

Fig. 3. Effect of solution treated temperature on as-aged hardness curves.

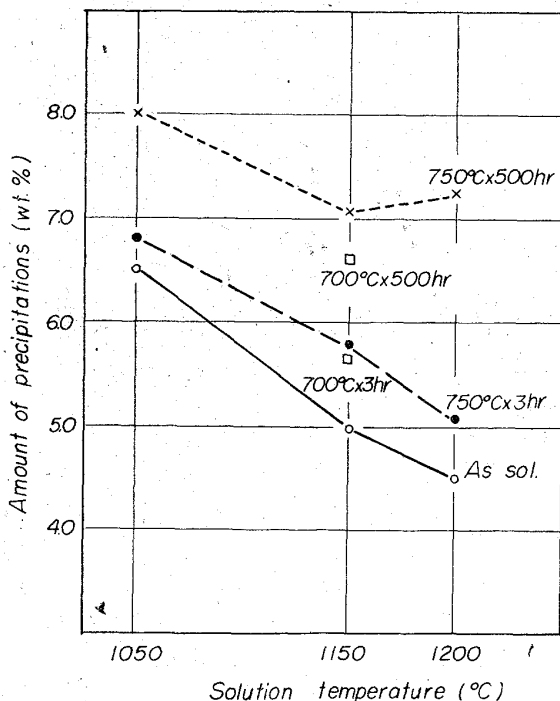


Fig. 4. Effect of solution treated temperature on amount of precipitation in various heat treated condition.

時効量の減少とともにクリープラプチャー強さは増加する。さらにこの傾向は試験温度が高く、かつ長時間側になるほど明りようになる。また、溶体化処理温度の上昇

とともに残留析出物の量は急激に減少し、時効による析出量は著るしく増加する。それとともに時効硬化性は増大する。

結局、溶体化処理温度の上昇、時効量の減少、すなわち合金元素の過飽和度の増大とともに高温、長時間側の高温強度が増加するのはクリープ中の時効硬化により強度が上昇するためであろうと推察される。

文 献

- 1) 河部, 中川, 沼田, 上原: 鉄と鋼, 51 (1965) 5, p. 1003

(172) 高 Mn 耐熱鋼 10M6NB 合金の高温特性について

金属材料技術研究所

○吉田平太郎・小池喜三郎・工博 依田連平
High Temperature Properties of High Manganese Heat Resisting Steel, 10M6NB Alloy.

Heitaro YOSHIDA, Kisaburō KOIKE and Dr. Renpei YODA.

1. 緒 言

著者らはクリープ強度がすぐれ、鍛造も容易でかつ経済的な合金を得るため、N-155 合金中の Co を全く除き、Mo, W, Nb, N 等の諸元素の適量を選ぶことにより、10M6N 合金 (10%Mn, 6%Ni, 20%Cr, 2%Mo, 2.5%W, 1%Nb, 0.2%C, N>0.6%, 残 Fe) を見出し¹⁾、この合金系の高温特性におよぼす N と B の影響を検討して B がその性質改善にすぐれた効果をもつことを報告した²⁾。そこで B を含むこの材料を 10M6NB 合金と呼称することにし、高温特性に対する B の適量範囲をこの研究で検討した。

2. 験料および実験方法

1.0%N を配合した 10M6N 合金 55kg を溶製し、溶落後その 10kg を鋳込み、残りの溶湯に 0.01%B を添加して 20kg を再び鋳込んだ。さらに残りの溶湯に 0.04%B を加えて 20kg, 最終溶湯に 0.10%B を加えて計 4 種類の鋳塊を得た。

これらの鋳塊を 50A (10M6N 合金), 50B (0.01%B), 50D (0.05%B), 50F (0.15%B) と呼ぶことにする。10M6N 合金は 1200°C で、B を添加した鋳塊は 1150°C で鍛造し、それぞれ 1200°C, 1150°C で 1hr 加熱水冷の溶体化処理をほどこした。合金の化学組成を Table 1 に示す。

B 量が増すにつれ全 N(T.N.) および固溶 N(S.N.) は減少し、不溶 N(I.N.) が増すことが知られる。溶体化処理した 50A, 50B, 50D 合金に 800°C, 4hr 加熱空冷の時効処理をほどこし、700°C でのクリープ・ラプチャー試験、常温および 700°C での引張試験を行ない、また 1150°C で溶体化処理した 50A, 50B 合金、およびその後 600°C, 700°C, 800°C で 2hr 加熱水冷した両合金について、衝撃試験を常温および -180°C で行ない、衝撃値におよぼす B の影響について検討した。次

Table 1. Chemical composition of alloys.

