

a: 950°C×1hr O. Q., -73°C×3hr, b: 500°C×8hr,  
 c: 500°C×32hr, d: 600°C×64hr. (×10,000) (1/3)

Photo. 1. Electron microstructures of the specimens solutioned, suzero-cooled, and aged.

Table 2. The specimens used for experiments and amount of electrolytic residue.

Specimen No.	Heat treatment	Hardness (HrC)	Amount of residue (%)
A	950°C×1hr O. Q., -73°C×3hr	38.5	0.6
B	500°C×1hr	41.5	1.6
C	500°C×8hr	44.4	6.2
D	500°C×32hr	45.9	10.2
E	500°C×256hr	46.6	15.3
F	500°C×1000hr	36.0	7.5
G	600°C×2hr	39.3	3.2
H	600°C×64hr	35.1	3.6
I	640°C×2hr	33.5	2.6
J	640°C×32hr	32.5	3.5

た. したがって硬化にあずかる析出物は  $\mu$  相と  $\alpha'$  相であると考えられ, 過時効に移るところでは  $\mu \rightarrow R$  の変化がおこり, 完全な過時効状態では R 相のみとなる. また電解抽出残渣量は Table 2 中に示したように, 硬化が進行するとともに増加し, 過時効状態になると減少している. つぎに試料 A, C, D, H の電子顕微鏡組織を Photo. 1 に示す. 硬化進行中の試料 C, D の組織は, Photo. b, c のごとく, 基地中に微細な粒状析出物 ( $\mu$  相あるいは  $\alpha'$  相) が多数存在しているのがよくわかる. また過時効試料 H では Photo. d のようになり, 組織はかなり異なつたものとなる.

以上のように本ステンレス鋼における析出硬化は  $\mu$  相および  $\alpha'$  相の析出によつておこるものと考えられる.

### 7. 結 言

15Cr-4Ni 系 PH ステンレス鋼として新たに開発された 15Cr-4Ni-2.5Mo-4Co-0.4Nb 鋼 (ST-154PH) について熱処理と機械的性質の関係, ausforming による特性, 耐蝕性と熱処理の関係につき検討を加え, 併せて本鋼の析出硬化機構について考察を加えた. 得られた結論は次の通りである.

1) 本鋼の熱処理条件は 950°C にて溶体化し, 油冷後深冷処理, 時効を行う. 時効は 500°C×64~256hr にて最高強度に達する. 溶体化温度は 1025°C

の方がむしろ衝撃特性が良好である.

2) 深冷処理条件は他の PH ステンレス鋼程厳密でなくともよい. これは肉厚部品の熱処理に対して有利である.

3)  $Ar_1$  変態が著るしく遅延し,  $Ms$  点は 50°C 附近にあるから ausforming が容易に実施できる. 温度は析出温度域 450°C~550°C を避けることが必要である.

4) ausforming の実施により, 縦方向の機械的性質は著るしく向上する. 耐力 0.02% 160kg/mm<sup>2</sup> 級が得られる.

5) 本鋼の析出硬化機構は  $\mu$  相 (Ni-Co-Mo 金属間化合物) および  $\alpha'$  相の析出によるものと認められる.

### 文 献

- 1) K. C. ANTONY: J. Metals, 15 (1963), p. 922

## (164) 15Cr-12Ni 系オーステナイト耐熱鋼におよぼす C, Ti および B の影響

(弱析出硬化型オーステナイト耐熱鋼の研究—Ⅲ)

東京大学工学部 工博 藤田利夫

日立金属工業 〇九 鬼秀勝

### Effect of Carbon, Titanium and Boron on the 15Cr-12Ni Austenitic Heat Resisting Steel.

(Studies on the weak precipitation hardening austenitic heat resisting steel—Ⅲ)

Dr. Toshio FUJITA and Hidekatsu KUKI.

