

においてもVMのみほかにくらべて常に腐食減量がいちじるしく多く、AM、NMおよびNNMの3者の間には格別優劣は認められなかつた。しかしVMではサブゼロ処理によつて腐食量がわずかに少なく、冷間加工試片ではさらにいちじるしく減少することが認められたが、ほかの3者はサブゼロ処理あるいは加工の有無にも関係なく常に比較的良好な耐食性を示した。

以上、腐食液の種類により必ずしも結果は一様でないが、Nは一般的に耐食性を害さず、溶体化焼入し、オーステナイト相の状態ではむしろ耐食性を向上せしめるといえる。また、NMとNNMはすべての場合にほとんど同じ傾向を示し、N含有量の多少による差異を知ることができなかつた。

4. 粒間腐食試験

1050°C -1 h 加熱水冷したものを 650°C および 750°C で 1~1000 h の鋭敏化熱処理を行ない、CrO₃ 6.2g/l を含む沸騰 69% 濃硝酸で 3 時間腐食試験を行なつて

試片の重量減少を測定したが、Fig. 2 はその中650°C の結果を示したものである。比較材として用いた0.06% C を含む 18-8 ステンレス鋼では 650°C での加熱時間が長くなるとともに最初急激に腐食量を増し、ついで 30 h ぐらいから腐食量を減じて

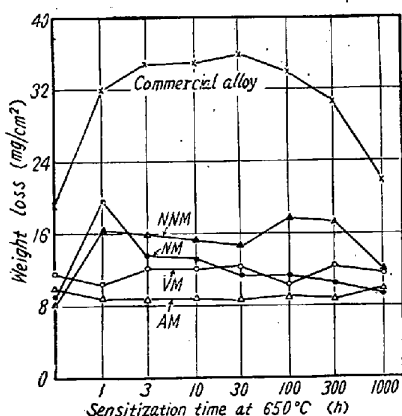


Fig. 2. Results of intercrystalline corrosion test for 3h in 69% HNO₃ boiling solution containing CrO₃.

粒間腐食の回復を示す。これに対してほかの4種の試料はいずれもかなり腐食量が少なく、とくにVMおよびAMは加熱時間による腐食減量の変化がほとんど認められない。しかし高炭素鋼のNMおよびNNMは鋭敏化処理によつて腐食減量は少くし増加し、1000 h 加熱でその回復も認められるが、高炭素比較材にくらべれば耐粒間腐食性はいちじるしくすぐれていることがわかる。750°C で鋭敏化処理を行なつたものも 650°C の場合とほぼ同様の傾向が認められた。

これらの結果においてCおよびNの非常に少ないVMおよびAMはほとんど粒間腐食性を示さない。またNMおよびNNMは約 0.16 あるいは 0.18% のかなりのNを含み、組織上からも明らかに結晶粒界に窒化物と思わ

れる析出物が観察されたにもかかわらず、ごくわずかな粒間腐食性しか示さず、NはCと異なりほとんど粒間腐食の原因とはならないことがわかる。

文 献

- 1) W. TOFAUTE, H. SCHOTTKY: Stahl. u. Eisen., 14 (1940), 71
- 2) H. H. UHLIG: Trans. Amer. Electrochem. Soc., 87 (1945), 193
- 3) 小高: 日本金属学会誌, 18 (1954), 396
- 4) 木島, 原: 日本金属学会講演概要, 昭和32年春季(第40回)大会概要, 55

(167) 18Cr-12Ni 系オーステナイトステンレス鋼の諸性質におよぼす N と B の影響

金属材料技術研究所

中川 龍一・○乙黒 靖男

Effect of N and B on Properties of 18Cr-12Ni Austenitic Stainless Steel.

Ryuichi Nakagawa and Yasuo Otaguro.

