2¹/₄Cr-1Mo 鋼管の熱処理とクリープ・ラプチャー 強度の関係について*

高尾 善一郎** 平 野 坦** 山 本 俊 二**

Relations Between Heat Treatments and Creep Rupture Lives of 2¹/₄Cr-1Mo Steel Used for Boiler Tube

by

Zen-ichiro TAKAO, Hiroshi HIRANO and Shunji YAMAMOTO
(Kobe Steel Works, Ltd.)

Relations between heat treatments and creep rupture lives of 2¹/₄Cr-1Mo steel for boiler tube used at elevated temperature and under higher pressure were discussed for the purpose of determining the best heat treatment for getting both proper toughness at room temperature and good creep rupture strength at elevated temperature.

Creep rupture strength at 550°C of each specimens was studied in connection with heat treatment, hardness and microstructure. Within the range of Vickers hardness 140~190, the specimens having higher hardness have better creep rupture strength than the specimens having lower hardness. From the stand point of microstructure the specimen having ferrite+bainitic structure shows good creep rupture strength.

In practical heat treatment process, we must select proper tempering temperature under consideration of the influence of heating for stress relief after welding on the structural change of mother material and also insuring proper toughness for various working abilities at room temperature at the sacrifice of creep rupture strength. We suppose from the base on the above mentioned testing results that conventional after heating temperature ranging from 720°C to 760°C for stress relief is too high for maintaining initial good creep rupture strength of mother material.

(Received Dec. 5, 1958)

1. 緒 言

ボイラーの蒸気温度および圧力は、ボイラー用給水の浄化装置の発達と相まって近年ますます上昇の一途をたどり、諸外国ではすでに蒸気温度 575°C、蒸気圧力 215 気圧、水の蒸発量 260~300 ton/hr のような高温高圧大容量のボイラーも製作されつつある現状である。高温高圧ボイラー用鋼管として具備すべき条件としては施行上充分な靱性を有するとともに適当なクリープ強度を有すること、熱膨張係数、弾性係数などの物理的定数が適当であること、耐食性の強いことなどが要求される。2¹/₄Cr-1Mo 鋼管はフェライト系鋼管としては最高の温度(550~600°C)まで使用され、その耐クリープ性もきわめて優秀であるが、フェライト系の材料はオーステナイト系の材料に比べ、温度上昇による耐クリープ性の低下がはなはだしく、適切な熱

処理によるクリープ強度の向上が必要である。ASME Boiler and Pressure Vessel Code の Power Boiler の規定によれば、蒸気パイプの最小肉厚に対して次式を規定している。

$$t_m = \frac{PD}{2(S + yP)} + C$$

ここに t_m は最小肉厚 (in), P は圧力 (lb/in²), D は外径, S は許容応力で C は使用中に生ずるスケールによる肉厚の減少を考慮した定数で 0.05~0.065 と定められ、 y は 900°F 以下で 0.4, 950°F で 0.5, 1000°F 以上で 0.7 と変化する定数である。 y は 0 のとき外径公式となり、1 のとき内径公式となるからその中間的な考え方によるものと考えられる。許容応力 S は 2¹/₄Cr-1Mo 鋼の場合、550°C で 4.9 kg/mm², 600°C で 2.7 kg/mm² とされているが、これらの値はいずれもクリープ強度に制約された値であって、クリープ強度の強い材料を使用することによって肉厚 t_m は小さ

* 原稿受付 昭和33年12月5日

** 株式会社 神戸製鋼所研究部

Table 1 Chemical composition of specimens tested

Heat No.	C	Mn	Si	P	S	Cu	Cr	Mo	Al	N ₂	O ₂	Austenite grain size
A	0.11	0.45	0.32	0.010	0.005	0.14	2.20	0.98	0.011	0.0120	0.0066	5.3
B	0.14	0.40	0.50	0.008	0.008	0.03	2.16	0.99	0.011	0.0031	0.0093	5.3
C	0.12	0.50	0.41	0.018	0.008	0.05	2.12	0.95	0.011	0.0078	0.0074	5.4
D	0.09	0.51	0.33	0.006	0.015	0.12	2.34	1.03	0.010	0.0510	0.0056	5.5
Specification A213-T22	<0.05	0.30 0.60	<0.50	<0.030	<0.030		1.90 2.60	0.87 1.13				

