

UDC 669.14.018.85 : 669.15'26'28'292-194 : 669.24 :
669.781 : 539.4 : 620.172.251.22

技術報告

ボイラ主蒸気管用 1Cr-1Mo-1/4V 鋼の高温強度の改善*

田野崎 和 夫**

Improvement of High Temperature Strength of 1Cr-1Mo-1/4V
Steel for Boiler Main Steam Pipe

Kazuo TANOSAKI

Synopsis:

In order to develop a low alloy heat resistant steel which has a higher creep-rupture strength than that of 2 1/4Cr-1Mo steel for boiler main steam pipe, the effects of cooling rates at quenching (1 400°C/h—300 °C/h) and of thermal cycle on the high temperature strength of 1Cr-1Mo-1/4V steel have been investigated. The thermal cycle is designed so as to simulate the thermal condition encountered in the hot bending of the main steam pipe. The high temperature strength of the welded joint of the steel has also been investigated. It is found from the results that this steel is unsuitable for main steam pipe.

A trial, therefore, has been made on the improvement of the hardenability and the high temperature strength of 1Cr-1Mo-1/4V steel, and the effects of increase in the content of C, Cr and Mn, and the effects of Ni or B addition on the microstructure and the high temperature strength of this steel have been investigated. Experimental results show that 1Cr-1Mo-1/4V steel with 0.003wt%B has a favourable structure (all bainite) and high temperature strength even at the cooling rate as low as 300°C/h.

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、経済的なフェライト系耐熱鋼の開発実用化を目的として、高温強度が高いといわれている 1Cr-1Mo-1/4V 鋼について、熱処理特性、高温の機械的性質、クリープ破断強度、溶接性および耐酸化性について調べた。その結果、本鋼種は 2 1/4Cr-1Mo 鋼に比し、一般の性質は大差なく、空冷後焼もどしの場合にはクリープ破断強度が著しく高いが、熱処理感受性が大きい²⁾ため、炉冷後焼もどしを行なうと大差がなくなることが知られた³⁾。

主蒸気管材として実用化するためには、大径厚肉管の肉厚中心部においても十分な高温強度を有すること、また熱間曲げや溶接を行なつても、高温強度の低下が少なく、所望の値が得られることが必要である。1Cr-1Mo-1/4V 鋼についてこれらの点を検討した結果、いずれの場合においても高温強度の低下が大きく不適格であることが知られた。

そこで、焼入性を増す元素 C, Cr, Mn を溶接性や高温強度を害さない程度に増し、また Ni および B の添加を試みた。その結果、B の添加は著しい効果があり、

ほぼ満足すべき新鋼種 1Cr-1Mo-1/4V-B 鋼が得られたので、それらの結果について報告する。

2. 実用化に際しての問題点

Table 1 に 1Cr-1Mo-1/4V 鋼と 2 1/4Cr-1Mo 鋼の Larson-Miller 法による Master 破断曲線より求めた 10⁵ h のクリープ破断強度を示す。また Table 2 にその化学成分を示す。熱処理は 1Cr-1Mo-1/4V 鋼では 1 025°C × 1 h 空冷 (5 000°C/h) および炉冷 (180°C/h) 後

Table 1. 10⁵ h creep-rupture strength obtained from Master rupture curves of 1Cr-1Mo-1/4V steel and 2 1/4Cr-1Mo steel (kg/mm²)

Testing Temperature (°C)	1Cr-1Mo-1/4V steel				2 1/4Cr-1Mo steel	
	C0.10%		C0.17%			
	NT	FT	NT	FT	NT	FT
550	15.5	7.6	13.2	9.5	8.8	9.8
575	10.5	5.7	8.9	7.0	6.3	7.1
600	6.4	4.2	5.6	4.9	4.2	4.3

NT: Normalized and tempered
FT: Furnace cooled and tempered

* 昭和 52 年 3 月 30 日受付 (Received Mar. 30, 1977)

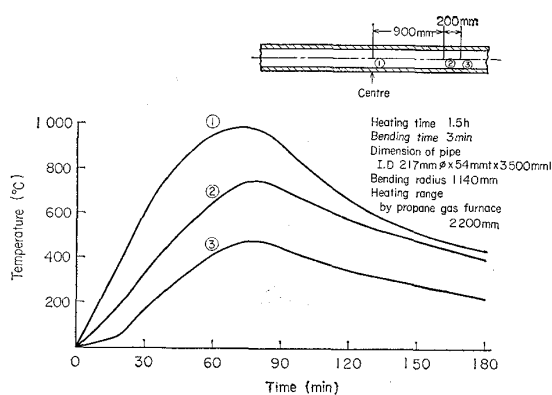
** (株)日立製作所日立研究所 (Hitachi Research Laboratory, Hitachi Ltd., 3-1-1 Saiwai-cho Hitachi 317)