### 1. 結 言

前報<sup>1)</sup>において 15Cr-12Ni オーステナイト耐熱鋼におよぼす C および Ti の影響として, 0.2% 付近での Ti, および 0.6% 付近での C の影響について報告し, その中でおのおの 0.2~0.3% C および 0.5~0.8% Ti 添加のものが最も高い高温強度を与え, そのクリーブ破断強度は Eshete 1250<sup>2)</sup> に比べて相当すぐれていることを述べた. 本報では 0.1% C, 0.3% C および 0.4% C 付近での Ti の影響について実験を行つたので, 前報の結果をあわせて 15Cr-12Ni オーステナイト耐熱鋼のクリーブ破断強度を改善するのに最適な C および Ti の添加量を決定した. また 15Cr-12Ni オーステナイト耐熱鋼におよぼす B の影響について 0~0.15% B についてクリーブ破断試験を行つたのであわせて報告する.

### 2. 試 料

Table 1 に試料の化学成分を示す. S1~S15 の各試料とも Si, Mn, Ni, Cr, Mo, W, Cu および B をそれぞれ一定とし, S1 は C 0.2% および Ti 0.6% 添加したものであり, S2~S4 は 0.1% C に Ti 0.25~1.05%, S5~S8 は 0.2% C に Ti 0~0.8%, S9~S11 は 0.3% C に Ti 0.28~1.17%, S12~S14 は 0.4% C に Ti 0.34~1.00% および S15 は 0.5% C に Ti 0.68% 添加したもので, 15Cr-12Ni オーステナ

Table 1. Chemical composition of specimens (%).

	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	W	Cu	Ti	B
S 1	0.02	1.13	0.83	12.00	15.01	2.13	1.00	2.36	0.60	0.095
S 2	0.11	1.00	0.92	12.00	14.79	2.04	1.47	2.32	0.25	0.096
S 3	0.11	1.02	0.81	11.90	14.83	2.15	1.00	2.16	0.51	0.081
S 4	0.12	1.12	0.93	11.92	14.85	2.03	1.59	2.24	1.05	0.093
S 5	0.25	1.02	0.84	11.90	15.01	2.15	0.99	2.16	—	0.094
S 6	0.23	1.08	0.85	11.90	15.01	2.16	1.02	2.16	0.33	0.094
S 7	0.20	1.14	0.86	12.00	15.07	2.15	0.95	2.16	0.62	0.091
S 8	0.21	1.14	0.82	12.00	15.01	2.12	0.96	2.16	0.80	0.091
S 9	0.32	1.04	0.84	12.12	14.70	2.02	1.71	2.34	0.28	0.097
S 10	0.29	1.05	0.82	11.90	14.92	2.17	0.97	2.16	0.51	0.090
S 11	0.29	1.06	0.92	12.12	14.64	2.04	1.52	2.40	1.17	0.090
S 12	0.41	0.98	0.86	12.12	14.36	2.03	1.45	2.38	0.34	0.098
S 13	0.39	1.12	0.80	11.80	14.92	2.15	0.92	2.28	0.68	0.003
S 14	0.38	1.07	0.93	12.22	14.78	2.06	1.47	2.38	1.00	0.003
S 15	0.50	1.09	0.75	12.00	14.92	2.12	0.95	2.28	0.68	0.010
S 16	0.20	0.99	0.92	12.12	14.36	2.01	1.54	2.38	0.78	—
S 17	0.24	0.54	0.88	11.90	14.57	2.02	1.62	2.38	0.72	0.043
S 18	0.21	1.01	0.86	12.12	14.54	2.01	1.69	2.34	0.64	0.096
S 19	0.22	1.01	0.90	12.02	14.39	2.04	1.66	2.40	0.60	0.142

イト耐熱鋼のクリープ破断強度におよぼすCおよび Ti の影響を調べた。また S16~S19 の各試料はBの影響を調べるためのもので、Cを0.2%に一定とし他元素も一定にしたときにBを0~0.15%まで4段階にかえた試料である。

各試料とも高周波誘導炉で大気中 6kg 溶解し、20mm

角棒に鍛造しクリープ破断試験に使用した。また顕微鏡試料には 10mm 角棒に、および硬度試料は 8mm 厚の板に鍛造したものを使用した。

3. 実験結果

3.1 クリープ破断試験

3.1.1 Cおよび Ti の影響

試験片は次の熱処理を行ない、650°C および 700°C でクリープ破断試験を行なった。

1150°C×1hr→油冷  
750°C×20hr→空冷

Fig. 1 に 650°C の 100 hr, 1000 hr および 10,000 hr のクリープ破断強度をCおよび Ti の函数として示す。これらの曲線で表わされた等強度曲線の位置は必ずしも正確に評価することはできない

