

技術報告

UDC 669.14.018.85 : 669.15'26'28'292-14 : 669.24 : 669.781 :
621.785 : 620.18 : 539.4 : 539.434 : 621.791.011

1Cr-1Mo-1/4V-B 耐熱鋼の高温特性と溶接性*

田 野 崎 和 夫**

High Temperature Properties and Weldability of 1Cr-1Mo-1/4V-B
Heat Resistant Steel

Kazuo TANOSAKI

Synopsis:

For the purpose of application to boiler main steam pipes, the continuous cooling transformation, high temperature strength, weldability by restrained crack test, creep-rupture strength and the oxidation resistance of a newly-developed 1Cr-1Mo-1/4V-0.003B steel have been investigated.

This steel has a better hardenability than 1Cr-1Mo-1/4V steel. The high temperature strength of this steel does not decrease with the decrease of cooling rate from 1 400 °C/h to 300 °C/h and does not change appreciably by the hot bending thermal cycle. The 10⁵ h creep-rupture strength at 600 °C of this steel as the base metal is 8.4 kg/mm² and that as a welded joint is 6.1 kg/mm². These values are 2 times and 1.5 times higher than those of 2 1/4Cr-1Mo steel respectively. The improvement of high temperature strength is mainly due to the upper bainite structure with uniformly dispersed fine VC carbides. Furthermore, the weldability and the oxidation resistance at temperatures below 650 °C of this steel are comparable to those of 2 1/4Cr-1Mo steel. Thus this steel is favourable for the boiler main steam pipe application.

1. 緒 言

現用ボイラ主蒸気管材 2 1/4Cr-1Mo 鋼よりも高温強度が大で経済的な低合金耐熱鋼の開発を目的として、熱処理感受性の大きい 1Cr-1Mo-1/4V 鋼¹⁾の焼入性と高温強度を改善するため、C, Cr, Mn 量を増し、Ni または B を添加して検討した結果、前報²⁾で述べたように B を 0.003% 添加した鋼はほぼベイナイト 1 相の組織で高温強度の優れていることが知られた。

したがって、この新鋼種 1Cr-1Mo-1/4V-B 鋼を主蒸気管材として実用化するため、その熱処理特性、高温強度、クリープ破断強度、溶接性、耐酸化性について調べ、現用材との比較検討を行つたので、それらの結果について報告する。

2. 実 験 方 法

2.1 試料

ベース・メタル*、白銑(3.8%C)、Fe-Cr(63%Cr)、Fe-Mo(65%Mo)、Fe-V(81%V)、Fe-Si(77%Si)、Fe-B(前報²⁾と同成分：B 21.59%, Al 1.94%, Ti 0.12%)などを用い、160kVA 高周波電気炉により 120 kg 鋼塊

2 本を溶製した。次いでこれらを所定寸法に鍛造後 950 °C × 1 h 炉冷の焼なました後、機械加工により引張試験片(8 mmφ × 37 mmGL)、クリープ破断試験片(6 mmφ × 30 mmGL)、酸化試験片(10 mmφ × 20 mm l)、Y 形開先(開先深さ 10 mm, 開先角度 60°, ルート間隔 2 mm)を有するスリット型(18 mmφ × 100 mm l スリット)拘束溶接割れ試験片(20 × 150 × 200 mm)および U 形開先(開先深さ 16 mm, 開先底幅 28 mm, 開先角度 30°)の溶接継手用鋼板(20 × 140 × 250 mm)を採取した。Table 1 は試料および溶着鋼の化学成分を示す。

2.2 実験方法

3 mmφ × 10 mm l の試験片を用い高周波加熱式 Formastor-F 熱膨張計により熱膨張変化と組織から 1 025 °C × 10 min オーステナイト化した場合の連続冷却変態図を作成した。

次いで 1 025 °C に Ar 雰囲気炉(以下同様)で 1 h 保持後冷却速度(900 ~ 550 °C の平均)を 1 400 °C/h, 500 °C/h および 300 °C/h と変えて冷却した後、700 °C × 20 h 焼もどした試料について室温 ~ 700 °C で引張試験を行なった。また 300 °C/h で冷却後焼もどした試料の高温強度に及ぼす熱間曲げ加工時の熱サイクルの影響を求め、代表例として変態点以上に加熱される熱サイク

* 電気銑を酸素精錬して C 約 0.02% 程度にしたもの

* 昭和 52 年 4 月 7 日受付 (Received Apr. 7, 1977)

