

Table 2. Effect of solution treatment to minimum creep rate.

		Minimum creep rate (%/hr)					
Test temp. (°C)		600	650		700		732
Test stress (kg/mm ²)		20	14	17.5	9.2	13.7	10
Solution treatment.	T 7	—	—	0.0041	—	0.0777	0.1136
	T 5	0.00063	0.00086	0.0039	0.00051	0.01255	0.0543
	T 1	0.00056	0.00057	0.0021	0.00013	0.0033	0.00112

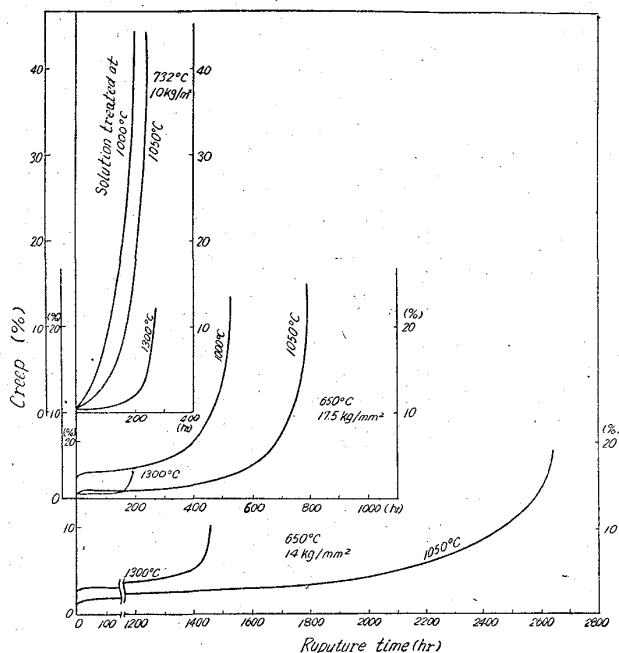


Fig. 2. Effect of solution treatment to creep rupture curve.

くなつたと思われる楕円状の穴を呈するのに対し、T1では結晶粒の変形もほとんどみられず、wedge typeを示しており亀裂の数も T5, T7 に比し少ない。どの材料も溶体化材については炭化物はほとんど観察されなかつたが破断試験後には粒界に炭化物の析出を認めた。σ相は低温試験では現れなかつたが 700°C, 732°C の長時間試験の分には発生していた。しかし、炭化物、σ相ともに破壊の原因となつた形跡は認められていない。

IV. 考 察

CHEN らは void の発生は slip により粒界の jog に核を生じ、これに空孔が拡散するために起るとしているが、粗粒になるほど単位体積当りの粒界面積は小さいため void が集積しやすくなり、試験片の各部に void が発生して変形量の多い粒内じりよりも変形量の少ない粒界じりが優先するために伸びが小さく現われるものと考えられる。破断寿命が溶体化処理温度で最大値をとるのは熱処理効果¹⁾²⁾ もあろうが、粒内破壊を起さぬ程度に粗粒であれば応力は各粒に分散されるので集中をまぬかれ強化されようがさらに粗大になると山崎⁵⁾の単純粒界排列が起つて弱化するのであろう。

V. 結 言

ステンレス鋼 17-10Ti ステンレス鋼について溶体化

処理温度を 1000~1300°C の範囲で変えて、600~732°C の温度範囲でクリープ破断試験を行ない次の結果をえた。

- (1) 大体各試験温度において、クリープ破断強度は溶体化処理温度に対して最大値をつくる。
- (2) 高温溶体化処理材ほど伸びは小さく粒界破壊を呈する。
- (3) 高温溶体化処理材ほどクリープ伸びは小さい。
- (4) クリープ破壊粗粒材の伸びの小さいのは単位体積当りの粒界面積が減少することにより void の集積が変形の少ない粒界じりを優先させるからであろう。

