

669.14.018.44; 669.15'24'26'27'28'74-794  
 ;669.781:669.786:539.43f

(158) 高 Mn 耐熱鋼の高温特性におよぼす N+B の影響

金属材料技術研究所

工博 依田連平・○吉田平太郎・小池喜三郎

Effect of Boron Plus Nitrogen on the High Temperature Properties of the High Manganese Heat Resisting Alloys.

Dr. Rempei YODA, Heitaro YOSHIDA and Kisaburo KOIKE.

1. 緒言

クリープ強度がすぐれ、鍛造も容易で経済的な合金を得る目的で、著者等は高 Mn 耐熱鋼の研究を行なつて来たが<sup>1)~3)</sup>、その結果 N-155 合金中の Co 20% を除き、さらに Ni 20% を 10%Mn と 6%Ni でおきかえても、Mo, W, Nb の適量を選び、N を 0.6% 以上含有させれば、700°C, 26kg/mm<sup>2</sup> の条件下では N-155 合金よりすぐれたものが得られることを見出し、これを 10M6N 合金 (10%Mn, 6%Ni, 20%Cr, 2%Mo, 2.5%W, 1%Nb, 0.2%C, 0.6%<N 残 Fe) と呼称することにした。ところでこの系の合金の高温特性におよぼす N の影響についてはすでに報告したが<sup>4)</sup>、さらにこの系の合金を発展させるため、N, B 含量を変えた合金を溶製し、本系合金の高温における挙動に対し、上記元素がいかなる影響を与えるかを検討した。

2. 試料および実験方法

B は Fe-B (10.0%B), N は Mn-N (6.18%N), Fe-

Cr-N (6.53%N, 39.73%Cr) を用い、大気中高周波溶製した。得られた合金の化学組成を Table 1 に示す。得られた鋼塊は 1050~1150°C で鍛造し、1150°C×1hr 加熱水冷の溶体化処理を施した試料を用い、700°C, 1000 hr までの時効硬化試験を、また溶体化処理後 800°C×4 hr 空冷の試料により 700°C, 26kg/mm<sup>2</sup> と 20kg/mm<sup>2</sup> の条件下でのクリープ破断試験を行ない、さらに 50% の冷間加工試料を 500°~1100°C で 1 hr Ar 雰囲気中で加熱し、その硬度変化から耐軟化抵抗に対する B の影響を調べた。また必要に応じて顕微鏡組織や残渣の X 線回折、引張試験などについて検討した。つぎにこの系の合金の諸特性におよぼす B の影響をより明らかにする目的で Table 1 に示す合金の他に N 0.75%, 1.2% を配合した 10M6N 系合金 20kg を溶解し、それぞれ 10kg を鑄込んだ後、残りの 10kg に約 0.05%B を添加して鑄込んだ。以後上に述べた 1.2%N, 1.2%N+0.05%B, 0.75%N, 0.75%+0.05%B を配合した合金を説明の都合上それぞれ HN, HNB, MN, MNB 合金とする。

3. 実験結果と考察

3.1 合金の溶解 N (S. N.) と不溶解 N (I. N.)

Fig. 1 は 10M6N 系合金の S. N. と I. N. におよぼす N 単独、複合添加の影響を示したもので、N 単独添加に比べ N+B 複合添加は I. N. を増大させる傾向のあることが知られる。これらの分析値は N 単独添加の場合は溶体化処理温度 1200°C, N+B 複合添加のときは 1150°C とし、いずれも 1 hr 加熱水冷後 800°C, 4 hr

Table 1. Chemical composition of alloys (in wt.%).

Alloy	Mn	Ni	Cr	Mo	W	Nb	C	N		B	Fe
								S.N., I.N.	T.N.		
122	9.40	6.05	19.94	2.01	2.07	0.82	0.19	0.3734 0.2572	0.6306	0.063	Bal.
125	9.38	5.98	19.87	1.96	2.32	0.79	0.21	0.5382 0.2434	0.7816	0.054	〃
128	9.30	5.97	19.97	2.01	2.18	1.11	0.24	0.4835 0.2857	0.7692	0.054	〃
130	*10.0	5.99	19.70	*2.0	2.03	*1.0	0.20	0.7268 0.2047	0.9315	0.02	〃
131	10.07	6.01	20.10	1.90	1.80	*1.0	0.23	0.7311 0.2402	0.9713	0.07	〃
150	10.09	5.96	19.62	2.02	1.89	0.79	0.20	0.3634 0.0864	0.4498	0.012	〃
151	9.97	5.95	19.54	2.00	1.83	0.70	0.21	0.3357 0.1480	0.4837	0.013	〃
152	10.01	5.95	19.80	1.95	1.76	0.80	0.22	0.3045 0.1119	0.4164	0.045	〃
153	9.91	5.95	19.80	1.97	1.95	0.66	0.25	0.3177 0.1265	0.4442	0.14	〃
155	9.95	5.93	19.70	1.93	1.95	0.98	0.21	0.4719 0.2000	0.6719	0.004	〃
156	9.93	5.92	19.75	1.91	1.95	0.75	0.20	0.5119 0.1598	0.6717	0.02	〃
157	9.94	5.96	19.92	1.94	1.77	0.78	0.21	0.5100 0.1617	0.6717	0.043	〃
158	9.97	5.90	19.63	1.90	1.75	0.68	0.21	0.4762 0.2057	0.6819	0.08	〃