I. 緒 言

高 Cr ステンレス鋼にNを添加すると、高温におけるオーステナイト相を安定にし衝撃値を増し、結晶粒の粗大化を防止する。このオーステナイトの安定化を利用してNiを節約することがドイツなどで早くから研究されている。また高温強度を重要視する耐熱鋼に合金元素として添加されることが多い。

一方、最近の高温材料の発達につれ、Bを添加することにより高温強度を得ようとする研究が多く発表されており、また実用化されている耐熱材料も多い。

本研究では 18Cr-12Ni オーステナイトステンレス鋼にB、Nをいろいろ添加して、時効硬さ、組織、析出物、引張り強さ、クリープ破断強さなどの諸性質におよぼす影響を調べた。

II. 試 料

本実験に用いた試料の化学組成を Table 1 に示す。

Mn, Si, Cr, Ni は AISI の 300 台のステンレス鋼と同様に一定量とし、Nは 0.05%, 0.1%, 0.15%, 0.2% を目標とし低炭素、含窒素 Fe-Cr を用いて添加した。Bは 0.05%, 0.1%, 0.2%, 0.3% 添加し、C量の影響を見るため C 0.1%, 0.2% の二試料を熔製した。Bはすべて Fe-B で添加した。溶解は 10 kg 高周

Table 1. Chemical compositions (%) of steels tested.

	C	Mn	Si	Cr	Ni	N	B	Fe
N 1	0.04	1.95	1.03	18.15	11.98	0.052		bal.
N 2	0.04	1.92	1.05	18.00	12.00	0.093		bal.
N 3	0.04	1.94	1.03	18.09	11.83	0.163		bal.
N 4	0.04	1.86	1.07	18.27	12.08	0.207		bal.
B 1	0.04	1.93	1.02	18.12	11.70		0.05	bal.
B 2	0.04	1.93	1.19	18.26	11.90		0.1	bal.
B 3	0.05	1.90	1.15	18.20	12.00		0.2	bal.
B 4	0.06	1.84	1.10	18.12	11.56		0.3	bal.
B 5	0.14	1.88	1.16	17.21	12.31		0.2	bal.
B 6	0.26	1.91	1.14	17.20	12.30		0.2	bal.

波溶解炉で 6 kg 熔製し、80 mm ϕ $\times$ 120 mm の鋳塊とし、鍛造は引張り、クリープ試験、電解分離試料には 15 mm ϕ の丸棒に、硬さ、組織観察用には 10 mm 角にまで鍛造した。各試料ともすべての試験前に 1100°C で 1 h 保持後水冷の溶体化処理を施した。

III. 実験結果および考察

a) 時効硬さ

時効は上記溶体化処理後、600, 650, 700, 750°C の各温度で 1000 h まで行ない、その間の適当時間ごとに硬さを測定した。

一般に N 添加によつて時効硬さのいちじるしい変化はない。時効温度は 650°C がもつとも硬さが高く、これは Cr_{23}C_6 の析出のためと思われる。N1, N2 は 1000 h までほとんど硬化しない。N3 は 30~100 h までわずかに硬化しその後低下している。N4 は Fig. 1(a) に示したように 1000 h まで少しずつ硬化しているようである。このようにいちじるしい硬化のないことは窒化物のごとき相による析出硬化がないことを示す。

B は一般的にいつて低 C の場合は硬さの変化は少なく、高 C でもわずかに硬化してもすぐ低下する。B1, B2 は 1000 h まで硬さの変化はまったくない。B3, B4 もわずかに硬化する程度であるが B4 は Fig. 1(b) に示したごとく、低温度の方が常に硬さが高い。高 C の場合

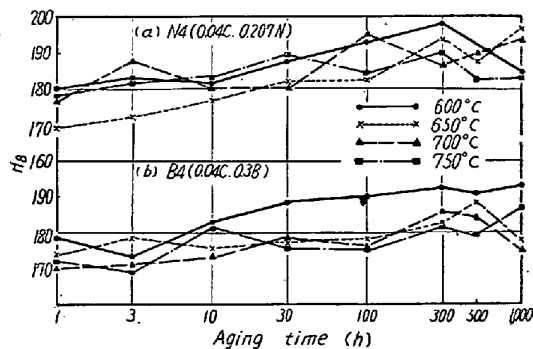


Fig. 1. Aging hardness of N4 and B4.