文 献

- 1) 西原, 他: 鉄と鋼, 46 (1960), p. 151
- 2) 織田, 片山, 他: 金属学会誌, 26 (1962), p. 661
- 3) K. J. IRVINE et al.: Trans. Amer. Soc. Metals, 52 (1960), p. 376
- 4) P. SHAHINIAN et al.: Trans. Amer. Soc. Metals, 45 (1953), p. 177
- 5) 山崎: 材料, 12 (1963), p. 211
- 6) 金尺学会新制金尺講座 (日版) 耐熱鋼および耐熱合金, p. 36
- 7) CHEN et al.: J. Metals, 9 (1957), p. 829

(159) 18Cr-12Ni 系耐熱鋼の高温性質におよぼす B, Mo, Nb, Ti 複合添加の影響 (オーステナイト耐熱鋼の研究—II)

金属材料技術研究所

○河部義邦・沼田英夫・工博 中川龍一

Effect of Multiple Additions of Boron, Molybdenum, Niobium and Titanium on High Temperature Properties of 18Cr-12Ni Heat Resisting Steels.

(Studies on austenitic heat resisting steels—II)

Yoshikuni KAWABE, Hideo NUMATA

and Dr. Ryūichi NAKAGAWA.

I. 緒 言

著者らは前報¹⁾で、18Cr-12Ni 系に Mo, Nb, Ti, N および B を適当量組合せ添加した合金は高いクリープ・ラプチャー強さを示すことを報告した。この合金は Esshete 1250, G18B, S-5²⁾らの超耐熱鋼にくらべてもか

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

Steels	C	Si*	Mn	Cr	Ni	Mo	Nb	Ti	B	N (sol.)	N (insol.)
P. 1	0.22	0.7	1.48	17.46	11.76	—	—	—	—	0.0576	—
P. 2	0.22	0.7	1.39	17.71	11.99	2.96	—	—	—	0.0416	0.0028
P. 3	0.22	0.7	1.40	17.62	12.00	—	0.43	—	—	0.0366	0.0071
P. 4	0.23	0.7	1.45	17.60	11.96	—	—	0.32	—	0.0052	0.0322
P. 5	0.23	0.7	1.42	17.51	11.94	2.97	0.42	—	—	0.0351	0.0086
P. 6	0.22	0.7	1.40	17.65	12.01	2.97	—	0.35	—	0.0025	0.0421
P. 7	0.22	0.7	1.41	17.72	11.85	—	0.46	0.29	—	0.0047	0.0379
P. 8	0.22	0.7	1.43	17.67	11.93	3.08	0.48	0.32	—	0.0023	0.0303
P. 17	0.24	0.7	1.46	17.65	12.02	—	—	—	0.15	0.0449	0.0001
P. 18	0.23	0.7	1.48	17.63	11.92	3.09	—	—	0.17	0.0402	0.0039
P. 19	0.23	0.7	1.46	17.56	11.95	—	0.50	—	0.16	0.0307	0.0076
P. 20	0.22	0.7	1.44	17.52	12.02	—	—	0.31	0.17	0.0017	0.0371
P. 21	0.24	0.7	1.44	17.78	11.96	2.99	0.44	—	0.15	0.0325	0.0097
P. 22	0.23	0.7	1.46	17.72	11.98	2.98	—	0.30	0.17	0.0020	0.0436
P. 23	0.24	0.7	1.47	17.65	11.93	—	0.52	0.34	0.17	0.0187	0.0289
P. 24	0.23	0.7	1.42	17.69	11.96	2.98	0.50	0.43	0.16	0.0024	0.0357