が、新合金を開発するさいこの方法を利用し、クリープ破断強度におよぼす合金元素の影響の一般的傾向を知るにはきわめてすぐれた方法といえる。Fig. 1 (a) は 650°C, 100 hr のクリープ破断強度を示したものであるが、0.25~0.35% C および 0.45~0.65% Ti 成分のところが高強度を示している。一般にC含有量が一定であると Ti の添加量の増加とともにクリープ破断強度は改善され、ある Ti 含有量で最高強度となり、さらに Ti が増加すると強度は減少する。同じように一定の Ti 含有量るとき、Cの添加量の増加とともに強度は向上し、あるC量で最高強度になりそれ以上では減少する。Fig. 1 (b) (c) は 650°C, 1000 hr および 10,000 hr のクリープ破断強度であるが、100 hr の場合と同様

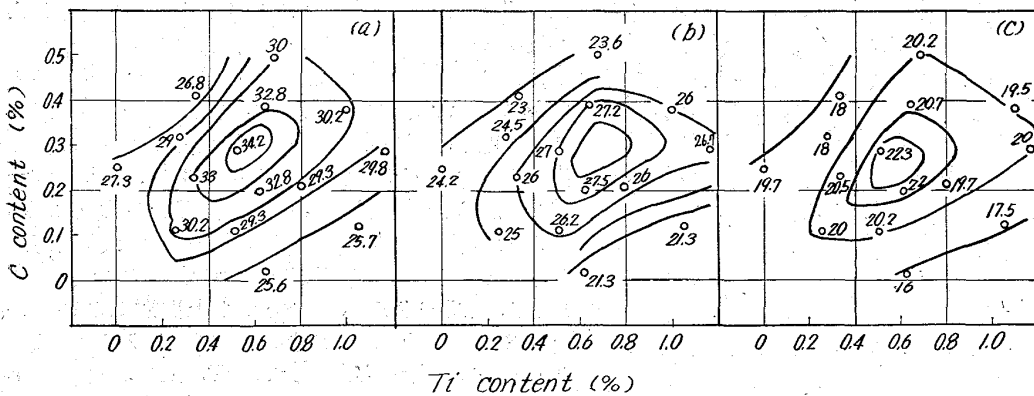


Fig. 1. Effect of carbon and titanium on rupture strength for 100hr(a), 1000hr(b) and 10,000hr(c) at 650°C (Figures show rupture stress).

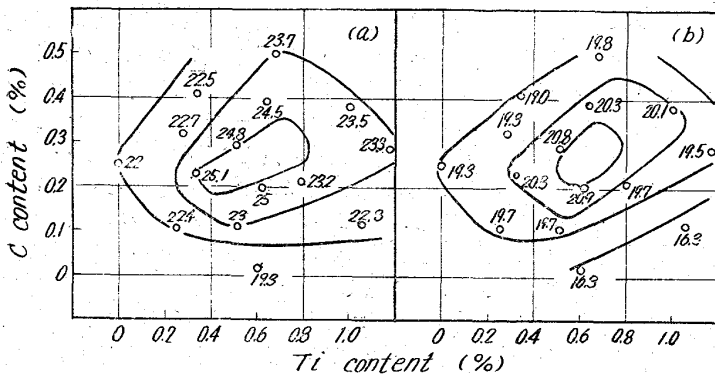


Fig. 2. Effect of carbon and titanium on rupture strength for 100hr(a) and 1000hr(b) at 700°C (Figures show rupture stress).