Table 2. Chemical composition of 1Cr-1Mo-1/4V steels and 2 1/4Cr-1Mo steel used (%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V
1Cr-1Mo-1/4V steel (C 0.10)	0.10	0.23	0.47	0.020	0.006	0.76	1.06	0.29
" (C 0.17)	0.17	0.19	0.35	0.026	0.007	0.78	1.18	0.22
2 1/4Cr-1Mo steel	0.12	0.39	0.49	0.032	0.016	2.33	1.10	—

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

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V
1Cr-1Mo-1/4V steel	0.11	0.30	0.43	0.015	0.008	1.11	1.00	0.18



- ①: The center of heating and bending
②: Heating part just below AC_1
③: The end of heating range (near the end of bending)

Fig. 1. The typical heating and cooling curves at the hot bending of the steel pipe.

700°C $\times$ 10 h 焼もどしであり, 21/4Cr-1Mo 鋼では 950°C $\times$ 1 h 空冷および炉冷後 725°C $\times$ 5 h 焼もどしである。これより, 1Cr-1Mo-1/4V 鋼の 10⁵ h の破断強度は空冷後焼もどしの場合には 550~600°C で現用材より 25~58% 高い値を示すが, 炉冷後焼もどしの場合には大差のないことがわかる。

そこで, 実用条件を把握するため基礎実験を行なった結果, 実物大径鋼管 (内径 330 ϕ , 外径 535.6 ϕ) の焼ならし時の冷却速度 (900~550°C の平均) は表面部で約 1400°C/h, 肉厚中心部で 500~300°C/h であり, また熱間曲げ加工に当つては, 代表例として Fig. 1 に示すような加熱冷却を受けることが知られた。

したがって実用化するためには, このような冷却速度や熱間曲げ熱サイクルを受けても高温強度の低下が少なく, 溶接継手部の高温強度も高いことが必要である。

3. 高温強度に及ぼす熱処理の影響および溶接継手の高温強度

3.1 実験方法

Table 3 は試料の化学成分を示す。ベースメタル*, 白銑 (3.8% C), Fe-Cr (63% Cr), Fe-Mo (65% Mo), Fe-V, Fe-Si (77% Si), Fe-Mn (78% Mn) などを用い, 600kW 高周波電気炉により 200 kg 鋼塊を溶製した。鋼塊を 30 $\times$ 150 $\times$ 260 mm 板 (溶接継手用) および 15 mm ϕ (その他の試験片) に鍛造し (後者は 100 mm の長さに切断し), 950°C $\times$ 1 h 炉冷の焼なまし後, 機械加工により引張試験片 (8 mm ϕ $\times$ 37 mm GL), クリープ破断試験片 (6 mm ϕ $\times$ 30 mm GL) および U 型開先 (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 $\times$ 140 $\times$ 250 mm) を採取した。

まず 1025°C に 1Ar 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 5000°C/h (空冷), 1400°C/h および 500°C/h と変えて冷却した後 700°C $\times$ 20 h 焼もどした試料について室温 ~700°C で引張試験, また 600°C でクリープ破断試験を行なった。引張試験は 950°C に 1 h 保持後 25°C/h (炉冷) で冷却したままの試料についても実施した。

次に 1025°C $\times$ 1 h, 5000°C/h で冷却後 700°C $\times$ 20 h 焼もどした試料に Fig. 1 の熱間曲げ加工時の熱サイクル ① (最高加熱温度 990°C) および熱サイクル ② (最高加熱温度 750°C) を与えて室温 ~700°C で引張試験を行なった。また影響の大きい熱サイクル ① を与えた試料について 600°C のクリープ破断試験を行なった。

最後に Cr-Mo-V 鋼の溶接に現在使用されている 4 mm ϕ の 1/2Cr-1Mo-1/4V 鋼溶接棒を用い, 前述の

* 電気銑を酸素精錬して C 約 0.02% 程度にしたもの。

溶接継手用鋼板の開先に 400 A 型交流溶接機により溶接電流 (160 A) および溶接速度 (150 mm/min) を一定とし、250°C の予熱で多層盛手溶接後 700°C × 2h の後熱処理を施した溶接継手部から溶接境界が試験片の中央になるようにクリープ破断試験片を採取し、600°C でクリープ破断試験を行なった。(試験片の都合で溶接継手の引張試験は省略した。)