** (株)日立製作所日立研究所 (Hitachi Rereareh Laboratoy, Hitachi Ltd., 3-1-1 Saiwai-cho Hitachi 317)

Table 1. Chemical composition of base metals and deposited metal of 1Cr-1Mo-1/4V-B steel (%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	Ti	Al	B	Remarks
Base metal 1	0.17	0.33	0.60	0.011	0.013	0.97	0.96	0.21	0.12	0.02	0.003	for general tests
" 2	0.18	0.22	0.66	0.011	0.011	0.97	0.96	0.20	0.13	0.01	0.003	for restrained crack test
Deposited metal	0.08	0.42	0.48	0.020	0.010	0.41	1.20	0.16	0.12	0.01	0.004	Welding rod used: 1/2Cr-1Mo-1/4-B steel

ル① (最高加熱温度 990°C) と変態点直下に加熱される熱サイクル② (最高加熱温度 750°C)²⁾ の熱サイクルを与えて室温~700°C で引張試験を行なった。

小形 リーハイ型拘束溶接割れ試験³⁾ を行なうため、300°C/h で冷却後焼もどした試験片を用い、スリットに直角方向でストレンメータにより溶接中の長さの変化を記録し、一方、スリット部の直下 1 mm の位置で熱電対により温度を測定し割れ発生の有無を観察した。その際 4 mmφ の 1/2Cr-1Mo-1/4V-B 鋼溶接棒と 400 A 型交流溶接機を用い溶接電流 (160 A) および溶接速度 (150 mm/min) を一定にし、予熱温度を室温~200°C に変化させてスリット上に単層手溶接を行なった。

次に 300°C/h で冷却後焼もどした試料について 550~700°C でクリープ破断試験を行なった。また同様熱処理後、熱間曲げ加工時の熱サイクル①および②を与えた試料ならびに拘束溶接割れ試験と同様の溶接条件により 250°C の予熱で多層盛手溶接後、700°C×5 h の後熱処理を施した溶接継手部から採取した試験片について 600~700°C でクリープ破断試験を行なった。また 1400°C/h で冷却後焼もどした試料についても試験した。

最後に 1025°C に 30 min 保持後 300°C/h で冷却し 700°C×20 h 焼もどした酸化試験片と 2 1/4Cr-1Mo 鋼の試験片とを乾燥した磁製るつぽに入れ、所定の温度に保持した管状電気炉 (大気) 中で、600 と 650°C で 500 h まで、700 と 750°C で 100 h までくり返し加熱冷却し、その間秤量を行なって酸化増量を求めた。

電子顕微鏡 (100kV) による組織の観察には二段レプリカ法 (Cr シャドウイング) を採用した。炭化物の電解分離には 5 mmφ×120 mm l の丸棒を用い 0.5 N・HCl+5% クエン酸溶液により 10 mA/cm² の電流密度で行なった。また、電解残渣の X 線回折には、Co(Fe) 対陰極を用い、X 線デフラクトメータによつて同定した。

3. 実験結果

3.1 連続冷却変態図

Fig. 1 は本鋼と 1Cr-1Mo-1/4V 鋼 (点線) の連続冷

却変態図を示す。本鋼の上部臨界冷却速度は約 400°C/min (350°C までの平均)、初析フェライト析出限界は 300°C/h よりやや大であり、1Cr-1Mo-1/4V 鋼のそれぞれ 7800°C/min および約 5400°C/h に比べ非常に

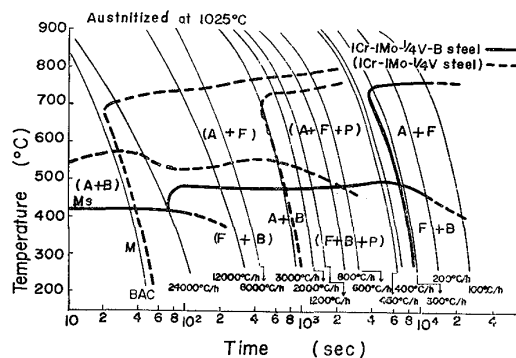


Fig. 1. CCT diagrams of 1Cr-1Mo-1/4V-B steel and 1Cr-1Mo-1/4V steel.

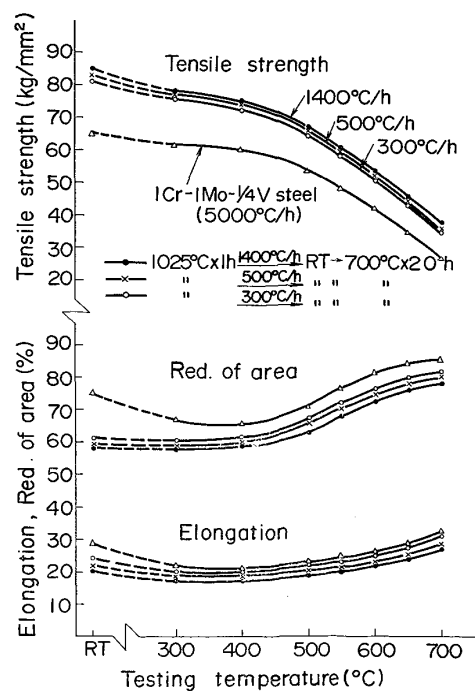


Fig. 2. Effects of cooling rates on high temperature tensile properties of 1Cr-1Mo-1/4V-B steel.