* Nominal composition

なりすぐれたクリープ・ラプチャー強さを有する。また、この合金ではNがクリープ・ラプチャー強さを高めるのに重要な作用をしている。しかし、一方Nを添加すると鍛造性は悪くなり(未発表)、また3000~4000hrの短時間のクリープ・ラプチャー強さは向上するが、さらに長時間では窒化物の加速的な凝集によりクリープ・ラプチャー強さは急激に減少することが懸念される。ゆえにNを添加せず、Bのみを添加した強力耐熱鋼の開発を進めている。Bは確実にクリープ・ラプチャー強さを高める元素ではあるがまた、溶接性、鍛造性などを悪くする元素でもある。それゆえに溶接性、鍛造性を最低限保障する範囲内のBの添加でクリープ・ラプチャー強さを最も高めるような合金元素の組合せを検討し、さらにその強化機構を検討することは重要だと思われる。著者らは複合添加の影響を基礎的に検討する一連の研究を行ない、さらに鍛造性について検討したのでその一部を報告する。

II. 試料

本実験に用いた試料の成分を Table 1 に示す。

各試料とも、C 0.2%, Si 0.7%, Mn 1.5%, Cr 18%, Ni 12% と一定にし、P. 1~8 ではBを添加せず Mo 3%, Nb 0.5%, Ti 0.5% を組合せ添加し、P. 17~24 ではP. 1~8 の成分にBを0.2% 添加した。この16鋼種からB, Mo, Nb, Ti の単独および複合添加の影響を求めたが、その際各元素の影響は同一量についてではなくそれぞれ0.2, 3.0, 0.5, 0.5% 添加した水準での効果について検討している。

溶解は15kVA 高周波で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・ラプチャー試験、鍛造性試験用には18mm 角に鍛造した。

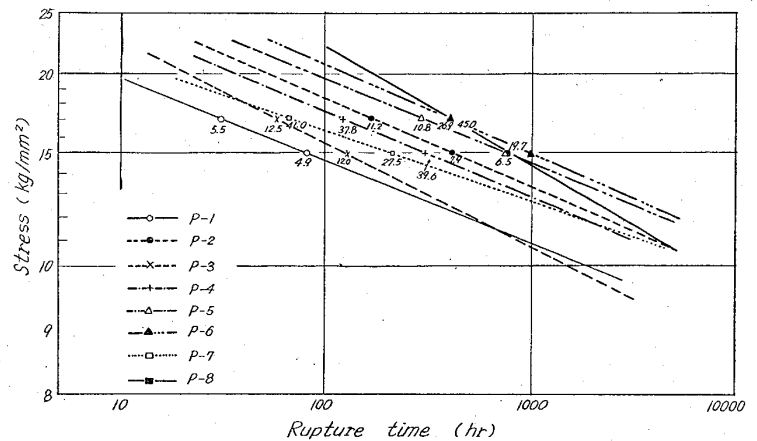


Fig. 1. Stress-rupture time curves of specimens P. 1~8 at 700°C.
(Figures show rupture elongation)

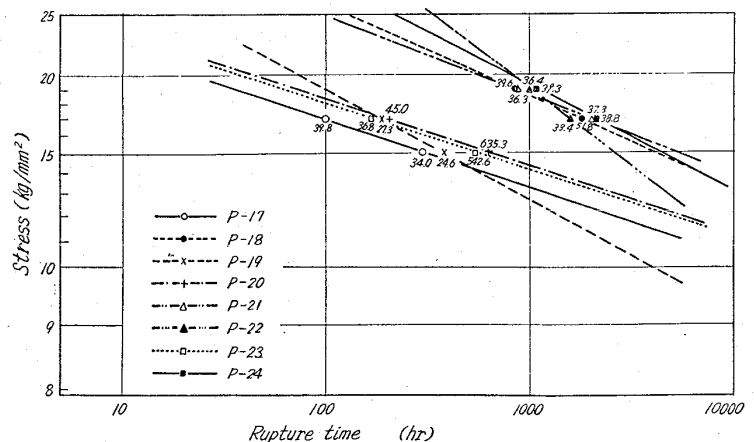


Fig. 2. Stress-rupture time curves of specimens P. 17~24 at 700°C.
(Figures show rupture elongation)