3.2 実験結果と検討

3.2.1 高温強度に及ぼす熱処理の影響

Fig. 2 は高温の機械的性質に及ぼす焼入冷却速度の影響を示す。引張強さは 500°C 以上で低下が著しい。伸びおよび絞り率は 300~400°C で最小値を示す。引張強さの低下は 5000°C/h から 1400°C/h に減少した時に著しく、それ以上冷却が遅くなってもあまり低下しない。Photo. 1 に焼入冷却速度による組織の変化を示す。冷却のままの組織は 5000°C/h のみがフェライト+ベイナイトで、他はいずれもフェライト+ベイナイト+パーライトである。焼もどし組織は 5000°C/h のみフェライト+焼もどしベイナイトで、他はベイナイトとパーライト中の炭化物が凝集粗大化して 25°C/h で冷却したままの組織に近づくので、高温強度もこれと大差がなくなる。5000°C/h で高温強度が高いのはフェライト量が少なく大部分が焼もどしベイナイト組織を示すためである^{4)~7)}。

Fig. 3 は高温の機械的性質に及ぼす熱間曲げ 加工時

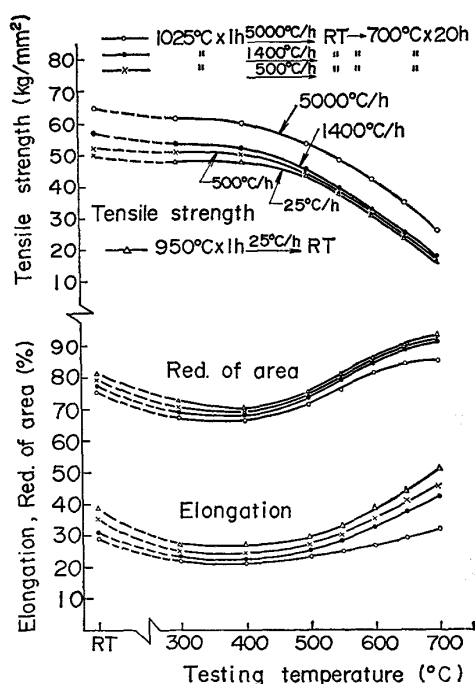


Fig. 2. Effects of cooling rates on high temperature tensile properties of 1Cr-1Mo-1/4V steel.

の熱サイクルの影響を示す。これより、熱サイクル ②を与えた場合には変化が非常に少ない。いずれの場合にも絞りの変化は少ない。熱サイクル ①は変態点以上の 990°C までの加熱後約 345°C/h (900°C~500°C の平均) で冷却されるので、空冷 (5000°C/h) 後焼もどし熱処理の効果は消失し、組織も Photo. 2 に示すようにフェライト+ベイナイト+パーライトに変化して高温強度が低下し、伸びが上昇したものである。これに対して熱サ

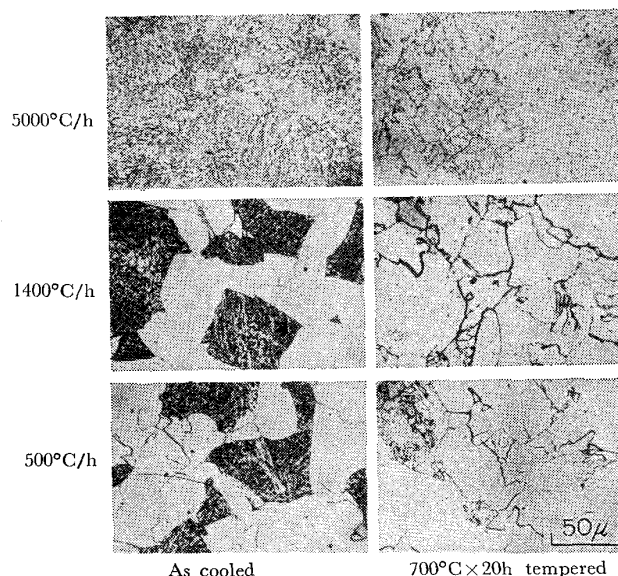


Photo. 1. Effects of cooling rates on microstructure of 1Cr-1Mo-1/4V steel.

