

Mo, Co, Ni を添加したものは base に比較して相当に高いクリープ・ラプチャー強度を有している。Mo, Mo+Co, はほとんど相違はないが、幾分 Mo+Co の方が強力である。Mo+Ni は試験温度が上昇すると、Mo, Mo+Co との差が大きくなり強度を失って行く。

IV. 結 言

0.20%-12% Cr 鋼に Mo, Co, Ni などを 1.5% 単独または複合添加したものの諸性質を調べた結果つぎのことが判つた。

(1) Mo の添加は引張強さ、硬度を増し、クリープ・ラプチャー強度をいちじるしく増大せしめ、長時間側で特に強力である。さらに耐衝撃性をも改善する。

(2) Mo+Co の添加は Mo 単独添加よりもわずかに引張強さ、硬度・クリープ・ラプチャー強度を上げる。然しそれにともなつて延性、靱性をわずかに低下せしめる。

(3) Mo+Ni の複合添加は引張強さ、硬度をさらに増大せしめる。耐力は Mo+Co よりも低く、延性は Mo+Co よりもおとる。靱性は Mo+Co とほとんど同じである。クリープ・ラプチャー強度は 500°C では Mo, Mo+Co と大差はないが、550°C, 600°C, 650°C と温度が上昇するにつれて、ラプチャー時間が短くなる。

(4) したがつて 0.2%-12% Cr 鋼に Mo 1.5% Co 1.5% 添加は極めて有効であるといえる。

文 献

- 1) Samuel Fox & Co. Ltd.: Metallurgia, 65 (1962) p. 71~73

性質におよぼす各種元素単独添加の影響を調べてきた。この資料を基礎とし、クリープ破断強度に有効に作用する元素を複合添加し、より強力な耐熱鋼を開発したいと考えている。

Mo, W, Ti, Nb らの添加は当然クリープ破断強度を高めるよう作用するが、過度に添加すると δ フェライトを析出しクリープ破断強度は逆に低下するのでこれらの元素の添加は制限される。それ故にこのように Ni, Cr が比較的低い合金でありながら高温強度をいちじるしく高めるにはさらに N, B を添加し、その固溶体強化と窒化物、硼化物などの析出硬化現象を利用すべきであると考えられる。N, B を単独に添加した場合の影響については相当調べられているが、複合添加の影響はほとんど調べられてない。著者らは開発したいと考えている鋼種中の N, B 添加量を決定するためクリープ破断強度におよぼす N, B 複合添加の影響を調べたので報告する。

II. 試 料

本実験に用いた試料の目標成分を Table 1 に示す。

各系列共 Cr 18%, Ni 12%, Si 1%, Mn 2% と一定にし、A 系列では C 0.1%, Nb 0.5%, Ti 0.25%, B 系列では C 0.2%, Nb 1%, Ti 0.5%, C 系列では B 系列の Ti を除いたものとした。N と B の添加量は各系列共、(N+B)% が適当量となるよう組合せ添加した。

溶解は 10kg 高周波溶解炉で 6kg 溶製し、80mm φ × 120mm の鋼塊とし、鍛造は硬さ、組織用には 10mm 角に、クリープ破断試験用には 15mm 角にまで鍛造した。

III. 実験結果および考察

クリープ破断試験  
試験片はつぎの熱処理を行ない、700°C および 750°C でクリープ破断試験を行なつた。

1150°C × 1h → W. Q. 750°C × 3h → W. Q.

本報告では主に 700°C でクリープ破断試験を行なつた。

まず、N または B 含有量を一定にし、他元素の影響を示す一例として、B 系列について (a) N を一定にした場合の B の影響、(b) B を一定にした場合の N 影響を Fig. 1 に示す。A 系列では B, N 含有量の増加と共にクリープ破断強度は増加している。B 系列では B 含有量の増加と共に急激にクリープ破断強度は増加しているが、N は 0.1% までの添加はクリープ破断強度を高めるように作用するが 0.15% 添加されると逆に低下させる。逆に C 系列では N 含有量の増加と共にクリープ破断強度は増加しているが、B は 0.1% までの添加はクリープ破断強度を高めるように作用するが 0.15% 以上の添加は、特に長時間側で、低下させるように作用する。

さらに各系列ごとにこの関係を明らかにするため (N

669.14.018.44:669.15'24'26-194.56  
537.434:669.786:669.781:621.785.78  
(169) 18Cr-12Ni 系オーステナイト耐熱鋼のクリープ破断強度におよぼす N, B 複合添加の影響

(オーステナイト耐熱鋼の研究-I)

金属材料技術研究所

○河部 義邦・工博 中川 龍一

Effect of Duplex Additions of Nitrogen and Boron on Creep Rupture Strength of 18Cr-12Ni Austenitic Heat-Resisting Steels.