小さい。また 1Cr-1Mo-1/4V 鋼のパーライト出現限界は約 3 000°C/h であるが、本鋼は 100°C/h でもパーライト変態が起こらず、著しく焼入性が優れている。

3.2 高温の機械的性質

Fig. 2 は本鋼の高温の機械的性質と焼入冷却速度との関係を示す。また 1Cr-/Mo-1/4V 鋼の結果も示した。冷却速度が 1 400°C/h から 300°C/h に減少しても高温強度の低下はほとんどみられない。また伸びおよび絞りの上昇もわずかである。1Cr-1Mo-1/4V 鋼に比し、伸びは大差なく、絞りが若干低い、高温強度は著しく高い。

Fig. 3 は本鋼の機械的性質に及ぼす熱間曲げ加工時の熱サイクルの影響を示す。熱間曲げ熱サイクル②によって変態点直下に加熱されても、高温強度がほとんど低下しないが、熱サイクル①によって変態点以上に加熱されると、かえって高温強度が上昇する。また伸び、絞りが熱サイクル①を受けたものは若干低下しているので、熱間曲げ加工後は後熱処理をするのが望ましい。

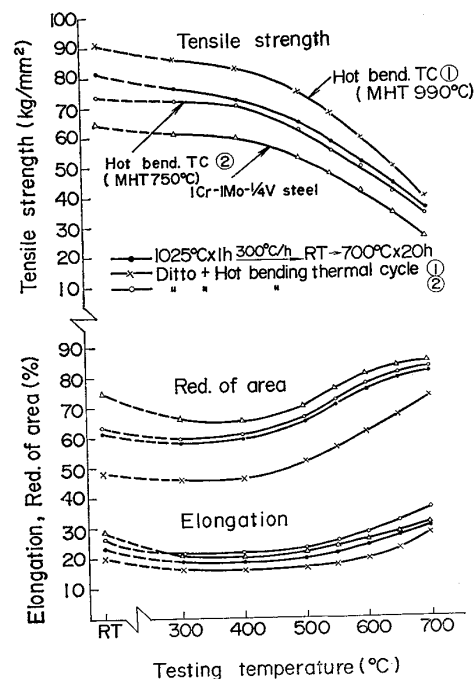
3.3 拘束溶接割れ試験

焼入性を増して高温強度の低下を防止するため、現用の 1/2Cr-1Mo-1/4V 鋼棒に B を添加して溶接棒を試作し本実験に使用した。Fig. 4 は拘束溶接割れ試験の結果であり、溶接部のひずみと温度変化を示す。溶接開始約 20 sec 後に急激に温度が上昇している。予熱なしでは溶接開始約 12 min 後に 65°C で割れ発生による膨張を生じ、100°C 予熱では 1 d 後に室温で割れ、150°C 予熱では 2 d 後にクレタ部に室温で割れが発生するが、200°C 予熱を行えば割れは発生せず、溶接性は 1Cr-1Mo-1/4V 鋼および 2 1/4Cr-1Mo 鋼と大差ない。

3.4 クリープ破断強度

Fig. 5 は本鋼と 1Cr-1Mo-1/4V 鋼のクリープ破断線図である。600°C × 1 000 h の破断強度をみると、B 無添加鋼は 1 400°C/h と 500°C/h のいずれも 10 kg/mm² 以下で低いが、B 添加の本鋼は冷却速度の影響はほとんどなく約 18 kg/mm² と非常に高く、2 1/4Cr-1Mo 鋼の約 11 kg/mm² よりも優れており、大径管用鋼種として有望である、これは 1Cr-1Mo-1/4V 鋼は 500°C/h でフェライト+ベイナイト+パーライト組織となるが、B を添加すると 300°C/h の冷却でもほとんどベイナイト 1 相となるためである。ベイナイト組織が高温強度の高いことは既に知られている^{4)~7)}。また 550°C から 650°C へと温度が上昇するにしたがつて傾斜が急になるが、これは試験中に炭化物の凝集などの組織変化が起るためと考えられる。

Fig. 6 は本鋼について、熱間曲げ加工と同様な熱サイ



TC : Thermal cycle, MHT : Maximum heating temperature

Fig. 3. Effects of hot bending thermal cycles on high temperature tensile properties of 1Cr-1Mo-1/4V-B steel.