Alloy	C	Mn	Ni	Cr	Mo	W	Nb	N			B
								S.N.	I.N.	T.N.	
50A	0.26	*10	*6	*22.0	*2.0	*2.5	*1.0	0.50	0.11	0.61	—
50B	0.25	9.41	5.72	21.67	1.90	2.43	0.65	0.482	0.123	0.605	0.009
50D	0.24	9.40	5.67	21.64	1.92	2.42	0.68	0.447	0.144	0.591	0.04
50F	0.24	*10	*6	*22.0	*2.0	*2.5	*1.0	0.37	0.20	0.57	0.11

* Charged composition.

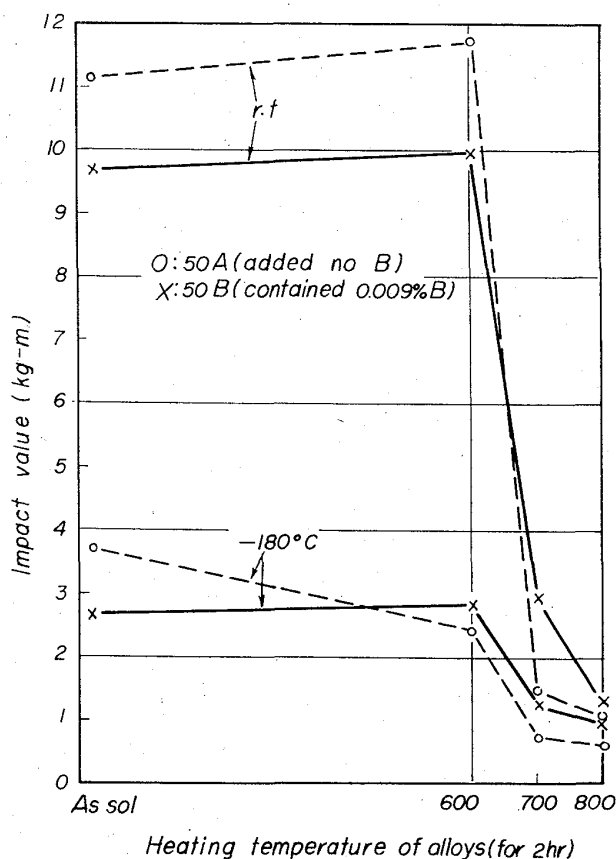


Fig. 1. Effect of boron on the impact values of 10M6N type alloys.

に 10φ × 10 mm の 50A, 50B, 50F 铸造試料を用い、大気中 800°C, 900°C, 1000°C, 100hr 加熱により耐酸化性試験と、900~1200°C を 100°C あるいは 50°C 間隔で衝撃エネルギー 10 kg-m の条件で鍛造性試験を行なった。なお溶体化した 10M6N 合金と 10M6N B 合金について 750~850°C 加熱における粒界析出反応 (Grain Boundary Reaction, 以後 G. B. R. と略す) 量を求め、顕微鏡組織についても検討を加えた。

3. 実験結果および考察

3.1 衝撃試験

Fig. 1 は溶体化処理および溶体化処理後 600°C, 700°C, 800°C で 2hr 加熱した 50A, 50B 合金を常温および -180°C で試験した時の衝撃値の結果で、常温および -180°C の両温度とも 50B 合金が 50A 合金に比べ低い値を示す。しかし 600°C で 2hr 加熱した両合金