(Studies on austenitic heat-resisting steels-I)  
Yoshikuni KAWABE and Dr. Ryuichi NAKAGAWA.

I. 結 言

著者らは数年来、18Cr-12Ni 系ステンレス鋼の高温

Table 1. Nominal composition of steels tested. (%)

Steels	C	Si	Mn	Cr	Ni	Nb	Ti	N, B
NB. 1~10 A series	0.1	1.0	2.0	18.0	12.0	0.5	0.25	N 0.05~0.15, B 0.05~0.3
NB. 11~20 B series	0.2	1.0	2.0	18.0	12.0	1.0	0.5	N 0.05~0.15, B 0.05~0.3
NB. 26~35 C series	0.2	1.0	2.0	18.0	12.0	1.0	—	N 0.05~0.15, B 0.01~0.2

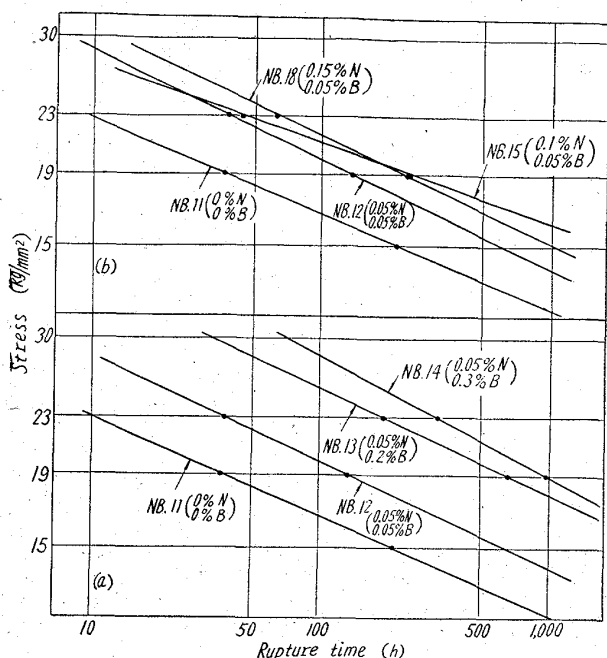


Fig. 1. Stress-time curves of specimens B series at 700°C.

でないC系列ではNを多くBを少なくしたN0.15%, B0.1%の添加が適当である。またこの最高のクリープ破断強度を示す試料ではA, B系列よりC系列の方が長時間側では良好な特性を示している。

b) 時効硬さ

つぎのような熱処理を行ない、時効硬化現象を調べた。

1150°C×1h→W. Q.

700°C } ×1, 3, 10, 30, 100, 300, 1000 → W. Q.  
750°C }

700°Cで時効した代表的な時効硬さ曲線を Fig. 4 に示す。溶体化処理状態の硬さは(N+B)含有量に比例して増加しているが、その違いは小さい。時効硬化は各系列共ほとんど観察されず、またN, B含有量による顕著な時効硬化現象の違いは観察されない。この現象は電解残渣のX線回折で時効硬化に有効に作用する析出物が同定されないことから支持される。

c) 組織および電解分離による析出物の挙動

顕微鏡組織は溶体化処理のまま、700°Cおよび750°Cでの時効による組織変化とを観察した。また析出物を確認するため、組織検鏡用と同様な熱処理を施した試料を10% HCl アルコール溶液中で電解し、残渣をX線回折した。両者の観察結果、つぎのことが明らかになつ

+B) 含有量と700°C, 19 kg/mm<sup>2</sup>での破断時間との関係を Fig. 2 に示す。定性的には破断時間は(N+B)含有量のある値で飛躍的に増加する点は見られず、正比例の関係を示す。しかし各系列間で多少その傾向に違いがある。C, Nb, Ti 添加量の少ないA系列では(N+B)含有量と破断時間の間には高次の相関関係があるが、その増加率は割合小さい。B系列ではN含有量が高く(N+B)含有量の高くなっている所で直線関係から外れる傾向を示すが、その増加率は大きい。これはA系列よりC, Nb, Ti 含有量が高くより過飽和で、(N+B)少量添加でその効果がいちじるしく増加率は大きくなるが、Nが過度に添加されると巨大なTiNが溶体化処理状態で多量残留し、また時効中に析出するため逆にクリープ破断強度は(N+B)含有量のわりには低下するものと思われる。つぎにB系列のTiを除いたC系列ではB含有量が高く(N+B)含有量の高くなっている所で直線関係から外れる傾向を示すが、B系列同様その増加率は大きい。この現象は、特に、C系列ではB含有量が増加するとクロム炭化物の溶解度を減少させ溶体化処理状態で多量のCr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>が残留することと関係していると思われる。