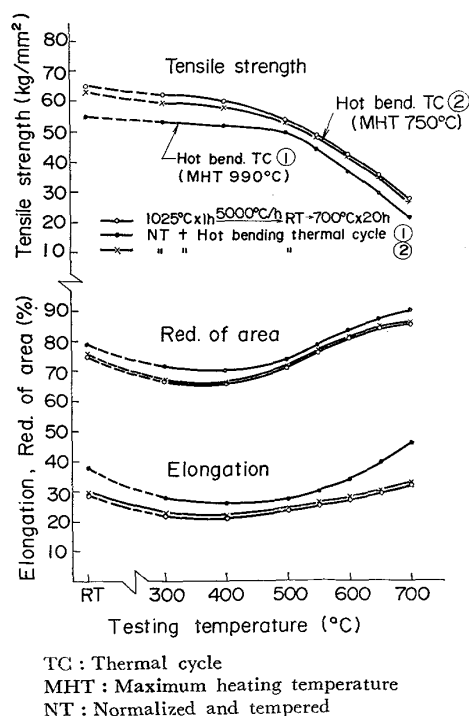


Fig. 3. Effects of hot bending thermal cycles on high temperature tensile properties of 1Cr-1Mo-1/4V steel.

イクル ② の場合には変態点以下の 750°C までしか加熱されないで、組織も機械的性質もほとんど変化していない。

3.2.2 クリープ破断強度

Fig. 4 は 600°C におけるクリープ破断線図であり、焼入冷却速度と熱間曲げ加工時の熱サイクル ① の影響ならびに溶接継手の結果を示す。また $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼 (空冷後焼もどし) の結果も示した。図より 1000 h の破断強度は $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼の 11 kg/mm^2 に対し 5000°C/h で約 18 kg/mm^2 と著しく高いが、 1400°C/h では約 9.4 kg/mm^2 、 500°C/h では約 8 kg/mm^2 と著しく低下し現用材以下の値となつている。また熱間曲げ加工時の熱サイクル ① を与えた場合には約 13.7 kg/mm^2 と比較的高いが、長時間側で破断線図の傾斜が大きく、 3000 h 以上では現用材以下に低下している。溶接継手も同様に 1000 h では約 12.5 kg/mm^2 と現用材より高いが、 8000 h 付近で交わつている。破断部は熱影響部ないし、これと母材原質部との境界付近である。本鋼種のクリープ破断強度は熱処理に敏感であり、熱影響部では

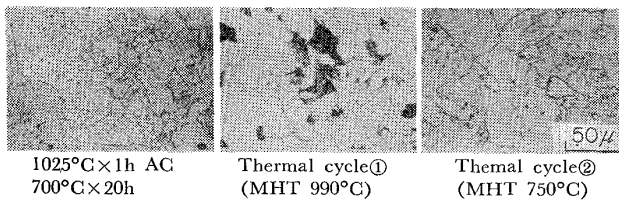


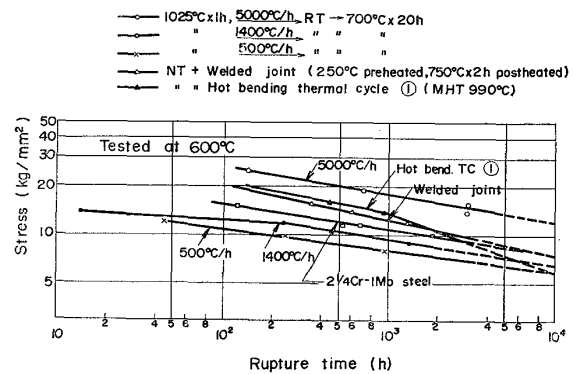
Photo. 2. Effects of hot bending thermal cycles on microstructure of $1\text{Cr}-1\text{Mo}-1/4\text{V}$ steel.

調質効果が失われるため強度低下を生じたものである。したがって溶接棒を変えても継手の強度低下を防止することはできない。

以上のように $1\text{Cr}-1\text{Mo}-1/4\text{V}$ 鋼は主蒸気管材として実用化するための条件をいずれも満足せず不適格であることが知られた。これは熱処理感受性が大きい²⁾であり、実用化するには $500\sim 300^{\circ}\text{C/h}$ で徐冷しても均一なベイナイト組織が得られるように焼入性を改善することが必要である。

4. 高温強度の改善

焼入性を増す元素として C , Cr , Mo , Mn , Ni などが考えられるが、 C は高すぎると溶接性を害し、また高温強度を低下させる⁸⁾ので約 0.15% とした。また Cr



TG: Thermal cycle
MHT: Maximum heating temperature
NT: Normalized and tempered

Fig. 4. Creep-rupture curves at 600°C of $1\text{Cr}-1\text{Mo}-1/4\text{V}$ steel.

Table 4. Chemical composition of the steels used (%).