な傾向がある。1000 hr の最高クリープ破断強度を示すCおよびTi量はそれぞれ0.25~0.35%C, 0.55~0.85%Tiであり, 10,000 hrになると0.20~0.30%C, 0.45~0.70%Tiとなり, 650°Cのクリープ破断強度におよぼすCおよびTiの影響は0.25% Cおよび0.6% Ti付近のとき100~10,000 hrで最も高温強度が高くなる

と思われる。Fig. 2は同じように700°Cの100 hrおよび1000 hrのクリープ破断強度の等強度曲線をCおよびTiの函数として示してあり, それぞれ100 hrおよび1000 hrで最も高いクリープ破断強度を示すCおよびTi量は0.20~0.35% Cおよび0.35~0.85% Ti, 0.2~0.35% Cおよび0.45~0.85% Tiで, 長時間側ではTi含有量の下限が高Ti側にずれるようである。700°C, 100~1000 hrで最もクリープ破断強度が高いのは650°Cの結果と同じように0.25% Cおよび0.6% Ti付近であり, 短時間および長時間側, ならびに低温および高温側ともにこの15Cr-12Niオーステナイト耐熱鋼の高温強度の向上には適量なCおよびTiを含有させることが必要で, 0.25% Cおよび0.6% Ti付近で最も強くすることができる。と考える。

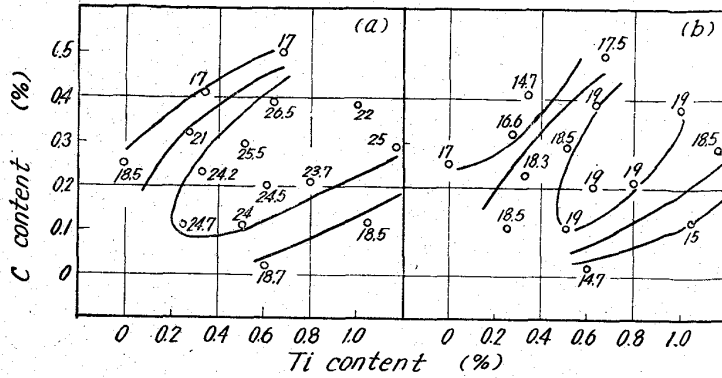


Fig. 3. Effect of carbon and titanium on creep strength of minimum creep rate 1%/1000 hr at 650°C(a) and 700°C(b) (Figures show creep strength).

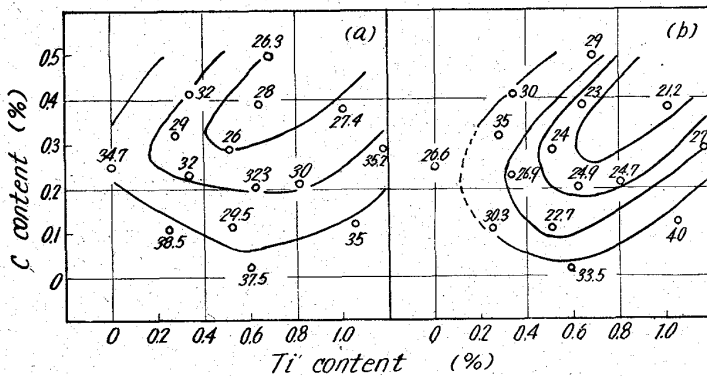


Fig. 4. Effect of carbon and titanium on rupture elongation for 100hr(a) and 1000hr(b) at 700°C (Figures show rupture elongation).

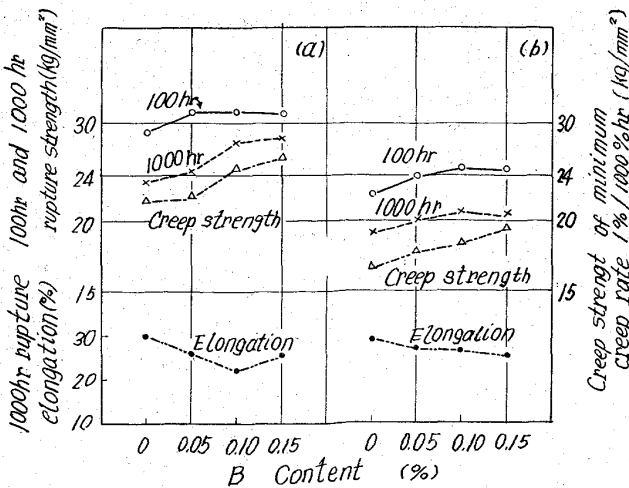


Fig. 5. Effect of boron on creep rupture properties for 650°C(a) and 700°C(b).