は時効温度の低いほど硬化がいちじるしくその達する最高硬さの山を長時間側に移動する。C, B の高いほど、硬化の傾向がいちじるしいことから、この析出硬化は B の炭化物によることは明らかである。

b) 時効による顕微鏡組織の変化

顕微鏡組織は溶体化処理および各温度で 100 h, 500 h 時効したのち観察した。

結晶粒度は N 量により変化ないが、N 量の多い N4 は Cr の窒化物と思われる微細な析出物が粒内に存在する。100 h 時効後の組織は溶体化処理のままと大差ないが、500 h 時効後は時効温度の上昇とともに結晶粒界の析出物量は多くなり遂には凝集してしまう。

B の場合は結晶粒度は B 量とともに微細になりかつまゆ型の残留析出物が多くなっている。これは B が多いほど多量に析出していることから boride であることは明らかである。時効による組織の変化については、粒界に析出物が見られ、温度の高いほどその量は多くなる。これは Cr_{23}C_6 と思われる。boride は時効温度、時効時間にあまり影響されない。

c) 電解分離による析出物の挙動

以上の析出物を確認するため、顕微鏡組織の観察と同様な熱処理を施した試料 N4, B4 を 10% HCl エチルアルコール溶液中で電解分離し、電解残渣を X 線回折した。

N4 は溶体化処理のままでは回折線は認められず、100 h 時効で Cr_{23}C_6 が現われ、500 h ではさらにその線が強くなり、また Cr_2N も存在するようである。

B4 の溶体化処理のままの回折線は Fe_2B , CrB_2 , および B_4C である。100 h 時効後は溶体化処理のままとまったく同じであるが、顕微鏡組織では粒界に Cr_{23}C_6 がみられる。しかし 500 h の時効後は Cr_{23}C_6 の弱い回折線が認められ、 Cr_{23}C_6 の析出が明らかにされた。 Fe_2B , CrB_2 , B_4C は時効によりまったく変化しない。

d) 常温および高温引張り強さ

引張り試験は室温、500°C, 600°C, 700°C, 800°C において行なつた。Fig. 2 に温度と引張り強さ、伸びとの関係を示す。各試験温度において N 量の増加とともに引張り強さはいちじるしく増加する。とくに常温において 0.207% N を含有する N4 の引張り強さは 70 kg/mm² に達している。絞りおよび伸びは N 量の増加とともに一般に低下する。しかし室温では絞り、伸びとも比較的高い値を示す。

Fig. 2 から分るように通常の 18Cr-12Ni 系ステンレス鋼の傾向と異なり温度上昇とともに伸びは低下し

ており、とくにN量の高いほどその傾向はいちじるしい。

B添加の場合は伸びは 500~600°C で最低値を示し 800°C の高温では非常に高い値を示す。引張り強さはB量とC量に比例して増加し、とくに 600°C 以下ではその増加はいちじるしい。700°C 以上ではその増加率は少ない。絞りおよび伸びは各温度においてB量とともに相当低下する。