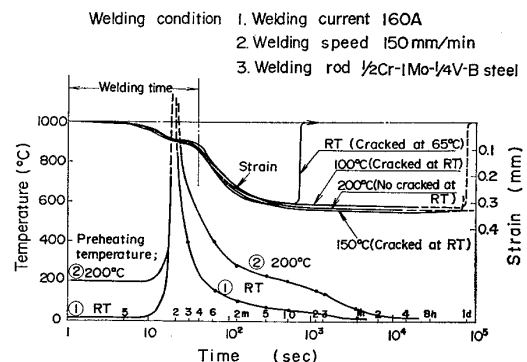


Fig. 4. Relation between temperature and strain with the restrained welding of 1Cr-1Mo-1/4V-B steel.

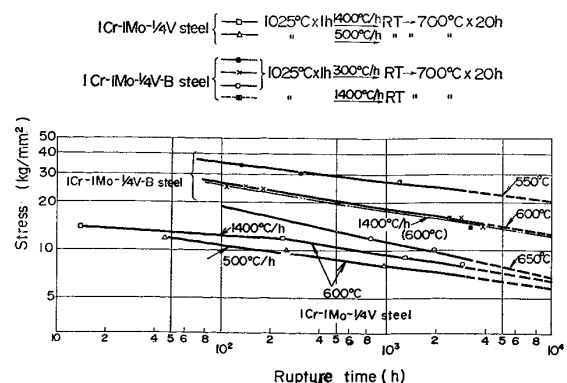
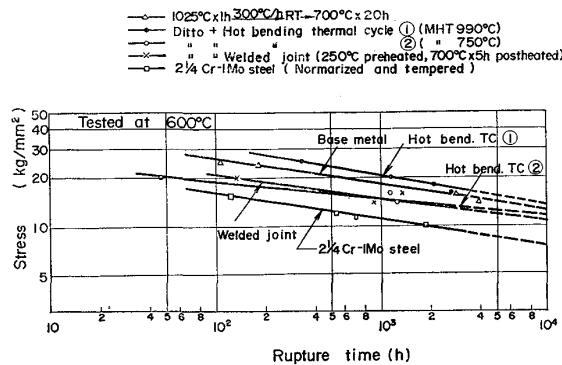


Fig. 5. Creep-rupture curves of 1Cr-1Mo-1/4V-B steel and 1Cr-1Mo-1/4V steel. (Effects of cooling rates)

クル①と②を与えたもの。および溶接継手の 600°C におけるクリープ破断線図である。これより、 $600^{\circ}\text{C} \times 1000\text{h}$ の破断強度は熱サイクル①では母材よりやや高い。これは 990°C に再加熱後約 345°C/h で冷却されベイナイト組織になるためである。しかし、試験中に焼もどし反応が進行するので曲線の傾斜が大であり長時間側では母材と大差なくなるものと考えられる。また



TC : Thermal cycle, MHT : Maximum heating temperature
Fig. 6. Creep-rupture curves of 1Cr-1Mo-1/4V-B steel. (Effects of simulated hot bending and welding)

熱サイクル②では 750°C まで加熱されて焼もどし反応が母材よりさらに進行しているので高温強度は低い、組織が安定化しているので曲線の傾斜がゆるやかであり、長時間側では母材と大差なくなるものと考えられる。一方、溶接継手の破断強度は母材に比べて低いが、 1000h で約 15 kg/mm^2 で、 $2\frac{1}{4}\text{Cr-1Mo}$ 鋼の約 11 kg/mm^2 よりも高い。またいずれも溶着部より破断している。溶着鋼の化学成分 (Table 1) は C と Cr 量が母材より低く、焼入性の低下によつて劣化したものと考えられるので、これらの点の改善により破断強度を上昇させることは可能である。

Photo. 1 に本鋼の 600°C におけるクリープ破断試験前後の組織を示す。いずれの試料も粒界破壊であり、非破断部の組織は試験前に比べ析出物が凝集している。試験前の組織は試料によつてかなり異なるが、破断後は大差がなくなる。熱間曲げ加工熱サイクル①の試料が、組織の変化が著しく、クリープ破断線図における曲線の傾斜が大きい。