Note: \* Charged composition.

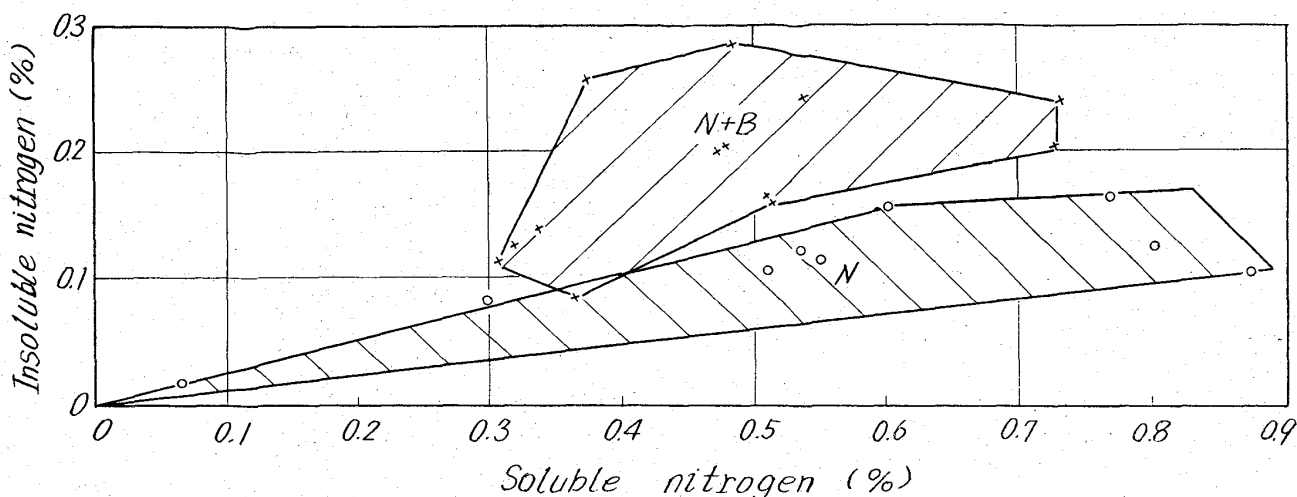


Fig. 1. Effect of addition of nitrogen and nitrogen plus boron on the soluble nitrogen(%) and the insoluble nitrogen(%) of 10M6N type alloys.

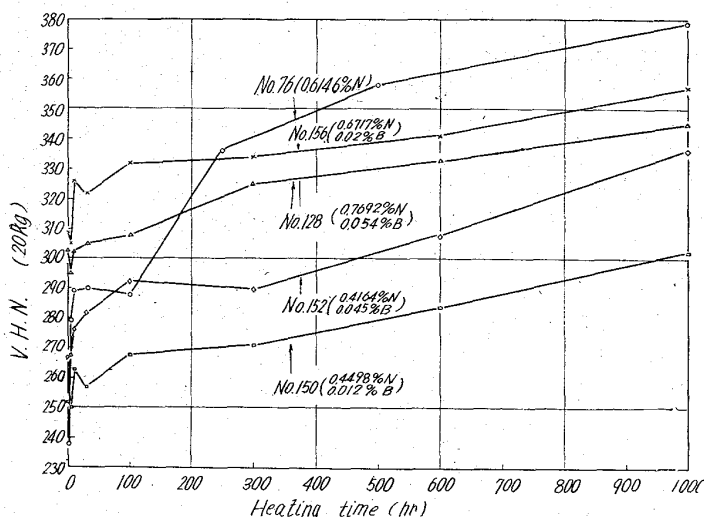


Fig. 2. Effect of nitrogen and boron duplex addition on the age hardness of 10M6N type alloys at 700°C.

