

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

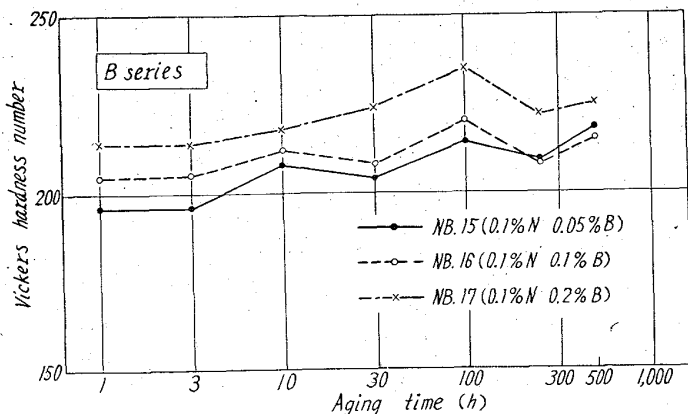


Fig. 4. As-aged hardness at 700°C.

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 Cr₂N 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 Cr₂B, TiB₂, TiB (cubic) らの結晶構造で存在するが、1200°C 以上では Fe₂B, FeB の結晶構造となる。

(4) B 含有量が増加すると Cr₂₃C₆ 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、Cr₂₃C₆、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 ₂	O ₂	
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	—	—	—			

2. 溶体化温度と結晶粒度および硬さの関係

20mm φ × 50mm 試験片を用いて、1000~1300°C の各温度に 2h 均熱後水冷し、溶体化温度による結晶粒度および硬さを調査した。

Ti-B 系, Zr 系とも添加量の多いほど結晶粒度は小さくなる傾向を示すが、各試料とも溶体化温度の上昇につれて粗粒化し、Ti-B 系は 1200°C で急激な成長を示し、1250°C になると粒界の溶融現象が認められる。また硬さにおいても B の含有していない B-0 は溶体化温度の上昇に伴い硬さが低下するが、B 添加材は溶体化温度の上昇につれて若干硬さが増し B 含有量に応じ硬さも高くなっている。Zr 系は 1150°C から結晶粒度が急激な成長を示し、Zr 含有量の多いほど成長速度は小さい。硬さは Zr 含有量にも溶体化温度にも関係なく略々同じ値を示した。

3. 引張試験

各供試材につき、常温、高温 (650°C) 引張試験をおこなった結果を Fig. 1 に示す。添加元素の影響について B 系は B 含有量の多いほど常、高温とも伸び、絞りが増すが、引張強さ、耐力には差が認められない。Z 系は B 系より引張強さ、耐力が低くまた Zr 含有量の多いほど低下傾向を示すが、伸び、絞りは各供試材とも B 系より高く Zr 量による差異は認められない。

4. クリープラプチャー試験

各供試材は 1100°C 2h 均熱後水冷の熱処理をおこない 650°C でクリープラプチャー試験をおこなった結果を Fig. 1, 2, 3 に示す。Fig. 1, 2 から 650°C の 100h, 1000h のクリープラプチャー強度を Table 2 に示す。B 系は ASTM 316 平均値よりラプチャー強度が高くな

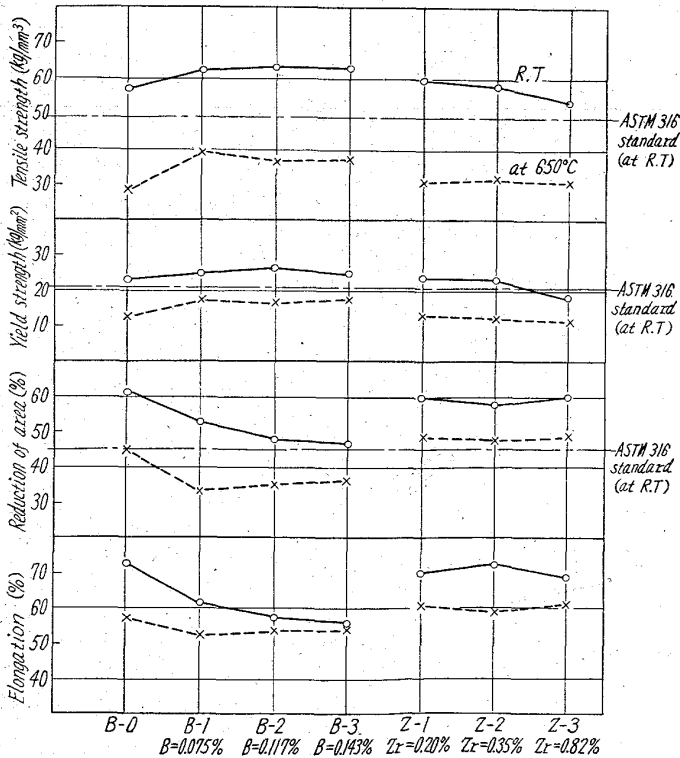


Fig. 1. Result of tensile test.