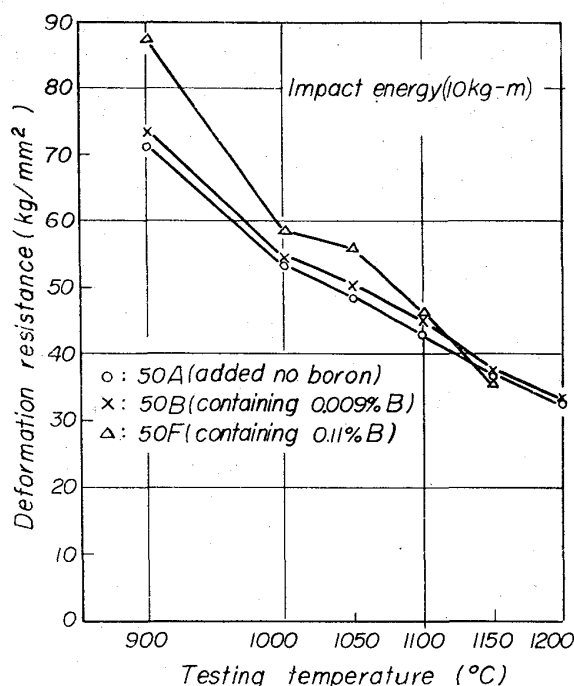
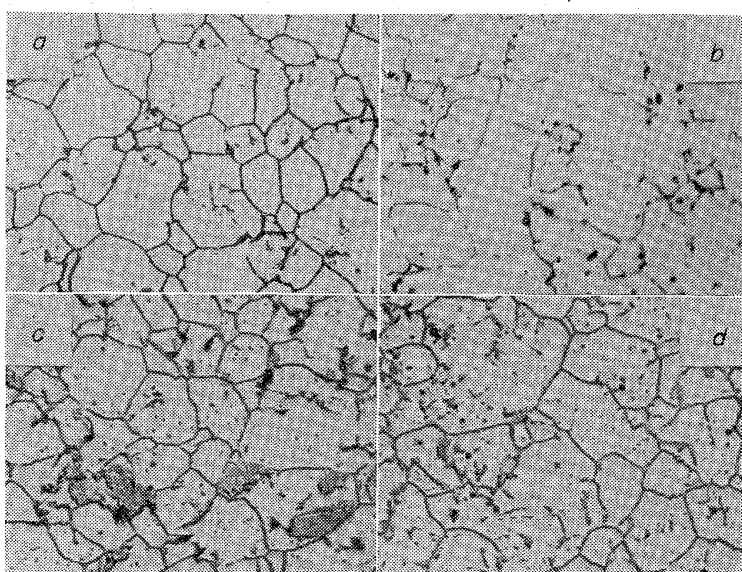


Fig. 2. Effect of Boron on the deformation resistance.

の衝撃値は溶体化処理のものに比べ余り変化が認められないが、700°C, 800°C で 2hr 加熱するといずれの試験温度においても衝撃値は相当低下し、しかも 50B 合金は 50A 合金に比べ、溶体化処理状態とは逆に高い値となる。また図には示されなかったが 700°C で 100hr 時効した両合金の常温の衝撃値は減少し、あまり差違が認められない。すなわち 10M6N B 合金の衝撃靱性は溶体化処理状態では低下するが、700°C, 800°C で 2hr 加熱の場合には B を含まない 10M6N 合金に比べてすぐれていること、およびその効果は長時間加熱により失われる傾向のあることが知られる。

ところでいずれの合金も溶体化処理および 600°C, 2 hr 加熱では粒界の析出がほとんど行なわれていないが、Photo. 1 (a)~(d) に示す様に 700°C, 2hr 加熱により 50A 合金は容易に粒界を認め得るのに対し、50B 合金では同一腐食条件で出現し難い。800°C, 2hr により 50A 合金では G. B. R. が認められるのに対し、50B 合金ではわずかに認められるにすぎない。すなわち Fig. 1 で示した衝撃靱性の挙動は顕微鏡組織上からも説明される。



(a) 50A, 700°C×2hr (b) 50B, 700°C×2hr
(c) 50A, 800°C×2hr (d) 50B, 800°C×2hr
Photo. 1. Microstructures of aged alloys.

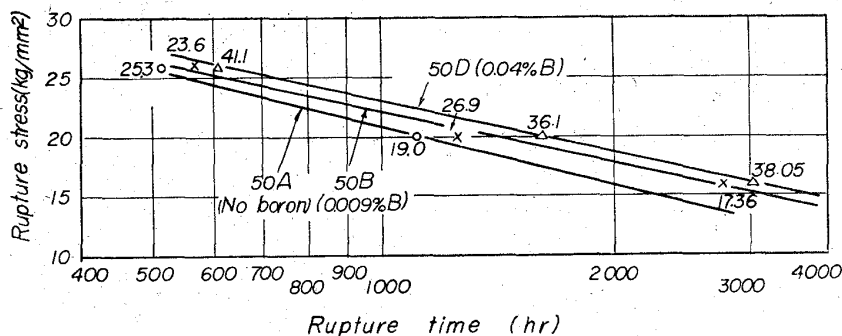


Fig. 3. Effect of Boron on the creep rupture life and the creep rupture stress of 10M6N type alloys.

Table 2. Weight change of alloys heated for 100 hr in air at various temperatures (mg/cm²).

Alloy	Testing temp. (°C)	800	900	1000
50A		0.679	3.56	-54.32
50B		0.233	3.46	-46.20
50F		0.573	3.33	-79.18

Table 3. Tensile properties of 50A, 50B, 50D alloys.