Steel No.	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	Ni	B
1	0.17	0.27	0.83	0.009	0.010	1.25	0.93	0.25	—	—
2	0.16	0.23	0.80	0.010	0.009	1.49	0.90	0.24	—	—
3	0.17	0.22	0.81	0.009	0.010	1.86	0.92	0.24	—	—
4	0.16	0.21	0.86	0.011	0.008	2.20	0.92	0.23	—	—
5	0.17	0.22	1.05	0.008	0.009	1.39	0.92	0.23	—	—
6	0.16	0.24	0.76	0.010	0.010	1.27	0.95	0.26	0.53	—
7	0.16	0.33	0.74	0.011	0.008	1.16	0.94	0.26	—	0.003

Chemical composition of Fe-B alloy used (%).

C	Si	P	S	Al	Ti	B	Fe
0.041	0.49	0.003	0.020	1.94	0.12	21.59	balance

は 1~2% で高温強度が最も大きい⁹⁾¹⁰⁾ のでこの範囲に変えたが、Mo は 1% 付近が大きいので 1% 一定とした。Mn および Ni は高すぎると高温強度が劣化するので Mn1%, Ni0.5% とした。さらに B は微量で焼入性と高温強度を改善することが予想されるので 0.003% 添加した。これらの鋼種について、焼入冷却速度を変えて組織と高温強度の変化を変えた。

4.1 実験方法

前項同様の原料のほかに電解 Ni, Fe-B などを用い、160kVA 高周波電気炉により溶製した 7 種の鋼を試料とした。Table 4 に試料および Fe-B の化学成分を示す。鋼 No. 1~No. 4 は 1Cr-1Mo-1/4V 鋼をベースとして 60 kg を溶解して 15 kg 鋼塊に分注し、分注の過程で Cr 量を変えたものである。また No. 5~No. 7 はそれぞれ Mn, Ni および B を添加し、各 25 kg 鋼塊を溶製したものである。試験片の寸法および製作方法は前項と同様である。

まず各試料を 1025°C に 30 min 保持後、5000°C/h、1400°C/h および 500°C/h (No. 6 と No. 7 は 300°C/h まで) と変えて冷却した場合の組織 (10 mm ϕ $\times$ 15 mm 試験片) を調べて焼入性を検討した。また 3 mm ϕ $\times$ 10 mm の試験片を用いた高周波加熱式 Formastor-F 熱膨張計により熱膨張変化と組織から 1025°C $\times$ 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。

次に焼入性の比較的よくない鋼 No. 1 と No. 2 を除き、No. 3~No. 7 について、1025°C に 1 h 保持後、1400°C/h および 500°C/h (No. 6 No. 7 とはさら

に 300°C/h) で冷却した後 700°C $\times$ 20 h 焼もどしたものを室温 ~700°C で引張試験を行なった。

4.2 実験結果と検討

4.2.1 組織

Photo. 3 と 4 は 2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼と鋼 No. 1~No. 7 の焼入冷却速度による組織変化の代表例を示す。2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼は 5000°C/h ではベイナイト I 相であるが、1400°C/h では約 16% フェライト+ベイナイトであり、1000°C/h で約 20% フェライト、500°C/h では約 40% フェライトと、フェライト量が増している。No. 1~No. 4 において Cr 量の増加とともにフェライト量が減少するが、この傾向は 1000°C/h で明りように認められ、No. 1 の約 30% から No. 4 の約 2% まで減少している。Mn 約 1% の No. 5 は No. 4 の組織とほぼ同様である。しかし、No. 1~No. 5 のいずれも 500°C/h では約 50% フェライト+ベイナイト(+パーライト)の組織であり、Cr や Mn 量の増加によつては 500°C/h における高温強度の改善は期待できない。これに対し、N₂ 約 0.5% 添加した No. 6 は 1000°C/h までフェライトの析出がほとんど認められず、500°C/h でフェライト量約 13% で焼入性の改善が認められるが、300°C/h では約 60% フェライト+ベイナイト組織となる。B 添加の No. 7 は 300°C/h までほとんどベイナイト I 相である。すなわち 1Cr-1Mo-1/4V-B 鋼は組織的に非常に望ましく、高温強度の改善も期待できる。