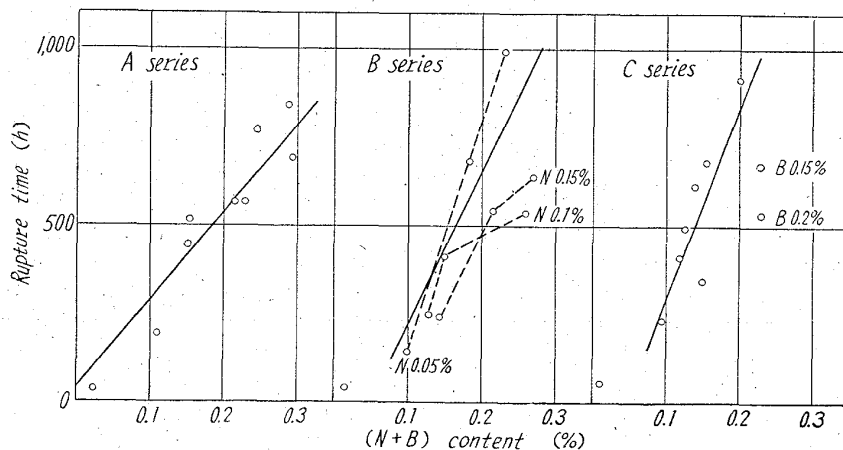


Fig. 2. Relation between rupture time and (N+B) content.

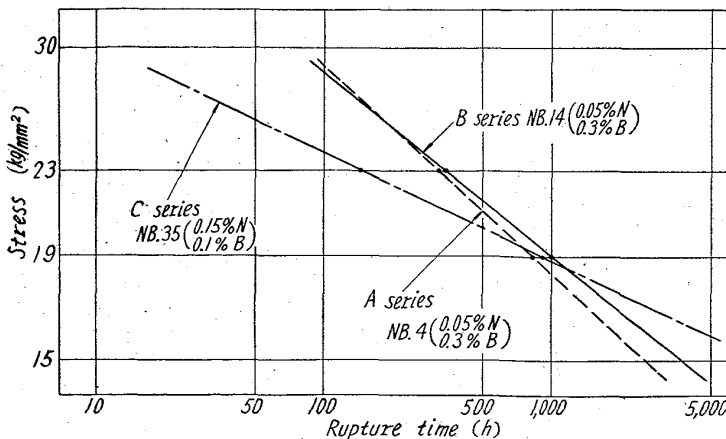


Fig. 3. Stress-time curves of specimens with the best strength in each series at 700°C.

つぎに各系列で最高のクリープ破断強度を示す試料の応力-時間曲線を Fig. 3 に示す。すなわちクリープ破断強度には、TiとNの共存するA, B系列ではNを少なくBを多くしたN0.05%, B0.3%の添加が適当であり、Tiを添加し

669.14, 018.8, ~~669.15~~  
 669.15, 24.26-194.56, 539.434  
 = 669.295, 669.781, 669.296

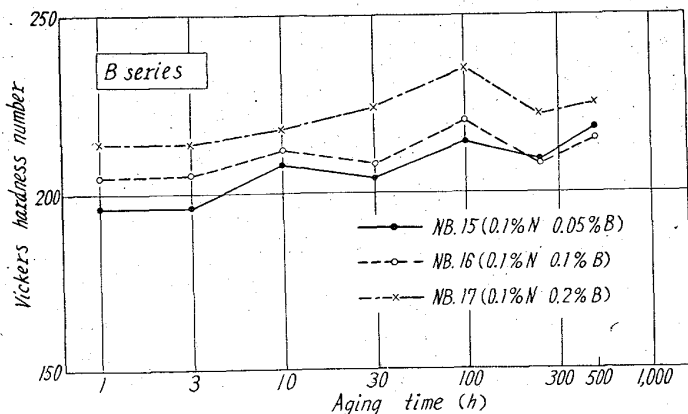


Fig. 4. As-aged hardness at 700°C.