Fig. 7 は本鋼、1Cr-1Mo-1/4V 鋼および $2\frac{1}{4}\text{Cr-1Mo}$

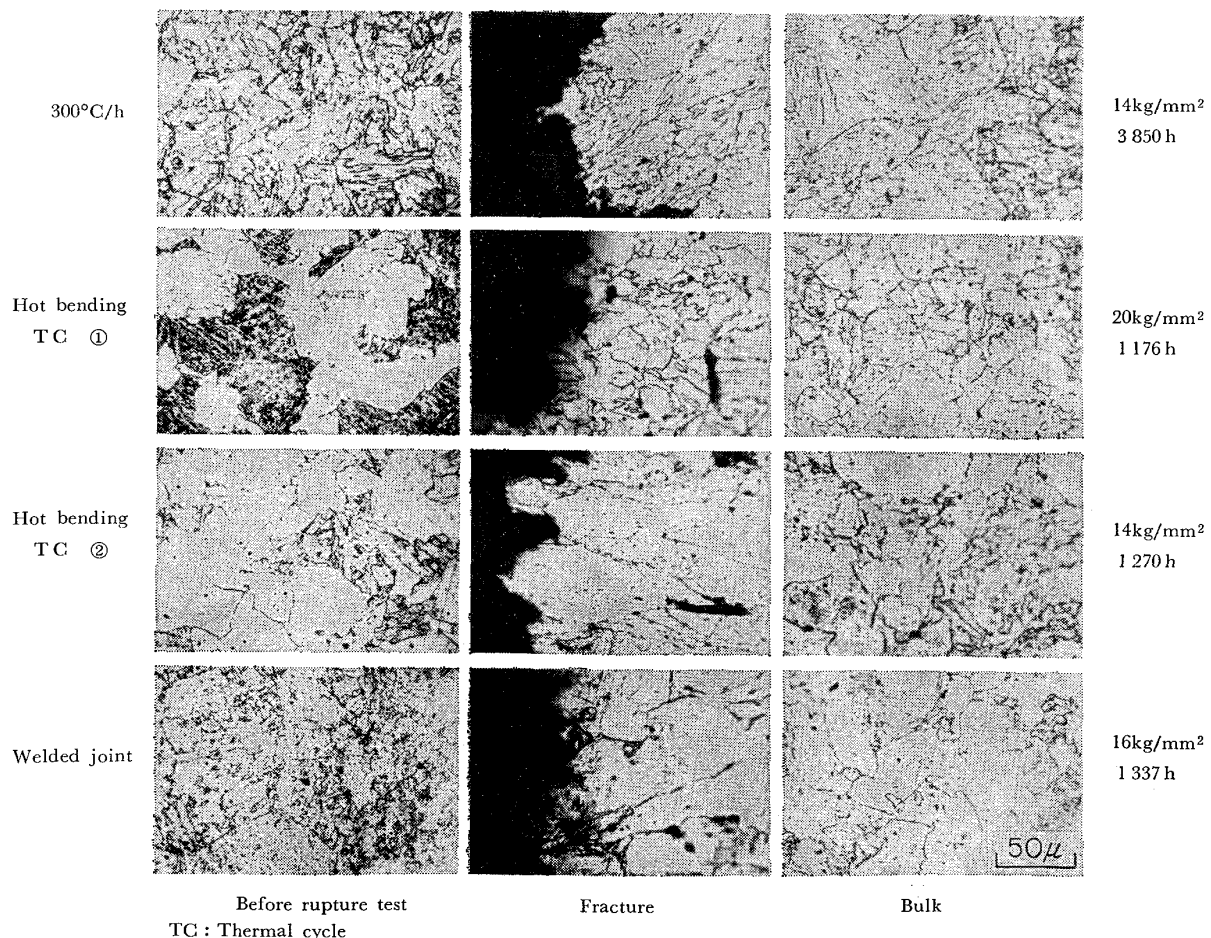


Photo. 1. Microstructures of 1Cr-1Mo-1/4V-B steel creep-ruptured at 600°C .

Table 2. 10^5 h creep-rupture strength obtained from Master rupture curves of 1Cr-1Mo- $1/4$ V-B steel, 1Cr-1Mo- $1/4$ V steel and $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo steel (kg/mm^2).

Testing temperature (°C)	1Cr-1Mo-1/4V-B steel					1Cr-1Mo-1/4V steel	2 1/4Cr-1Mo steel
	1 400°C/h C T	300° C / h C T	300° C / h cooled and tempered			N T	N T
			Hot bending		Welded joint		
			T C ①	T C ②			
550	16.0	15.5	16.5	13.2	12.0	16.8	8.8
575	12.0	11.6	12.0	10.6	8.7	10.8	6.3
600	8.4	8.4	8.4	8.0	6.1	6.4	4.2

NT: Normalized and tempered, CT: Cooled and tempered, TC: Thermal cycle

鋼 (ともに空冷後焼もどし試料), の Larson-Miller 法による Master 破断曲線を示し, Table 2 はこれから求めた 550° , 575° および 600°C における 10^5 h の破断強度である. 本鋼の 10^5 h の破断強度は $1400^{\circ}\text{C}/\text{h}$ と $300^{\circ}\text{C}/\text{h}$ で冷却したもの, および熱間曲げ加工熱サイクル①を与えたものは大差がなく, 550°C で 1Cr-1Mo- $1/4$ V 鋼より低いが, 575°C 以上では高い値を示している. 最も弱い溶接継手は 1Cr-1Mo- $1/4$ V 鋼と $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼との中間の値を示し, $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼より 36~

45% 高く, 実用化に差支えないものと考えられる.