4.2.2 連続冷却変態図

Fig. 5 は 1Cr-1Mo-1/4V 鋼 (Table 3 の化学成分) のオーステナイト化温度 1025°C の場合の連続冷却変態

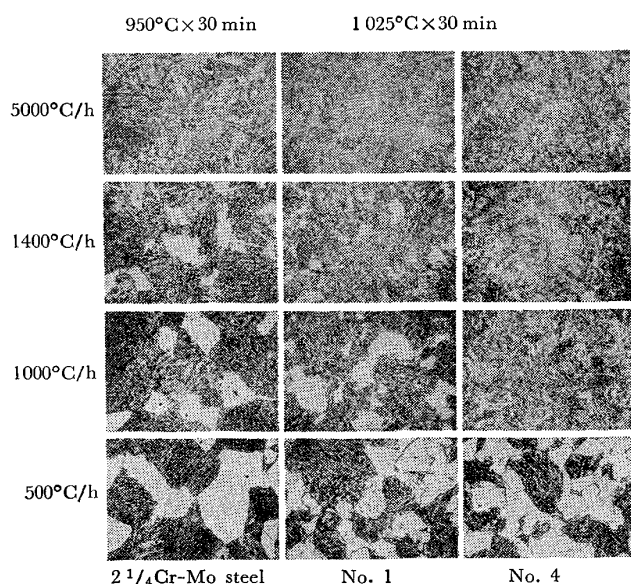


Photo. 3. Effects of cooling rates on microstructures of 2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo steel, the steels No. 1 and No. 4.

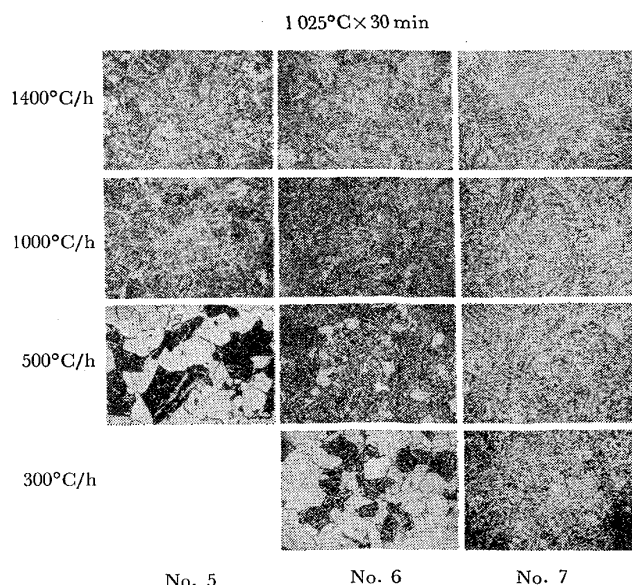


Photo. 4. Effects of cooling rates on microstructures of the steels No. 5~No. 7.

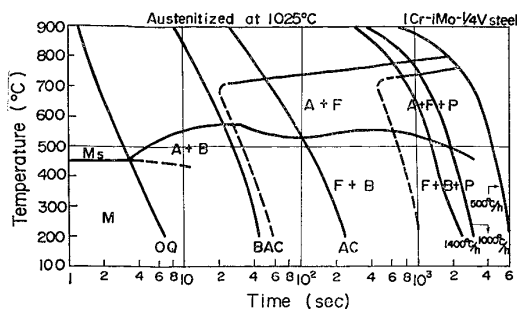


Fig. 5. CCT diagram of 1Cr-1Mo-1/4V steel.

