溶体化処理中の実際の温度に実験技術的には感知できない差があった可能性もある。ただし別の合金で, 熱処理前の超塑性鍛造材には熱処理前のおなじ合金の HIP 材より著しく



a : Cracks seen in the as-forged specimen, which may have caused more extensive development of pores of the specimen

b : Voids in the specimen after solution treatment at 1250°C, which may have caused less elongation of the specimen as compared with that of the as-HIPed one

Photo. 7. Structures from superplastically-forged specimens of alloy f.

粗大化した  $\gamma'$  相が多量に含まれているのを観察したことがあるので<sup>8)</sup>、一つの可能性として完全溶体化に要する熱処理時間が超塑性鍛造材では長くなり、今回の溶体化処理時間が超塑性鍛造材にとっては十分でなかったことも考えられる。しかし、この点の詳しい検討は行っていない。

(ハ)については、ほう素を含まない合金の熱処理材はボイドの含有量が多く、かつ、HIP材と超塑性鍛造材とでは超塑性鍛造材の方がボイドの量が多いことから(Photo. 7b)、このボイドの増加の程度の差が両者の伸びの変化の違いの直接の原因であるとして説明することができる。すなわち、これらの合金を1250°Cに熱処理すると他の合金同様伸びを向上させる反応が進行するが、同時にボイドの発達という伸びを低下させる反応も進行する。この際HIP材に比べて超塑性鍛造材の方がボイドが低い温度から発達する。その結果1250°CではHIP材ではまだ伸びを、向上させる作用の方が優勢であるために伸びが増加するが、超塑性鍛造材では伸びを低下させる作用の方がすでに優勢で、伸びの増加が見られない、と考えることができる。この説明では伸びの変化の差の根本的な原因は両者のボイドの発達状況の差

Table 3. Tensile properties of cast alloys.

Boron content (%)	Before heat treatment			After heat treatment		
	Carbon content (%)			Carbon content (%)		
	0.08	0.12	0.16	0.08	0.12	0.16
0.018		(93.0) 114.1 <6.0>			(—) 85.5 <0>	
0.011 ± 0.001	(92.3) 116.8 <7.2>	(92.4) 114.9 <6.3>	(90.6) 113.0 <6.7>	(—) 77.4 <0>	(—) 70.4 <0>	(—) 83.8 <0>
0.000		(90.6) 106.7 <2.3>			(—) 70.1 <0>	

( ) : 0.2% Yield strength (kg/mm<sup>2</sup>) Open : UTS (kg/mm<sup>2</sup>)

< > : Elongation (%)

にあることとなるが、その理由は明らかでない。ただ、前述のようにほう素を含まない合金では、PPと周囲との結合もしくは結晶粒相互の結合が弱体であるため、試料が変形を受けるとき裂が生じやすく、超塑性鍛造材は、HIP材より受けた変形が大きいいためか、き裂が特に多い(Photo. 7a)。これが超塑性鍛造材のボイドの量を増やすことは大いにあり得ることであると考えられることである。

### 3.2 鑄造材の実験結果

鑄造材の引張強さ、0.2%耐力及び破断伸びはTable 3に示すように、熱処理の有無により非常に異なった。すなわち、熱処理前の試料では、鑄造材は耐力、引張強さ、破断伸びともPM材とほぼ同程度であり、PM材同様ほう素を含まない合金がより低い特性値を示した。これに対し、熱処理を施した場合には、PM材とは逆に特性が低下し、すべての合金で破断伸びが実質的には零になった。また、引張強さも熱処理前に比べ30%以上低下した。

このように、PM材では熱処理によって特性が向上したのに対して、鑄造材では特性、特に破断伸びが低下した原因は、熱処理が組織に及ぼす効果がPM材と鑄造材とでは根本的に異なるためと考えられる。すなわち、PM材では熱処理によって再結晶が起き、結晶粒界が大幅に減少する。一方、鑄造材では鑄造時に結晶粒は十分に大きくなっており、溶体化処理しても結晶粒の発達はなく、PM材のような理由による特性の向上は期待できない。それどころか、鑄造材は熱処理を行うと、結晶粒界が直線状になる<sup>10)</sup>。高い温度では結晶粒界は強度の小さい部分であるとされている<sup>9)</sup>ことを考えると、前者は強度の向上要因であり、結晶粒界の直線化は、結晶相互のピンニング効果を失うことから、後者は伸びの低下要因であると考えられる<sup>10)</sup>。



#### 4. 結 言

$\gamma'$  相の含有量 65% のニッケル基合金をベースとして、炭素およびほう素量を変えた一連の合金を用意し、その粉末を HIP で固化した試料、これをさらに超塑性鍛造した試料、前 2 者に熱処理を施した試料（これら 4 系統の試料を PM 材と呼ぶ）などについて、760°C で高温引張試験特性に及ぼすこれらの添加元素の影響を検討し、鋳造材の場合と比較した。得られた結果の要点は次のとおりであった。

1. PM 材では超塑性鍛造材の熱処理を施さないものを除き、ほう素を微量（例えば 0.02%）添加することにより耐力、強さおよび破断伸びが大幅に改善した。ただし、ほう素量を過度に多くすると（例えば 0.05%）耐力や引張強さに変化はなかったが、破断伸びは低下した。

これらの材料について炭素量を 0.02% から 0.20% までの範囲で変動させた結果では、炭素量が増加すると耐力および強度はおおむね緩慢に増加し、破断伸びは試料により急激にもしくは緩慢に低下した。

PM 材は適切な条件で溶体化処理を施すと特性は一般に向上した。

2. 同様の組成の鋳造材は熱処理前には PM 材と同様の挙動を示した。しかし PM 材では特性が向上した条件で溶体化処理を行った結果では、すべての合金で破

断伸びは皆無となり、引張強度は 30% 以上低下した。

最後に、本研究遂行にあたり、実験に協力していただいた（財）次世代金属・複合材料研究開発協会ならびに関係各社の方々に感謝致します。なお、この研究は通商産業省工業技術院の次世代産業基盤技術研究開発制度に基づき、「高性能結晶制御合金の研究開発」の一環として行われたものである。

#### 文 献

- 1) 田中良平: 防食技術, **25** (1976), p. 233
- 2) W. ROSS and C. T. SIMS: SUPERALLOYS II, ed. by C. T. SIMS, N. S. STOLOFF and W. C. HAGEL (1987), p. 97 [John Wiley & Sons]
- 3) T. J. GAROSSHEN, T. D. TILLMAN and G. P. MCCARTHY: Metall. Trans. A, **18** (1987), p. 69
- 4) I. BAKER and P. R. MUNROE: J. Met., **40** (1988) Feb., p. 28
- 5) 原田広史, 佐久間信夫, 小泉 裕, 中沢静夫, 冨塚 功, 山崎道夫: 鉄と鋼, **69** (1983), p. 299
- 6) Powder Metallurgy of Superalloys, ed. by G. H. GESSINGER (1984), p. 22 [Butterworth]
- 7) Powder Metallurgy of Superalloys, ed. by G. H. GESSINGER (1984), p. 172 [Butterworth]
- 8) I. TOMIZUKA, H. NUMATA, H. HARADA, Y. KOIZUMI, A. MIYAZAKI and M. YAMAZAKI: High Temperature Science, 印刷中
- 9) Superalloys, A Technical Guide, ed. by E. F. BRADLEY (1988), p. 19 [ASM International]
- 10) 金属材料技術研究所: ムーンライト計画高効率ガスタービンの研究開発における耐熱合金の研究開発・最終成果報告書 (1988), p. 17