3.6 高温酸化

Fig. 8 は本鋼と $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼の酸化試験の結果である. 温度の上昇とともに酸化増量が増すが, 特に 700°C 以上で酸化が著しい. 本鋼の $600^{\circ}\text{C} \times 500$ h の酸化増量は, ほぼ $650^{\circ}\text{C} \times 220$ h, $700^{\circ}\text{C} \times 65$ h および $750^{\circ}\text{C} \times 25$ h に相当する. また $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼と比較すると, 600° と 650°C においてはやや少ないが, 700°C 以上では本鋼は Cr 量が少ないために酸化増量が非常に多い.

4. 結果に対する検討

Table 2 に示したように, 本鋼の実物大径厚肉管内外部の焼ならし冷却速度の $1400^{\circ}\text{C}/\text{h}$ および $300^{\circ}\text{C}/\text{h}$ における $600^{\circ}\text{C} \times 10^5$ h の破断強度はともに現用 $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼の 2 倍である.

Photo. 2 にクリープ破断試験前後の電子顕微鏡組織を示す. これによれば, 炭化物には大小 2 種類の粒子があり, 大きい粒子は試験後はさらに粗大化しているが, 小さい粒子はあまり変らない. $300^{\circ}\text{C}/\text{h}$ で冷却後 $700^{\circ}\text{C} \times 20$ h 焼もどした試料の電解抽出残渣を X 線回折した結果によれば, NaCl 型の MC: (VC) と三方晶の M_7C_3 : (Cr_7C_3) の 2 種類の炭化物が認められた. また化学分析の結果は C 3.23%, Cr 11.96%, Mo 14.50% および V 15.50% であった. NaCl 型の VC (V_4C_3) は非常に成長し難いことが知られている⁸⁾ ので, 電子顕微鏡組織における微細析出粒子は VC と考えられるが, VC が均一に分布した上部ベイナイト組織のものがクリープ破断強度が最も高いことは, BATES⁹⁾らおよび BUCHI⁴⁾らの報告にみられるとおりである.

また Table 2 より, $600^{\circ}\text{C} \times 10^5$ h の破断強度は熱間曲げ加工に相当する熱サイクルを与えた場合に現用材の 1.9~2.0 倍で問題なく, 溶接継手も現用材の約 45% 増で実用化に対して有望である.

B は高温強度の改善に有効な元素として知られ^{7)10~12)}

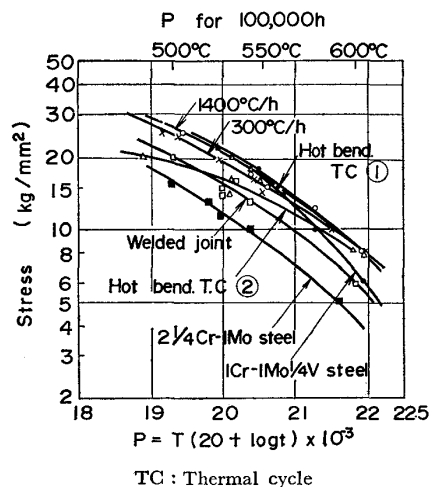


Fig. 7. Master rupture curves of 1Cr-1Mo- $1/4$ V-B steel, 1Cr-1Mo- $1/4$ V steel and $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo steel.

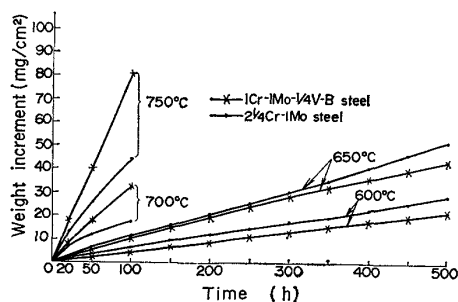


Fig. 8. High temperature oxidation curves of 1Cr-1Mo- $1/4$ V-B steel and $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo steel.

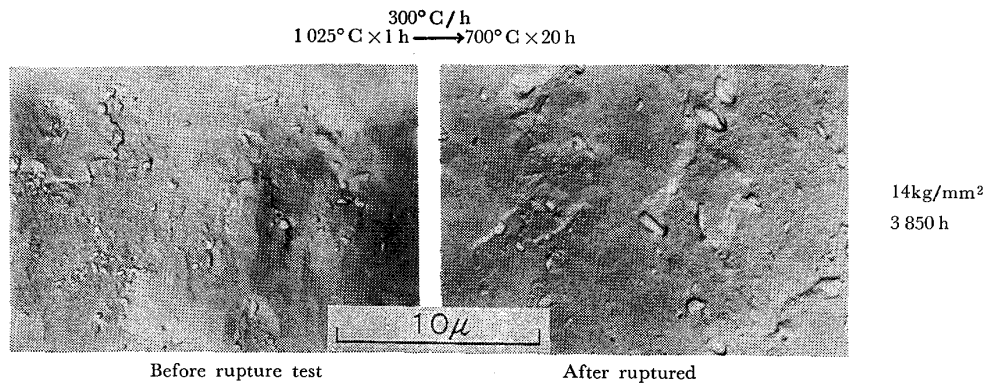


Photo. 2. Electron microstructures of 1Cr-1Mo-1/4V-B steel creep-ruptured at 600°C.