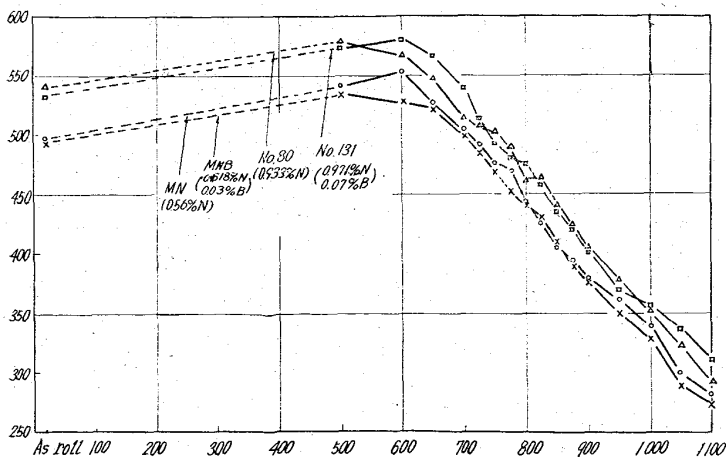


Fig. 3. Hardness change of cold worked specimens heated for one hour at various temperature.

空冷した試料から得られたものである。ところで著者等は本系合金のN単独添加試料について、溶体化処理温度の相違が、S. N. と I. N. に対しあまり影響しないことを認めており、また HN 合金のインゴットには多数のキャビティが見られるのに対し、これに 0.05%B を添加した HNB 合金は健全なインゴットとして得られること、さらに MN, MNB 合金の S. N. はそれぞれ 0.460%, 0.393%, また I. N. は 0.100%, 0.125% でこれらのことからこの系の合金に B を添加すると S. N. は減少し、I. N. が増すことが知られた。

### 3.2 時効硬化性

Fig. 2 は 10M6N 系合金の時効硬化性におよぼす N+B の影響を、前報の B を添加しない No. 76 合金 (0.6146%N) を併記して示したものである。No. 76 合金は 700°C, 1000 hr の時効により V. H. N. で 140 程度の硬化を示すが、T. N. はほぼ同じで 0.02%B を含む No. 156 合金の硬化量は約 50 程度であり、B により硬化が抑制されることがわかる。B によるこの効果は、T. N. (全 N) 量の異なる他の試料についても前報の結果と比較して確認出来た。また No. 152 合金の時効硬度は No. 150 合金に比べて高いが、これは No. 152 合金の S. N. は No. 150 合金に比べ少く、少量の  $\delta$  ferrite が  $\sigma$  相と炭化物に分解して硬化に寄与するためであることが知られた。

つきに MN, MNB, HN, HNB 合金を 700°C と 800°C で 1.5 hr, 6 hr, 20 hr, 100 hr 時効し、おのおのについて硬度と組織を調べたところ、B を含む MNB, HNB 合金は MN, HN 合金に比べ、時効硬化性が低下し、粒界反応は抑制される傾向が認められたが、これは粒界での諸元素の拡散が遅いためであろう。

ところで粒界反応はこの系の合金では N 量の高い方が生成し易く、また B を含む合金の S. N. が B を含まぬ合金に比べ低いことから、上述の現象は B による粒界での諸元素の拡散阻止作用によるものであるとは結論できないが、本系合金の時