III. 実験結果および考察

1. クリープ・ラプチャー強さ

試料は1150°C で1 hr 均熱後水冷の溶体化処理後、

Table 2. 1000 hr Creep rupture strength of specimens. (kg/mm²)

Steels	Rupture Strength	Steels	Rupture Strength
P. 1	11.1	P. 17	13.2
P. 2	13.3	P. 18	18.4
P. 3	10.7	P. 19	12.7
P. 4	12.9	P. 20	14.2
P. 5	14.4	P. 21	18.5
P. 6	15.0	P. 22	18.9
P. 7	12.9	P. 23	14.1
P. 8	14.2	P. 24	19.2

700 および 750°C でクリープ・ラプチャー試験を行なった。本報告では 700°C での試験結果のみ報告する。

Fig. 1 に P. 1~8 の, Fig. 2 に P. 17~24 の応力-ラプチャー時間曲線を示す。P. 1~8 の B を添加していない試料ではクリープ・ラプチャー強さは複合添加により除々に増加しているが, P. 17~24 の B を添加している試料では明らかに 2 つのグループに別かれているのが認められる。次にこの図より求めた 1000 hr のラプチャー強さを Table 2 に示す。この値をクリープ・ラプチャー強さの特性値とし, クリープ・ラプチャー強さにおよぼす各元素の単独および複合添加の効果を解析した結果を Table 3 に示す。この際, Fig. 2 から明らかのように Mo と B が共存するグループのみ高いクリープ・ラプチャー強さを示し, 相乗効果が認められる。この相乗効果を求めると $\{(Mo \cdot B - Mo - B) + Nb(Mo \cdot B - Mo - B) + Ti(Mo \cdot B - Mo - B) + Nb \cdot Ti(Mo \cdot B - Mo - B)\} / 4$ の式より 2.1 kg/mm² である。ゆえに Table 3 中 Mo と B が共存しない項ではこの相乗効果量を除いて平均してある。この結果, 単独添加では Mo, B, Ti の順に強化傾向は大きく, Nb の強化作用はほとんど認められず, この系の耐熱鋼には Nb は有効な添加元素だとは考えられない。2 元素の複合添加では Mo と B の相乗効果が顕著で, 最も効果的である。さらに Ti を添加した 3 元素の複合添加で, クリープ・ラプチャー強さは着実に向上している。結局, B を添加して強力な耐熱鋼を開発するにはまず Mo を添加し, Mo により強化と Mo と B の共存による相乗効果を引き出し, さらに Ti を添加し強化することが有効だと思われる。同様にしてさらに他の元素の影響を検討すればより強力な耐熱鋼の開発が期待される。

2. 時効硬さ

時効は 1150°C × 1 hr → W. Q. の溶体化処理後, 600, 700, 800°C で 1000 hr まで行ないその間の適当時間ごとに硬さを測定した。

まず溶体化処理状態の硬さは低く, ビッカース硬さで 150~200 である。硬化傾向におよぼす合金元素の影響は Mo, B, Nb の順に大きく, Ti は溶体化処理状態の硬さをいくらか減少させる。Mo と B の同時添加は硬さを相当高めるが, その間の関係はクリープ・ラプチャー強さにおよぼす影響と異なり相乗効果は認められず, 相加的な関係にある。さらに Ti を添加