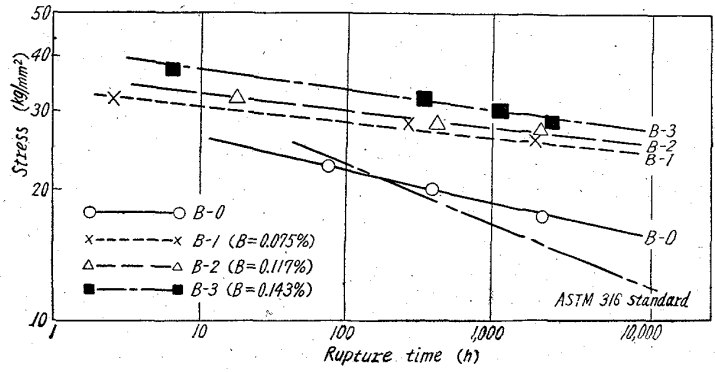


Fig. 2. Creep rupture curves of B-group.

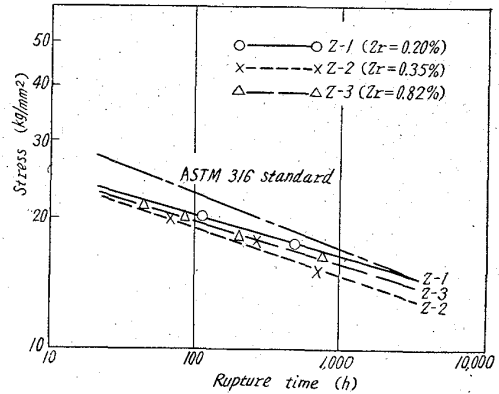


Fig. 3. Creep rupture curves of Zr-group.

Table 2. Creep rupture strength.

Specimen marks	Creep rupture strength (kg/mm ²)	
	650°C	
	100 h	1000 h
B-0	22.0	18.6
1	28.3	26.3
2	30.0	27.4
3	33.3	30.0
Z-1	20.3	16.2
2	18.9	14.5
3	19.5	15.3
ASTM TP 304	15.5	10.7
321	20.0	13.2
347	19.3	14.9
316	22.5	16.7
318	25.3	18.0
310	18.3	12.3
Hastelloy C	34.8	29.8
A-286	44.3	32.3
HS-88	41.5	34.5
19-9 DX	36.7	29.5

っている。B-3 (B=0.143%) とオーステナイト系ステンレス鋼の ASTM 平均値および耐熱鋼 Hastelloy C, A 286, HS-88, 19-9 DX と比較すると、本鋼種は従来のオーステナイト系ステンレス鋼よりクリープ

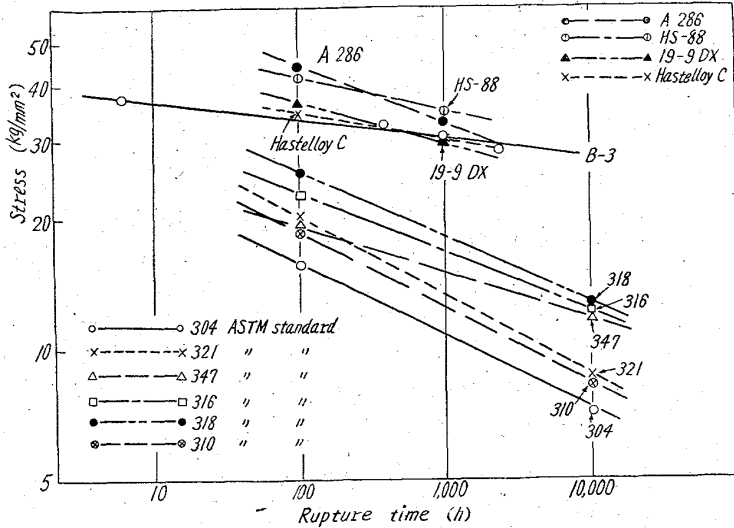


Fig. 4. Creep rupture curves of boron-containing austenitic stainless steel (B-3), boron-free austenitic stainless steels and some heat-resisting steels.