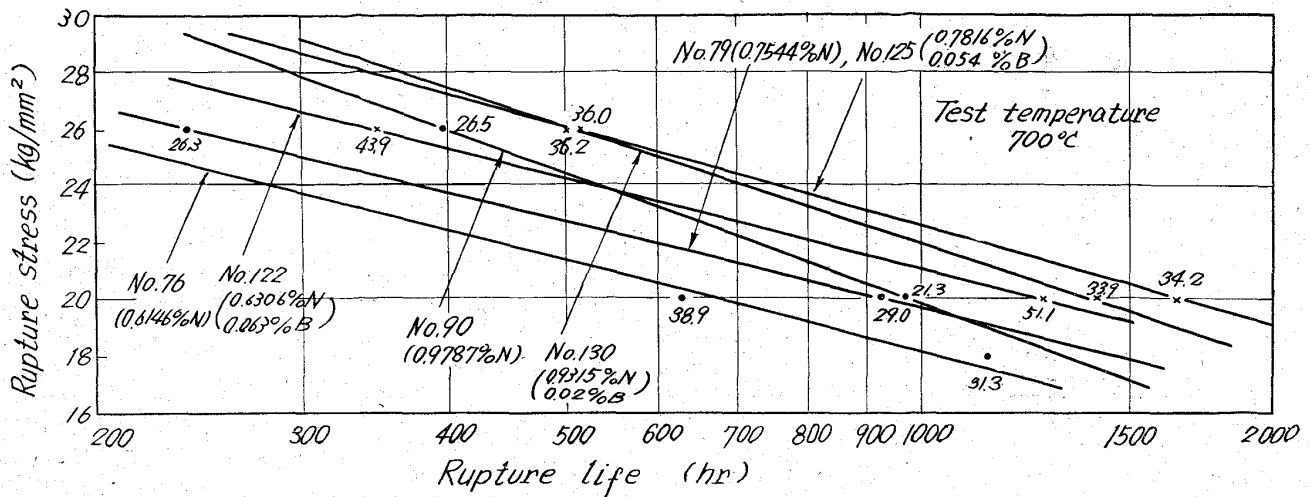


Fig. 4. Effect of nitrogen content and boron addition on the relation between creep rupture stress and creep rupture life.

効硬化性に対するBの影響を考察する上に興味ある現象といえよう。

3.3. 耐軟化性

Fig. 3は冷間加工したNo. 80, No. 131, MN, MNB合金の耐軟化性を示したもので、500°Cの加熱によりいずれの試料もV.H.N.で約40~50程度の硬度上昇が認められるが、600°C以上では軟化を始める。各試料について最高硬度と最低硬度の平均硬度を示す温度はいずれも850°C付近にあり、この程度のB含量によつて、耐軟化性はあまり変化しないといえる。

3.4. クリープ破断試験

Fig. 4は700°Cにおける10M6N系合金の破断応力と破断寿命におよぼすN単独、N+B複合添加の影響を示したもので、N単独の場合T.N.が0.6146%から0.7544%に増加すると破断寿命-破断応力の関係は応力一定ならば長時間側にはほぼ平行移動する傾向がみられるがさらにT.N.量が増すと1000hr以上の長時間側では同一破断応力下では破断寿命が低下する傾向が認められる。一方Bが添加されればいずれのN含量のものについても応力一定の場合、破断寿命-破断応力の関係はほぼ長時間側に平行移動するように思われる。すなわちこの系の合金の長時間クリープ破断試験に対して多量のNは好ましくなく、また多量のN量を含む合金に対してのB添加は鍛造の点と、ラプチャー寿命の改善にBを有効に利用するという点で好ましくない。

ところでNo. 150~No. 158合金の700°C、26kg/mm<sup>2</sup>の破断寿命はNo. 151合金の464hr、No. 152合金の386hrを除き、N.B.含量のいかんにかかわらず600~760hrの良好な結果が得られている。No. 150, No. 151, No. 152各合金のS.N.は0.3634%, 0.3359%, 0.3045%と上記の順に低くNo. 152合金には溶体化処理状態でδ ferriteが存在することがわかった。すなわち、δ相を含まずγ単相であれば少量のB添加により鍛造を容易でクリープ強度のすぐれたものが得られることが知られた。

次にMN, MNB合金を700°Cで引張速度0.72mm/minで試験したところ、抗張力、降伏応力はいずれの試料も約50kg/mm<sup>2</sup>, 30kg/mm<sup>2</sup>と大差なかつ

たが、伸びはMNB合金の29.2%に対しMN合金の22.6%とBを含む合金の伸びがかなり大きく、この傾向は引張速度のさらに遅い0.14mm/minの場合も同様な結果が得られた。

4. 結 言

10%Mn, 6%Ni, 20%Cr, 2%Mo, 2.5%W, 1%Nb, 0.2%CとしN 0.42%~0.98%, B 0.004%~0.14%, 残りをFeとする合金を大気中高周波溶製し、この系の合金の高温特性に対するN+Bの影響を検討して次の結果を得た。

この系の合金にBを添加するとクリープ破断寿命は向上するが、これは時効硬化性が減じクリープ破断伸びも改善されることが一因と考えられる。B添加による破断伸びの改善は高温引張試験においても認められた。長時間の破断寿命に対してT.N. 0.9%もの多量のNを含むものおよびこれに対しBを添加することは好ましくない。鍛造その他の点からNとB量は低いことが望ましいがN量はδ ferriteを生じない量とすることに留意すべきで、S.N. 0.3045%のNo. 152では少量のδ ferriteが認められる。S.N. 約0.4~0.5%でB 0.01~0.05%を含むものは鍛造も容易で10M6N合金よりもいちじるしくクリープ破断寿命が改善される。

文 献

- 1) 依田, 吉田, 佐藤: 鉄と鋼, 49 (1963), p. 166
- 2) 依田, 吉田, 小池: 鉄と鋼, 48 (1962), p. 498
- 3) 依田, 吉田, 小池: 鉄と鋼, 49 (1963), p. 1959
- 4) 依田, 吉田, 小池: 鉄と鋼, 50 (1964), p. 1979