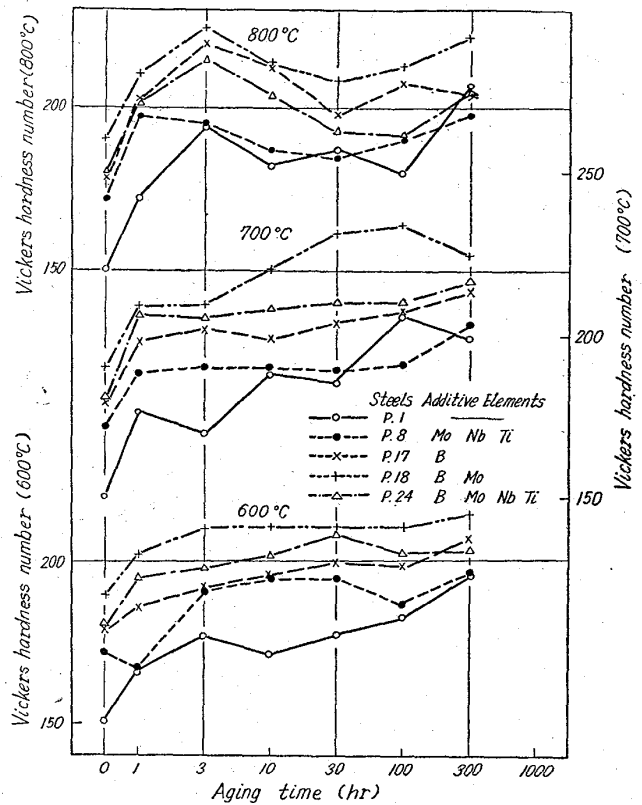


Fig. 3. As-aged hardness curves at various temperature.

すると当然硬さは減少する。

つぎに代表的な時効硬さ曲線を Fig. 3 に示す。Base 材である P. 1 は各温度ともに最も硬化量が多い。また, 合金元素による時効硬化曲線の顕著な差異は認められず, 溶体化処理状態の硬さの差が平行移動した状態でわずか硬化している。しかも, その硬化曲線とクリープ・ラプチャー強さとの間には相関々係は認められず,

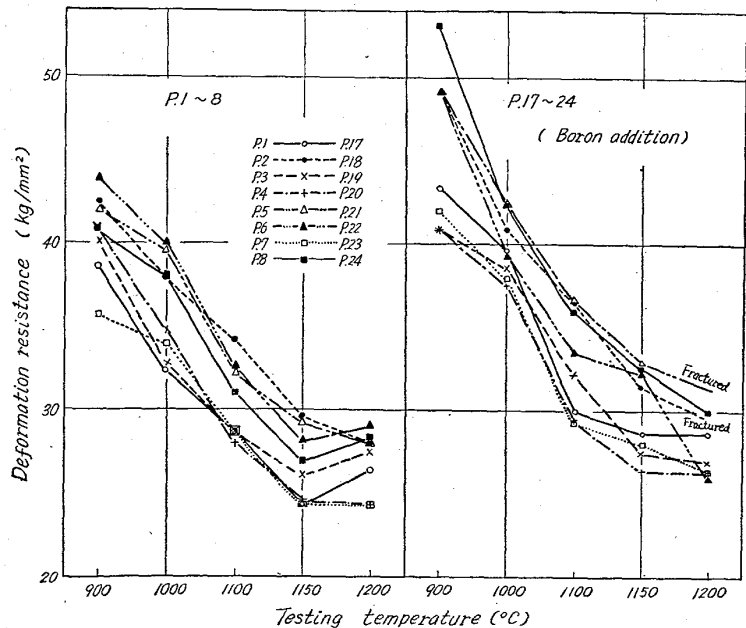


Fig. 4. Relation between testing temperature and deformation resistance of various specimens.

Table 3. Analysis of effect of additive elements on 1000 hr creep rupture strength for 0.2% C-18% Cr-12% Ni austenitic heat resisting steels. (kg/mm²)

Rupture strength of base material	Amount of increase	Additive elements															
		B	Mo	Nb	Ti	Mo·B	Nb·B	Ti·B	Mo·Nb	Mo·Ti	Nb·Ti	Mo·Nb·B	Mo·Ti·B	Nb·Ti·B	Mo·Nb·Ti	Mo·Nb·Ti·B	
11.1		2.1	2.6	0	1.1	6.9	2.0	3.1	2.6	3.5	1.1	6.4	8.2	3.3	3.4	8.1	