Fig. 3は650°Cおよび700°Cの最小クリープ速度が1%/1000 hrになるときの応力をCおよびTiの函数として示す。クリープ破断強度曲線は0.25% Cおよび0.6% Tiを中心とした閉曲線として表わされたが, クリープ強度曲線は高C, 高Ti側の一端が開いた曲線である。650°Cのクリープ強度はTi 0.6%と一定のとき, C量の増加とともにクリープ強度も増加し0.38% Cのとき最も強くなり, それ以上では減少の傾向にある。700°Cでは, 同様にTi 0.6%のときC 0.1~0.38%の間で強度の差はないようである。650°Cから700°CになるとTi量の下限が高Tiが移るが, 全体としての傾向は似ている。Fig. 4は700°C, 100 hrおよび1000 hrの破断伸びを同様にCおよびTiの函数として示したものであり, 曲線の傾向はクリープ強度曲線に似た高C, 高Ti側で一端の開いた曲線である。低C, 低Ti側から高C, 高Ti側へ対角線方向に破断伸びが減少する傾向にある。クリープ破断強度が最も強い0.25% Cおよび0.6% Ti付近でも20%以上の破断伸びを示すので実用上問題はないものとする。650°Cの場合の等伸線は700°Cのときと異った傾向が認められ, Ti 0.6%付近を中心に高C側に向つて破断伸びは減少する。

3.1.2 Bの影響

前と同様の熱処理を行なつた試験片で650°Cおよび700°Cでクリープ破断試験を行なつた。その結果をFig. 5に650°Cおよび700°Cの100 hrと1000 hrの破断強度と破断伸び(1000 hrのとき), さらに650°Cおよび700°Cの最小クリープ速度1%/1000 hrになるときの応力をB含有量に対して示す。クリープ破断強度は各温度ともBの添加により2~4 kg/mm²程度の増加は認めうるが, 0.05~0.15%のB含有量の間ではあまり顕著な改善は認められない。クリープ強度はB含有量の増加とともにまし0.1% B以上でとくに著しく, 各温度でおよそ3 kg/mm²ほど強度の増加がある。破断伸びはB添加によつて若干低下するようであるがそれほど大きくなく, B含有量によつても大して差異はないようである。以上の結果からBの添加はクリープ強度およびクリープ破断強度の向上にはきわめて有効

であるが、破断伸びを少し低下させ、Bの最適な添加量はこの実験から決めかねるが、クリープ強度を考慮するならば0.10~0.15%Bの方がよいようであり、クリープ破断強度について考えると低いB含有量でもよいと考えられる。

3.2 時効硬度および顕微鏡組織

硬度試料は鍛造により8mm厚×10mm巾にしたものを1150°C×1hr→油冷の溶体化処理を行なった後両面の脱炭層を削りとり、冷間圧延により50%の加工率(板厚減少率)にしたものについて硬度測定をし、時効による硬度低下を調べた。時効時間と温度は下記の通りである。

$$\left. \begin{array}{l} 600^\circ\text{C} \\ 650^\circ\text{C} \\ 700^\circ\text{C} \\ 750^\circ\text{C} \\ 800^\circ\text{C} \end{array} \right\} \times 1, 3, 10, 30, 100, 300, 1000$$
 (一部 3000 hr)→空冷

硬度試験の結果によると、750°Cでは1000hr、800°Cでは300hrの時効後に硬度は全試料についてHvで200ほどになりクリープ破断強度との相関関係は認められない。700°Cの試料については1000hrの時効後もクリープ破断強度とある程度の相関関係が認められ、0.2%Cおよび0.6%TiのものについてはHvで310くらいの硬度を示し、Bの添加されていない試料の硬度低下は非常に著しくHv220ほどである。クリープ破断強度と硬度の相関関係は700°Cでは認めうるが、しかしさらに長時間になると同じ硬度になることは750°Cおよび800°Cの結果から類推され、硬度からこの系統の耐熱鋼の強度を予想することはかなり困難であると思われるが、短時間で相関関係がある程度あることから傾向を知ることは可能であると考えられる。注目されることは600°Cおよび650°Cで、3000hrの時効によつてもその硬度低下がきわめて少ないということから、この系統の耐熱鋼がHot cold workすることにより650°C以下の温度ではクリープ破断強度をいちじるしく増大させることが可能であることを示している。