た。

溶体化処理したままの状態では、

(1) 多量の残留析出物が認められるが、A, B 系列では Nb (CN), Ti (CN), C 系列では Nb (CN) の存在が確認された。

(2) C 系列では N 含有量が増加すると Nb (CN) の他 Cr<sub>2</sub>N の残留析出物が認められた。

(3) 固溶量以上の B は溶体化処理温度 1150°C 以下では Cr<sub>2</sub>B, TiB<sub>2</sub>, TiB (cubic) らの結晶構造で存在するが、1200°C 以上では Fe<sub>2</sub>B, FeB の結晶構造となる。

(4) B 含有量が増加すると Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub> の残留析出物の存在が多数認められる。これは特に C 系列でいちじるしい。

時効による組織変化は 100h 時効では特に認められないが、1000h 時効では粒内に多量の微少な析出物が認められる。X線回折の結果、Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>、未同定の硼化物と思われる回折線が認められた。

文 献

- 1) V. V. LEVITIN: Phys. Met. and Metallurgy, 11 (1961), p. 67~73

(170) 316 型ステンレス鋼の高温強度の改善に関する研究

神戸製鋼所中央研究所

中野 平・金田次雄・工博 山本俊二  
 大砂 寛・○新名英司 63170

Study of Improvement in High-Temperature Strength of 316-Type Austenitic Stainless Steel.

Taira NAKANO, Tsugio KANEDA,  
 Dr. Shunji YAMAMOTO, Hiroshi OSUNA  
 and Eiji NIINA.

I. 緒 言 607~609

近年火力発電設備の高効率化、大型化に伴って、過熱器管としては益々耐熱性、耐酸化性のすぐれた材料が要求されてきている。当社においてはこれまでに、304, 316, 321, 347 型のオーステナイト系ステンレス鋼の高温強度について一連の研究を進めてきたが、これらのステンレス鋼は最高使用温度が 650°C 以下である。650°C 以上の温度では耐熱鋼が使用の対象と考えられるが加工性、溶接性などの点に問題があるので、良好な加工性、溶接性を有し、しかもすぐれた高温強度を有する鋼種の出現が強く望まれている。

以上の観点より本研究では高温での安定した強度を有する 316 型ステンレス鋼をベースとし、これに Ti-B または Zr を添加して高温強度の改善をはかった結果一応の目的が達せられたのでその結果について報告する。

II. 供試材および試験結果

1. 供試材

供試材は塩基性 100 kVA 高周波炉で 20kg 鋼塊を溶製し 200mm φ に鍛伸した。供試材の化学成分を Table 1 に示す。Ti-B 添加試料 B 系は 316 型ステンレス鋼に B の効果を 100% 発揮し得る ようにあらかじめスポンジ Ti にて Ti/C 比の理論値 4 としたのち、B 添加量を 0.075%, 0.117%, 0.143% とし、Zr 添加試料 Z 系は、Zr 添加量を 0.20%, 0.35%, 0.82% と変化させた。各供試材は顕微鏡試料を除き、1100°C にて 2h 均熱後水冷し各試験片に加工した。

Table 1. Chemical compositions of tested specimens.

Type of specimens	Specimen marks	Chemical composition (%)														
		C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Ti	B	Zr	N <sub>2</sub>	O <sub>2</sub>	
316+Ti-B	B-0	0.05	0.50	1.73	0.013	0.021	0.07	12.75	17.95	2.55	0.21	—	—	0.028	0.022	
	B-1	0.05	0.45	1.66	0.030	0.019	0.07	12.58	17.95	2.57	0.21	0.075	—	0.028	0.025	
	B-2	0.06	0.48	1.71	0.015	0.021	0.06	12.61	17.92	2.55	0.22	0.117	—	0.025	0.022	
	B-3	0.06	0.52	1.75	0.018	0.020	0.06	12.55	18.00	2.57	0.24	0.143	—	0.027	0.026	
316+Zr	Z-1	0.07	0.47	1.77	0.010	0.020	0.06	12.64	17.98	2.63	—	—	0.20	0.024	0.022	
	Z-2	0.07	0.50	1.83	0.008	0.018	0.06	12.62	18.12	2.58	—	—	0.35	0.021	0.022	
	Z-3	0.07	0.60	1.76	0.005	0.013	0.06	12.57	17.92	2.56	—	—	0.82	0.021	0.025	
ASTM TP 316	< 0.08	< 0.75	< 2.00	< 0.03	< 0.03		11.00 ~ 14.00	16.00 ~ 18.00	2.00 ~ 3.00	—	—	—				