Table 4. Analysis of effect of additive elements on deformation resistance at 1000 and 1100°C, for 0.2% C-18% Cr-12% Ni austenitic heat resisting steels. (kg/mm²)

Testing temperature (°C)	Deformation resistance for base material	Amount of increase	Additive elements							
			B	Mo	Nb	Ti	Mo·B	Nb·B	Ti·B	Mo·Nb
1000	32.3		3.7	4.2	0.6	-0.1	7.9	4.1	3.6	4.7
1100	28.7		2.4	4.7	0.2	-1.3	7.2	2.7	1.1	4.9

Testing temperature (°C)	Deformation resistance for base material	Amount of increase	Additive elements						
			Mo·Ti	Nb·Ti	Mo·Nb·B	Mo·Ti·B	Nb·Ti·B	Mo·Nb·Ti	Mo·Nb·Ti·B
1000	32.3		4.1	0.4	8.9	8.3	5.0	4.2	10.1
1100	28.7		3.3	-1.2	7.9	6.1	1.2	4.1	7.2

この系の耐熱鋼ではクリープ・ラプチャー強さを時効硬化現象から推察することは困難である。

3. 高温変形抵抗

高温変形抵抗は両ハンマー式の鍛造性試験機を用いて測定した。試験片は 10mm φ × 10mm の円柱状のものを用い、各試験温度に昇温後 20min 均熱し、7.00kg-m のエネルギーを与えその変形量を測定して次の式から変形抵抗 K_f を求めた。

$$K_f = E/V \ln h_0/h$$

V : 体積, E : エネルギー

h_0 : 変形前の高さ, h : 変形後の高さ

その結果を Fig. 4 に示す。変形抵抗は一般に試験温度の上昇につれ減少するが、1200°C では P. 1~8 の試料中一部逆にいくらか増加する。しかし、その原因は明らかでない。

1000 および 1100°C での高温変形抵抗値を特性値とし、変形抵抗におよぼす合金元素の影響を解析した結果を Table 4 に示す。

変形抵抗を増す傾向は Mo, B, Nb の順に大きく、Ti は逆にわずかに減少させる。この Ti の効果は単に変形抵抗を減少するのみでなく、変形能をも向上するよう作用する。すなわち、Mo と B の共存する試料は 1200°C での試験で圧壊しているがさらに Ti を添加すると破壊しないことが観察される。またこの変形抵抗におよぼす合金元素の影響は溶体化処理状態の硬さにおよぼす合金元素の影響と一致している。すなわち Ti はこの系の耐熱鋼のクリープ・ラプチャー強さを高めるよう作用し、変形抵抗は減少するよう作用する有効な元素だと思

われる。

IV. 結 言

0.2% C-18% Cr-12% Ni 系耐熱鋼の高温性質におよぼす B, Mo, Nb, Ti の組合せ添加の影響を検討し、次の結論を得た。

1) クリープ・ラプチャー強さは Mo, B, Ti の添加により高められ、特に Mo と B の同時添加は相乗的に作用し著しく有効である。Nb のクリープ・ラプチャー強さを高める効果はほとんど認められない。

2) 溶体化処理状態の硬さは Mo, B, Nb の添加で増加するが、Ti の添加で逆に減少する。また合金元素による時効硬化曲線の顕著な差は認められず、この曲線からクリープ・ラプチャー強さを推定することは困難である。

3) 高温変形抵抗は Mo, B, Nb の添加で増加し、Ti の添加で逆に減少する。すなわち、Ti はクリープ・ラプチャー強さを高め、高温変形抵抗を下げるよう作用する特異な元素である。

文 献

- 1) 河部, 中川: 鉄と鋼, 49 (1963) 3, p. 605
- 2) 藤田, 笹倉, 岳野: 鉄と鋼, 49 (1963) 3, p. 609