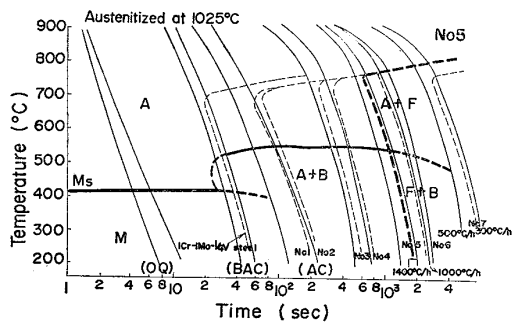


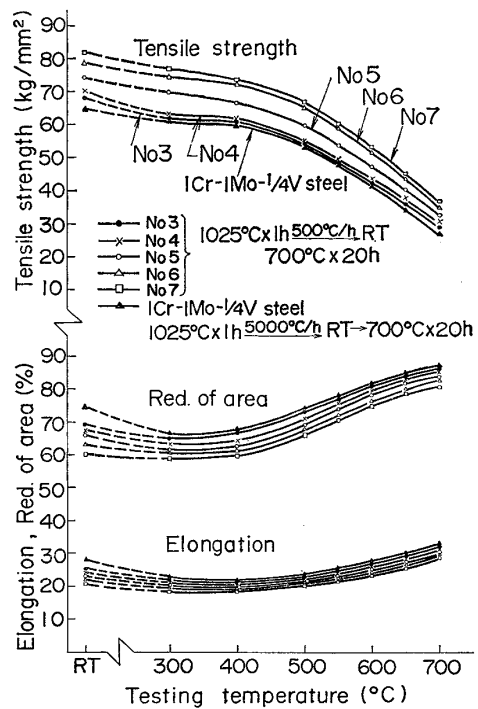
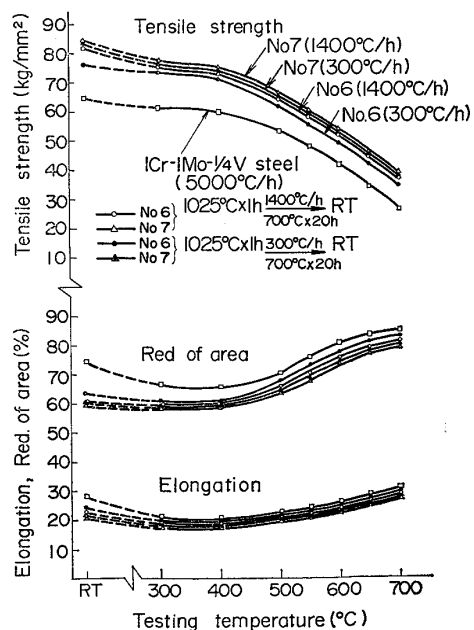
Fig. 6. CCT diagram of the steel No.5 and ferrite precipitation critical lines of the steels No. 1~No. 7.

図である。上部臨界冷却速度は油冷に相当し、 $7800^{\circ}\text{C}/\text{min}$ (250°C までの平均：以下同様) である。初析フェライト析出限界線は $900^{\circ}\text{C}/\text{min}$ ，パーライト出現限界線は $2880^{\circ}\text{C}/\text{h}$ である。すなわち 1Cr-1Mo-1/4V 鋼は焼入性が比較的悪く、 $1400^{\circ}\text{C}/\text{h}$ および $500^{\circ}\text{C}/\text{h}$ においてパーライト変態が生じ、しかもフェライト量が多いために高温強度の著しい低下が起こるのである。

Fig. 6 は No. 5 の連続冷却変態図である。また No. 1~No. 7 および 1Cr-1Mo-1/4V 鋼の初析フェライト析出限界線を点線で記入した。No. 5 の上部臨界冷却速度は約 $1320^{\circ}\text{C}/\text{min}$ であり、初析フェライト析出限界線は $1400^{\circ}\text{C}/\text{h}$ に近い。各鋼の初析フェライトの析出限界冷却速度は No. 1 の約 $230^{\circ}\text{C}/\text{min}$ から No. 4 の約 $3600^{\circ}\text{C}/\text{h}$ ($60^{\circ}\text{C}/\text{min}$) まで減少する。また No. 5 では約 $1400^{\circ}\text{C}/\text{h}$ ，No. 6 では約 $1000^{\circ}\text{C}/\text{h}$ と減少し No. 7 では $300^{\circ}\text{C}/\text{h}$ に近づき、焼入性の著しい改善が認められる。すなわち No. 7 は $500^{\circ}\text{C}/\text{h}$ でベイナイト1相であり、 $300^{\circ}\text{C}/\text{h}$ でフェライトの微量析出が認められるにすぎないので高温強度の改善が期待できる。

4.2.3 高温の機械的性質

焼入冷却速度 $1400^{\circ}\text{C}/\text{h}$ の場合の鋼 No. 3~No. 7 の高温の機械的性質は図は省略したが、全般に 1Cr-1Mo-1/4V 鋼に比し、伸びは大差なく、絞りが若干低いが高温引張強さは著しく高い。いずれの鋼も $1400^{\circ}\text{C}/\text{h}$ の

Fig. 7. High temperature tensile properties of the steels No. 3~No. 7. (Cooling rate: $500^{\circ}\text{C}/\text{h}$)Fig. 8. High temperature tensile properties of the steels No. 6 and No. 7. (Cooling rate: $1400^{\circ}\text{C}/\text{h}$ and $300^{\circ}\text{C}/\text{h}$)

冷却ではほとんどベイナイト1相であり、C, Mn, Cr 量などの増加ならびに Ni または B の添加による焼入性の改善と高温強度それ自身の改善との複合効果が現れたものと考えられる。