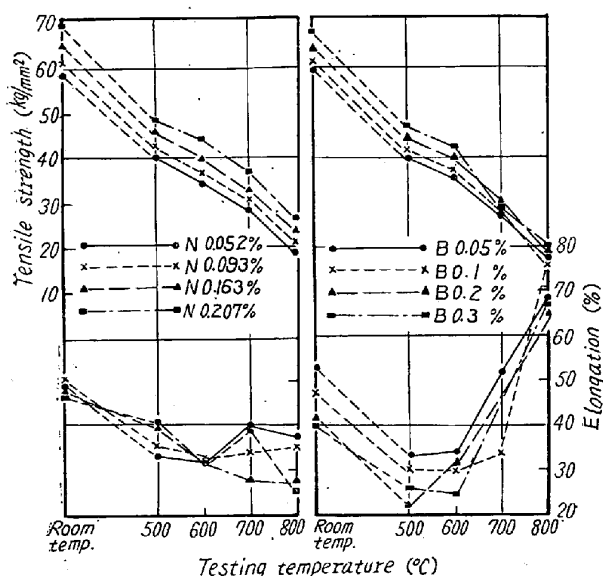


Fig. 2. Relation between tensile strength and elongation and temperature.

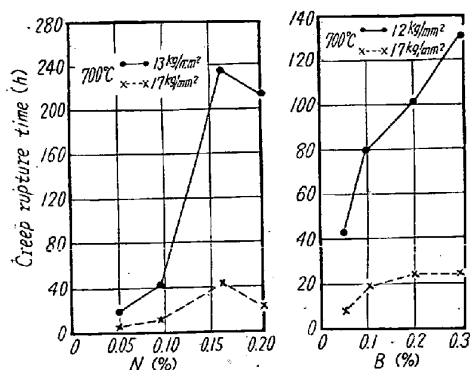


Fig. 3. Effect of N% and B% on creep rupture time at 700°C.

e) クリープ破断強さ

クリープ破断試験はN添加の試料については、700°C 13, 17 kg/mm², 650°C 18, 22 kg/mm², 600°C, 20, 22, 24 kg/mm² の応力で、B添加の試料については、700°C, 12, 17 kg/mm², 650°C, 16, 18 kg/mm², 600°C, 20, 24 kg/mm² の応力で行なった。N添加の場合 Fig. 3 に一例を示したが、各温度、各応力においてNが約0.16%付近で最大の破断強さを示すが、

0.20% を越すと逆に悪影響を与えることが明らかになった。一方B添加の場合は、Fig. 2 に示すごとく、各温度において0.1%までは破断強さの増加はいちじるしく、それ以上では緩やかであるが0.3% Bまでは破断強さは増加している。

IV. 結 言

i) B, Nの添加による時効硬化はほとんど認められないが、添B加の場合Cが多くなると硬化がいちじるしい。

ii) 析出物はN添加の場合はCr₂₃C₆とCr₂Nであるが、B添加の場合はFe₂B, CrB₂, B₄Cの残留析出物と時効によるCr₂₃C₆の析出が観察される。

iii) 引張り強さはいずれの場合もその含有量の増加とともに増大し非常に効果的である。

iv) クリープ破断強さはN添加の場合は約0.16% Nで最大値を示す。B添加の場合は0.1% Bまでは急激にそれ以上ではゆるやかに増加する。

(168) 18Cr-12Ni 系オーステナイトステンレス鋼の諸性質におよぼす V, Al, Zr の影響

金属材料技術研究所

○中川 龍一・乙黒 靖男

Effect of V, Al and Zr on Properties of 18Cr-12Ni Austenitic Stainless Steel.

Ryuichi Nakagawa and Yasuo Ootoguro.

I. 結 言

前報に続いて、18Cr-12Ni オーステナイトステンレス鋼の時効硬さ、顕微鏡組織、析出物、引張り強さ、クリープ破断強さなどの諸性質におよぼすV, Al, Zrの単独添加の影響について調べた。

II. 試 料

実験に用いた試料の化学組成を Table 1 に示す。

Mn, Si, Cr, Ni はすべて一定量とした。

溶解、 casting, 鍛造、溶体化処理はすべて前報と同様である。

III. 実験結果および考察

a) 時効硬さ

時効処理は 1100°C × 1 h の溶体化処理後、600, 650, 700, 750°C の各温度で 1000 h まで行なった。

Vを添加した試料は低Cグループでは約 10 h で各時