Alloy	Testing temp.	Tensile strength (kg/mm²)	Yield strength (kg/mm²)	Rupture elongation (%)
50A	R. T.	104.8	60.5	23.0
	700°C	62.7	—	26.6
50B	R. T.	108.4	67.5	25.0
	700°C	60.3	36.4	33.8
50D	R. T.	99.3	60.8	12.8
	700°C	55.1	33.0	32.7

3.2 鍛造性試験

Fig. 2 は変形抵抗におよぼす試験温度, および B 量の影響を示したもので, 900~1100°C では試験温度が低くなる程 B 量による変形抵抗の増加が大きくなる傾向が認められる.

ところで 1150°C では 50F 合金は 50A, 50B 合金に比べ却つて低い値を示すが, これはクラックを生じたため, 1200°C では完全に破壊される. すなわち B はこの系の合金に対し, 鍛造温度範囲を狭める傾向がある. 50B 合金は 50A 合金と同様に鍛造容易であるが, 50D 合金では幾分困難となり, 50F 合金はさらに難しくなる. Fig. 2 の結果は上記現象の一因を示すものと考えられ, この系の合金に対し B 添加は 0.01% 以内が望ましい.

3.3 耐酸化性試験

Table 2 はこの系の合金の耐酸化性におよぼす B 量の影響を示したもので, 50A, 50B, 50F いずれの合金も 800°C, 900°C での酸化増量はそれぞれ約 0.5, 3.5 mg/cm² 程度であり B の影響はあまりないといえる. また試験温度 1000°C で

は酸化減量を求めて比較したが 50A, 50B 合金が約 50 mg/cm², 50F 合金は約 80 mg/cm² で 0.1% 程度の B が含まれると耐酸化性が劣化することが知られる.

3.4 G. B. R. について

1150°C で溶体化処理した 10M6N 合金と 10M6N B 合金(0.17%B) を用い, 加熱温度, 加熱時間, B の有無が G. B. R. 量におよぼす影響を検討した. この系の合金では G. B. R. がある量に達すると粒内析出が急速に行なわれる結果 G. B. R. の境界が明瞭に認められなくなり, 却つてその量が減少する傾向を示す. 10M6N 合金は 775~850°C で 100hr までの範囲では G. B. R. の量は 775°C, 50hr で約 20% の最大量となる. 一方, 10M6N B 合金は 800°C, 20hr で約 5% に過ぎず B により G. B. R. は著しく抑制される. ところで興味あることは両合金とも鍛造方向にはほぼ平行に G. B. R. の発生が認められるが, 溶体化温度を高めるとその傾向が失われ, 1300°C ではほとんど方向性がなくなる. また Nb を含まないこの系の合金を溶製し, その生成方向を検討したが, この合金は結晶粒が粗大化し易く, 方向性がほとんど認められず, G. B. R. 量も極めて多いことが知られた. さらに 750°C で 16 kg/mm², および無応力の条件下で G. B. R. 量を検討した結果, 応力の有無はその生成量に余り影響を与えないことが認められた. なお, G. B. R. は試料の周辺 1~2 mm では内部より多く存在する傾向があるが, これは溶体化処理等の際の脱炭, 窒化および 10M6N B 合金では腕 B も一因と考えられる.

3.5 機械的性質

3.5.1 常温および高温短時間引張試験

Table 3 は 50A, 50B, 50D 合金の常温および 700°C

での結果を示したもので、常温での抗張力はいずれも約 100~105 kg/mm² であるが B 量が 0.04% に増えると破断伸びの減少が見られる。一方 700°C での抗張力はいずれも約 55~60 kg/mm² であるが破断伸びは 0.01%, 0.04% B で増加する傾向が認められる。すなわち B 量が増すにつれ静的靱性は常温では減少するが高温では改善されることが知られる。

3.5.2 クリープ破断試験

Fig. 3 はクリープ破断時間、破断伸びにおよぼす B の影響を示したもので、図中の数字は破断伸びである。B 量が増すにつれ、クリープ破断寿命、破断伸びの改善が認められる。これは B 添加により、粒界での析出が抑制され高温の静的靱性が改善されるからである。また図中には示さなかつたが、铸造 50A~50F 合金についてのクリープ破断試験から B 0.04% までは B 量とともに破断時間、破断伸びの改善が認められたが、0.1% になると却つて破断伸び、破断時間も劣化することが知られた。一方、凝固開始温度は B 0.1% の添加により約 10°C 程度下り、この系の合金に B を 0.1% も添加することはクリープ強度、鍛造の面から好ましくなく、铸造性もほとんど改善されないことが知られた。