Fig. 7 は $500^{\circ}\text{C}/\text{h}$ の場合の高温の機械的性質を示

す。伸びと絞りはいずれも $1400^{\circ}\text{C}/\text{h}$ と大差がないが、引張強さは No. 3 と No. 4 が著しく低下して 1Cr-1Mo-1/4V 鋼とほぼ一致している。また No. 5 も若干低下しているが、No. 6 と No. 7 は $1400^{\circ}\text{C}/\text{h}$ とほぼ等しく高温強度の低下が認められない。これは前述のように $500^{\circ}\text{C}/\text{h}$ の組織が No. 3~No. 5 ではフェライト量約 50% なのに対し、No. 6 では約 13% と少なく、さらに No. 7 ではベイナイト 1 相となるためである。

そこで高温強度の改善に有望と考えられる No. 6 と No. 7 についてさらに $300^{\circ}\text{C}/\text{h}$ の高温強度も調べた。その結果を $1400^{\circ}\text{C}/\text{h}$ の場合と比較して Fig. 8 に示す。これによれば、No. 6 は $300^{\circ}\text{C}/\text{h}$ でわずかに高温強度の低下が起つているが、No. 7 は低下がほとんどみられない。 $300^{\circ}\text{C}/\text{h}$ の No. 7 の組織はほとんどベイナイト 1 相であり、焼入性と高温強度の両面から B の添加は非常に有効なことが知られる。

5. 結 言

ボイラ主蒸気管への実用化を図るため、1Cr-1Mo-1/4V 鋼の高温強度に及ぼす大径厚肉管内外部の焼入冷却速度の影響および熱間曲げ加工時の熱サイクルの影響ならびに溶接継手の高温強度について調べた。また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 を添加して組織と高温強度について調べた。結果を要約すれば次のとおりである。

5.1 高温強度に及ぼす熱処理の影響および溶接継手の高温強度

(1) $500^{\circ}\text{C}/\text{h}$ の冷却では約 5% フェライト + ベイナイト組織で、現用 $2\frac{1}{4}\text{Cr-1Mo}$ 鋼に比し高温強度が著しく高いが、 $1400^{\circ}\text{C}/\text{h}$ 以下ではフェライト量が 50% 以上となり強度が現用材に近づく。

(2) 熱間曲げ加工で変態点以下に加熱されても高温強度はほとんど低下しないが、変態点以上ではかなり低下する。 $600^{\circ}\text{C} \times 1000\text{h}$ のクリープ破断強度は母材で約 18 kg/mm^2 、変態点以上の熱間曲げ加熱で約 13.7

kg/mm^2 、溶接継手で約 12.5 kg/mm^2 である。

(3) 以上の結果から 1Cr-1Mo-1/4V 鋼は主蒸気管材として実用化するには不適格であり、焼入性の改善が必要である。

5.2 高温強度の改善

(1) Cr や Mn 量を増すと焼入性が増すが、 $500^{\circ}\text{C}/\text{h}$ の冷却では約 50% フェライトが析出し高温強度の改善は望めない。

(2) Ni0.5% 添加により $50^{\circ}\text{C}/\text{h}$ の冷却では焼入性と高温強度の改善が認められるが、 $300^{\circ}\text{C}/\text{h}$ ではフェライト量が約 60% となり高温強度もやや低下する。

(3) B を 0.003% 添加すると $300^{\circ}\text{C}/\text{h}$ の冷却でもほぼベイナイト 1 相の組織となり、高温強度も非常に優れている。

次報で 1Cr-1Mo-1/4V-B 鋼の高温特性と溶接性について報告する。

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正技師長、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) F. A. RICHINGS and S. CROCKER: Trans. ASME, 76 (1954), p. 261
- 2) 三好栄次, 岡田隆保: 鉄と鋼, 51 (1965), p. 2110
- 3) 根本 正, 田野崎和夫: 鉄と鋼, 54 (1968), S. 625
- 4) H. G. A. BATES and K. A. RIDAL: Joint International Conference on Creep, 1 (1963), 1-99
- 5) G. J. P. BUCHI, J. H. R. PAGE, and M. P. SIDNEY: JISI, 203 (1965), p. 291
- 6) 佐々木良一: 鉄と鋼, 51 (1965), p. 975
- 7) 渡辺十郎, 熊田有宏, 岩崎恭三: 鉄と鋼, 52 (1966), p. 687
- 8) 渡辺十郎, 熊田有宏: 鉄と鋼, 49 (1963) p. 594
- 9) 佐々木良一: 鉄と鋼, 50 (1964), p. 706
- 10) E. W. COLBECK and J. R. RAIT: Iron Steel Inst. Spec. Rep., No. 43 (1952), p. 107