Table 3. Chemical composition of the steel used (%).

Steel No.	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	Ti	Al	B
1	0.10	0.35	0.93	0.009	0.011	1.31	0.96	0.34	0.13	0.01	0.003
2	0.12	0.29	0.86	0.008	0.014	1.36	1.00	0.34	0.12	0.02	0.005
3	0.15	0.35	0.78	0.010	0.012	1.39	0.95	0.35	0.12	0.02	0.002
4	0.18	0.36	0.80	0.009	0.012	1.36	0.93	0.34	0.12	0.02	0.002

また STNNE¹³⁾らは Ti+B あるいは Zr+B の複合添加は破断強度を低下させずに伸びを改善することを報告している。しかし、これは油冷後焼もどした試料の結果であるが、本研究結果より、B の改善効果はむしろ徐冷された場合に顕著に現われるものと考えられる。

なお、Fig. 7 の Larson-Miller 法による Master 破断曲線より求めた 600°C × 10⁵ h の破断強度 (Table 2)

は、Fig. 6 のクリープ破断線図を外挿して求めた値よりも 0.6~1.5 kg/mm² 低い。クリープ破断線図は長時間側で炭化物の凝集などの組織変化によって折れ曲がる可能性があり、真の値は外挿値よりも低いと考えられるが、Master 破断曲線は 600~700°C におけるクリープ破断試験の結果より求めているので、組織変化の影響は既に加味された結果であり、より真の値に近いものと考えられる。したがってクリープ破断線図を 10⁵ h まで外挿することは危険であり、ここでは Master 破断曲線より求めた値を採用した。

B 添加によって高温強度は上昇するが、逆に曲げ加工性は低下する。曲げ止め部 (加熱部終点: 約 500°C) 付近で高温強度の上昇は 10~12 kg/mm² (高温ではやや減少) であり、それだけ曲げ応力を増すか、又は加熱温度を 60~85°C 上げる必要がある。すなわち加熱範囲を片側約 50 mm 増すことが必要である。(Fig. 3 と前報²⁾の加熱冷却曲線とを参照)

次に Cr-Mo-V 鋼のクリープ破断強度に及ぼす基本成分 (C 0.11~0.29%, Cr 0.5~2.5%, Mo 0.07~1.4%, V 0.02~0.24%) の影響については、C 量の増加とともに破断強度が高くなり、Cr と Mo はともに約 1%, V 0.24% 付近で最高となることが知られている¹⁴⁾。そこで、1Cr-1Mo-1/4V-B 鋼の基本成分を一定にし、焼入性と高温強度の改善効果の大きい C の影響について調べた。すなわち Table 3 に示すように C 0.10~0.18% の範囲に変えた 4 種の鋼 (各 30 kg 鋼塊) について高温引張試験を行なった結果を Fig. 9 に示す。C 0.12% 以上では高温強度が高いが、C 0.10% では著しく低下する。した

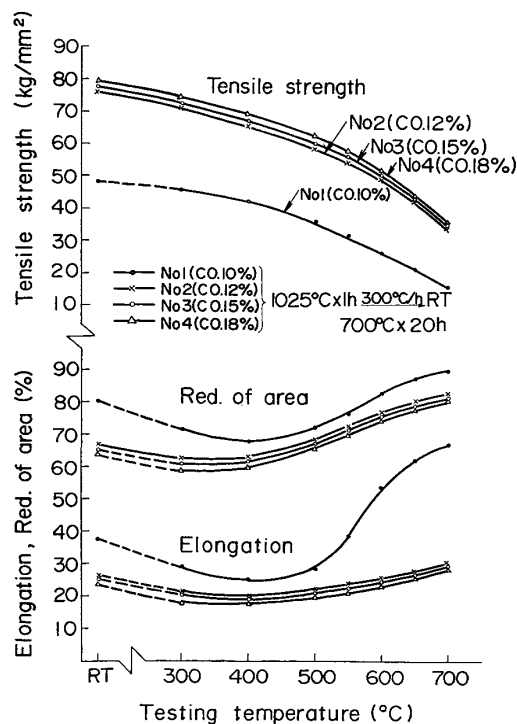


Fig. 9. Effects of C content on high temperature tensile properties of 1Cr-1Mo-1/4V-B steel.