4. 結 言

10M6N 合金を 55 kg 溶解し、同じ溶湯に対して B 量を変えた 10M6N B 合金を溶製し、高温特性におよぼす B の影響を検討して次の結果を得た。

1) 0.01% の少量の B 添加は常温および -180°C の衝撃靱性を溶体化処理状態では低下させるが、700°C, 800°C で 2hr 加熱したものは B を添加しないものに比べ改善される。

これは B 添加により粒界での諸元素の拡散が抑制されるからである。また短時間引張試験結果は 10M6N B 合金の常温の静的靱性は 10M6N 合金より低い、高温ではすぐれていることを示す。そしてクリープ破断寿命と破断伸びは 0.04% B までは B 含量と共に向上する。

2) B は耐酸化性、鍛造性を低下させる傾向があるが、0.01% 程度ではほとんど影響が認められない。したがって高温強度と鍛造性の点から、この系の合金に対しては B 添加量は 0.01% 程度が望ましい。

文 献

- 1) 依田, 吉田, 小池: 鉄と鋼, 49 (1963), p. 1559
- 2) 依田, 吉田, 小池: 鉄と鋼, 51 (1965), p. 982

(173) 高マンガン系排気弁用鋼について (バルブ鋼の研究—II)

日本特殊鋼

工博 西 義澈・松本嘉猷・○菊地侃生

On the High Manganese Type Steels for Exhaust Valve.

(Study on valve steel—I)

Dr. Yoshizumi NISHI, Yoshimichi MATHUMOTO and Kanō KIKUCHI.

1. 緒 言

高マンガン系の耐熱鋼において、Mn の適正範囲は通常耐酸化性、高温強度などの見地より 8.0~10.0%¹⁾²⁾とされている。

われわれは本研究においてさらに Mn 量を高めた鋼種、すなわち 18Cr-13Mn-1.9Ni-0.5W-0.5Mo-0.3N を基準組成とし Cr と Mn の含有率を変えた場合、またこれに高温強度、被切削性、耐酸化性を向上するため、V, S および Y をそれぞれ単独あるいは複合添加した高マンガン鋼の排気弁用鋼としての適性を 21-4N 鋼と比較検討したので報告する。

2. 供試料および試験方法

小型高周波炉で溶製した 8 kg 鋼塊を Soaking 後皮削し 16 mm φ に鍛伸し各試験に供した。その化学成分を Table 1 に示す。各試料とも C, Si, Ni, W, Mo および N 量を一定にした。試料 No. 1~3 はそれぞれ Cr, Mn 量を変えたものであり、試料 No. 4 は 18Cr-13Mn-1.9Ni-0.5W-0.5Mo-0.3N で本研究の基準組成である。試料 5~9 は基準組成に V, S および Y を単独あるいは複合添加した試料である。

各種試験片にほどこした熱処理は下記のとおりである。

(1) 標準熱処理

1150°C × 1hr W.Q. + 760°C × 16hr A.C.

(2) 実用熱処理

1050°C × 1hr W.Q. + 760°C × 1hr A.C.

試験方法はすべて前報³⁾に準じて行なつた。

3. 試験結果

3.1 溶体化硬度

溶体化温度 1000~1200°C の範囲に 1hr 保持後水冷した際の硬度変化は Cr 含量の低い試料 No. 2, 3 が全域にわたって硬度が低く、特に 12%Cr 試料 No. 2 では低温溶体化ですでに異常に低い値を示す。V を含有した

Table 1. Chemical composition of steel (%).

Specimen No.	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	W	V	N	Y	Fe
1	0.54	0.68	17.55	0.009	0.016	18.99	1.94	0.51	0.53	—	0.32	—	Bal.
2	0.53	0.62	17.49	0.010	0.011	12.24	1.89	0.53	0.50	—	0.31	—	〃
3	0.55	0.68	14.96	0.010	0.013	15.67	1.92	0.51	0.50	—	0.30	—	〃
4	0.53	0.68	12.26	0.012	0.011	18.55	1.90	0.50	0.50	—	0.31	—	〃
5	0.52	0.62	12.65	0.010	0.012	19.16	1.90	0.53	0.49	3.33	0.31	—	〃
6	0.54	0.54	12.65	0.010	0.040	18.86	1.91	0.49	0.50	—	0.31	—	〃
7	0.54	0.55	12.87	0.009	0.043	19.12	1.91	0.50	0.50	0.31	0.31	—	〃
8	0.56	0.59	13.09	0.011	0.014	18.99	1.87	0.42	0.50	—	0.29	0.032	〃
9	0.55	0.58	12.98	0.009	0.010	19.25	1.92	0.53	0.51	0.25	0.30	0.005	〃