顕微鏡組織については溶体化処理のままのもの、溶体化処理後20hr時効したもの(クリープ破断試験前のもの)について観察した。その結果、同じC量のものについてはTi量の増加とともに溶体化処理状態で未溶解炭化物と思われるTiCが多くなっている。時効処理によつてもやはり同じC量ではTi量とともに析出物も多くなり、硼化物の析出も見られる。Bの影響については、Bを添加した試料は溶体化処理のままおよび時効したものの両方ともにB添加のない試料よりも未溶解炭化物および析出炭化物の量が多く、C. CRUSSARDら<sup>3)</sup>によつて指適されているようにBは炭素の溶解度を減少させるということとよく一致している。Bの結晶粒におよぼす影響はほとんどない。

文 献

- 1) 藤田, 九鬼: 鉄と鋼, 50 (1964) 12, p. 1992
- 2) J. W. S. STAFFORD, W. H. BOILEY: Joint International Conference on Creep Proc.-Vol. 1, 5~93
- 3) C. CRUSSARD, J. PLATEAU, G. HENRY: Joint International Conference on Creep Proc.-Vol. 1, 1~91

(165) 17Cr-12Ni-2Mo 鋼の高温強度におよぼす Bi, Sb および B の影響

(オーステナイト耐熱鋼の研究-I)

日立製作所, 日立研究所

佐々木良一・○幡谷 文男

Effect of Bi, Sb and B on High Temperature Strength of 17Cr-12Ni-2Mo Steel.

(Study on austenitic heat resisting steels-I)

Ryōichi SASAKI and Humio HATAYA.

1. 緒 言

Cr-Ni-Mo オーステナイト耐熱鋼のクリープ破断強度を上げるため各所でさかんに研究が行なわれており、一般にCu, Mn, V, W, Ti およびBなどを添加し、その最適添加量および最適組合せを求めている<sup>1)~3)</sup>。本報は650°C付近で高いクリープ破断強度を有する耐熱鋼を開発するため17Cr-12Ni-2Mo鋼に、従来ほとんど顧みられなかつたBi およびSbを添加し、クリープ破断強度におよぼす影響を調べた。また強度および靱性の増大に著しい効果のあるBとの複合添加も行なつた。引張試験およびクリープ破断試験の結果、強度に対するSbの効果は認められなかつたが、Biは著しい効果のあることがわかつたので報告する。

2. 試料および実験方法

試料は高周波溶解炉で8~17kg溶解した。Table 1は試料の化学組成を示す。0.07C-17Cr-12Ni-2Mo鋼に0.03~0.1%Bi, 0.2%Sb(配合)および0.05~0.08%Bを添加した。鍛造後1100°C×1hr加熱後水冷し、引張試験および650~700°Cにおいてクリープ破断試験を行なつた。

3. 実験結果

Table 2は室温における引張試験結果を示す。17Cr-12Ni-2Mo鋼, B添加, Sb添加およびSb+B添加試片は引張強さ約58kg/mm<sup>2</sup>, Bi およびBi+B添加試片は約65kg/mm<sup>2</sup>である。伸びは58~66%の大きな値を示す。

Fig. 1は650°Cおよび700°Cにおけるクリープ破断試験結果を示す。Bi およびBi+Bを添加した試片

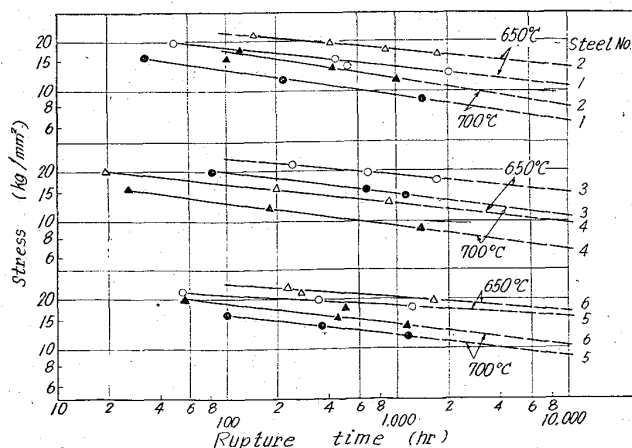


Fig. 1. Creep rupture curves of 17Cr-12Ni-2Mo steels.