ラプチャー強度が高く、耐熱鋼グループの Hastelloy C, 19-9 DX に匹敵し得ることが確認された。Zr 系は ASTM 316 平均値より低く、試験後の組織は粒界に Zr 化合物が凝集し、破断先端部は結晶粒が変形せずに粒界に亀裂が連なつて割れ目を作り粒界破断となつていことから Zr 化合物は粒界の分離抗力を低下せる。Ti-B 系は B 含有量の増加とともに B 化合物が多くなつているが、クリープラプチャー強度の高くなつたことは、溶質原子としての B の効果ならびに粒界、粒内に微細に析出している析出物が転位の移動阻止にきわめて有効であつたものと考えられる。

III. 結 言

316 型ステンレス鋼に Ti-B, Zr を添加すると、両鋼種とも結晶粒は微細となり、650°C クリープラプチャー特性については、Zr の添加に対する効果は認められないが、Ti-B を添加することにより従来のオーステナイト系ステンレス鋼グループに較べ非常にすぐれ、耐熱鋼に匹敵し得るクリープラプチャー強度の得られることを明らかにした。

669.14.018.44:669.15'24'26-194.56
 (171) オーステナイト系耐熱鋼の
 クリープ破断強さについて

東京大学工学部 工博○藤田 利夫
 日立金属工業 笹倉 利彦
 東京大学工学部 岳野 洋允

Creep Rupture Strength of Austenitic Heat-Resisting Steels.

Dr. Toshio FUJITA, Toshihiko SASAKURA and Yōsuke TAKENO.

I. 結 言 63171

最近の火力発電所は世界的に高温高圧化され、わが国でも 560°C, 240 kg/cm² 級の超臨界圧のボイラが計画され、米国ではすでに 650°C, 350 kg/cm² 級のものが運転されているので、すぐれたクリープ強度を有する安価なオーステナイト系耐熱鋼の要望が高まっている。英国の Swinden Laboratory で Esshete 1250 を開発しているのもそのあらわれである。著者らは数年前から、長時間 (10 万 h) の寿命を要求されるオーステナイト系耐熱鋼について研究しているが、本報ではこれらの研究の一部を述べることにする。

II. 試料および熱処理

使用した試料は Table 1 に示す。試料は高周波電気炉で 25 kg 溶解し、20mm 角棒に鍛造したものをクリープ試験片に使用し、また 10mm 角材に鍛造したものを時効硬度試験に使用した。

S1 は TAF 鋼 (12% Cr 耐熱鋼) に Ni を 15% 添加してオーステナイト鋼にしたもので、S2 は S1 の合金元素量を約 2 倍にしたものである。S3 は 15Cr-15Ni 系に W, Nb を 2% ずつ添加し、さらに比較的多量に B, N などを加えて強化したものである。S4 は英国の Rex 467 の化学成分を目標にしたもので、Mo, Ti などの炭化物の析出により長時間のクリープ破断強度は非常にすぐれている。S5 は S4 に W, B などを添加して強度を高めたものである。S6 および S7 は Mo, W, Nb などを添加した上に、Ti を 1.6~2.2% 程度添加して Ni₃Ti 析出硬化をねらつたものである。S8 は Ti および Al を添加してさらに高度の析出硬化をはかつたものである。

クリープ試験片および硬度測定にはつきのごとき熱処理を行つた。

Table 1. Chemical composition of specimens. (%)

Steel No.	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	W	Nb	Ti	B	Other element
S1	0.23	0.66	0.83	15.20	12.32	0.96	—	0.22	—	0.04	V 0.23 · N 0.03
S2	0.23	0.64	0.90	14.72	11.78	2.2	—	0.51	—	0.08	V 0.31 · N 0.05
S3	0.47	1.24	0.73	14.28	14.09	—	2.05	1.9	—	0.145	N 0.11
S4	0.21	1.0	1.0	10.40	14.50	2.05	—	—	0.85	—	Cu 2.94
S5	0.22	1.0	1.0	10.00	14.68	2.08	1.54	—	0.87	0.148	Cu 2.84
S6	0.08	1.32	0.92	15.80	14.18	1.38	1.17	0.36	1.60	0.11	—
S7	0.08	1.33	0.97	18.34	14.18	1.38	0.84	0.39	2.18	0.11	Zr. added
S8	0.04	1.43	1.03	18.12	14.11	1.35	1.15	—	1.92	0.10	Zr. added