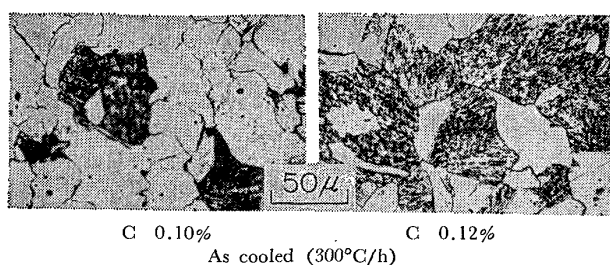


Photo. 3. Effects of C content on microstructure of 1Cr-1Mo-1/4V-B steel.

がつて、大径厚肉管材として十分な高温強度を保有するために必要なC量の下限は 0.12% である。

組織は Photo. 3 に示すように C 0.10% の鋼はフェライト量が 70% 位であるが、C 0.12% ではフェライト量が約 30% となる。また C 0.15% 以上ではほとんどベイナイト 1 相である。

以上高温強度の点から本鋼の実用性について検討したが、溶接性も現用 $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼と大差なく、 200°C 予熱を行なえば割れが発生せず、また耐酸化性も 650°C 以下では現用材と大差ないので、これらの点を総合すれば 1Cr-1Mo-1/4V-B 鋼はボイラ主蒸気管用新鋼種として有望なことが知られる。

5. 結 言

新たに開発した 1Cr-1Mo-1/4V-B 鋼を主蒸気管材として実用化するため、その熱処理特性、高温強度、溶接性、クリープ破断強度および耐酸化性について検討し、次の結果を得た。

(1) 連続冷却変態図によれば、上部臨界冷却速度は約 $400^\circ\text{C}/\text{min}$ 、また初析フェライト析出限界は $300^\circ\text{C}/\text{h}$ よりやや大で、1Cr-1Mo-1/4V 鋼に比し著しく焼入性がよい。

(2) 熱処理感受性は小さく、冷却速度が $1400^\circ\text{C}/\text{h}$ から $300^\circ\text{C}/\text{h}$ に減少しても高温強度は低下せず、また熱間曲げ加工時の熱サイクルを与えてもほとんど低下しない。

(3) 拘束溶接割れ試験の結果、 200°C 予熱を行なえば割れは発生せず、溶接性は現用 $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼と大差がない。

(4) 耐酸化性は 700°C 以上で劣化するが、 650°C 以下では現用材と大差がない。

(5) Master 破断曲線より求めた $600^\circ\text{C} \times 10^5 \text{ h}$ のクリープ破断強度は $8.4 \text{ kg}/\text{mm}^2$ で $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼の 2 倍であり、熱間曲げ加工時の熱サイクルを与えてもほとんど変わらない。また溶接継手では $6.1 \text{ kg}/\text{mm}^2$ に低下するが、現用材の約 1.5 倍である。

(6) 以上の結果を総合すれば、1Cr-1Mo-1/4V-B 鋼はボイラ主蒸気管用新鋼種として有望である。

終りに本研究に御助言、御協力をいただいた日立製作所本社根本技師長、島田隆介副技師長、バブコック日立本社菅原三次部長の方々に御礼申し上げます。また、実験に協力された水庭庸義氏に感謝致します。

文 献

- 1) 三好栄次, 岡田隆保: 鉄と鋼, 51(1965), p. 2110
- 2) 田野崎和夫: 鉄と鋼, 64 (1978), p. 303
- 3) 根本 正, 佐々木良一, 八重樫敏雄: 溶接学会誌, 29 (1960), p. 44
- 4) G. J. P. BUCHI, J. H. R. PAGE, M. P. SIDNEY: JISI, 203 (1965), p. 291
- 5) 佐々木良一: 鉄と鋼, 51 (1965), p. 975
- 6) 渡辺十郎, 熊田有宏, 岩崎恭三: 鉄と鋼, 52 (1966), p. 687
- 7) R. WASMUT: Arch. Eisenhüttenw., 5 (1931), p. 261
- 8) J. H. WOODHEAD and A. G. QUARRELL: JISI, 203 (1965), p. 605
- 9) H. G. A. BATES and K. A. RIDAL: Joint International Conference on Creep, 1 (1963), 1-99
- 10) H. BENNEK and P. SCHAFMEISTER: Arch. Eisenhüttenw., 5 (1932), p. 615
- 11) A. G. GUY: Trans. ASM, 41 (1949), p. 125
- 12) T. G. DIGGES and F. M. REINHART: Trans. ASM, 40 (1948), p. 1124
- 13) P. G. STONE and J. O. MURRAY: JISI, 203 (1965), p. 203
- 14) 佐々木良一: 鉄と鋼, 50 (1964), p. 706