くることができるから、重量的にもわずかな材料で間に合い設備面積も縮小され、このような見地からもクリープ強度の強い材料が要求される所以である。同一成分の材料ではその熱処理によってクリープ強度が大きく変化するから、良好なクリープ強度を有する熱処理法をクリープ強度と関連して考慮することが重要で、本報告は2¹/₄Cr-1Mo 鋼をボイラー用鋼管として使用することを目的とした熱処理法の検討をクリープラプチャー試験によって行ったものである。

単にクリープ強度の大なる材料を作ることは容易であるが、鋼管を対称とする場合には曲管などの冷間加工、その他の関係から ASME 規格には常温の機械的諸性質、硬度などが規定されており、また、溶接後のひずみ取焼鈍についても AWS Welding Handbookなどに記載されているが、本報告は必ずしもこのような制約には拘束されずに実験を行った。

2. 供 試 材

供試材は Table 1 記載の成分を有する 4 鋼種である。各鋼種とも塩基性電気炉で溶製し A, B 両鋼種は屑鉄を使用せず精製鋼を使用した。各鋼種とも製鋼に際し、Al 投入量は 100 gr/t 以下とし、粗粒化を計った。

3. 熱 処 理 の 基 礎

フェライト系材料のクリープ強度を大にするためには使用温度域で長時間使用しても、なおかつ、安定な組織であることが必要である。したがって Martensitic な組織は不安定であるために耐熱材料としては避けるべきである。使用温度域で安定な組織とは平衡状態図に示される組織であるが、Cr, Fe. および Mo 系炭化物が大きく凝集して析出したフェライト+パーライト組織はクリープ強度が低く、また、球状化組織もクリープ強度はきわめて低い。したがって非平衡な状態でクリープ強度の大なる準安定な組織を求めなければならない。

Fig. 1 は 2¹/₄Cr-1Mo 鋼の連続冷却曲線である。一例として 920°C 1h のオーステナイト化を実施した後 50°C/h の冷却速度にて冷却し、それぞれの冷却過程より試料を急冷した場合の組織を調査した。Table 2 はこの調査結果でいずれの組織も Fig. 1 の連続冷却変態図とぎわめて良好な一致を示した。したがって、

A=austenite zone Ac₃=880°C
F=ferrite forming zone Ac₁=765°C
F+K=non lamellar eutectoid zone
K=saumförmiges eutectoid forming zone
P=pearlite forming zone
Zw=bainite forming zone
M=martensite forming zone

Fig. 1 Continuous cooling curve of 2¹/₄Cr-1Mo steel

Table 2 Structural change in continuous cooling process (50°C/h cooling speed from 920°C)

Temperature in continuous cooling process, following water cooling (°C)	Struture after water cooling	Micro hardness V.H.N.	Macro hardness V.H.N.
850	M	412-411	400
810	M+F	M=440-593 F=206-214	295-301
780	M+F+S	M=566-726 F=206-214	250-256
760	"	M=633-689 F=216-221	229-230
740	M+F+P	M=701-795 F=201-221 P=?	192-203
720	M+B+P+F	M=524-766 B+P=265-336 F=200	170-173
700	"	M=593-766 B+P=265-336 F=188-195	161-166
680	"	M=701 B+P=257-349 F=192-214	167-168
660	"	M=666 B+P=271-286 F=192-210	169-174

M=martensite B=bainite
P=pearlite S=saumförmiges eutectoid
F=ferrite

mark	structure (×100×1/2)	structure (×400×1/2)	micro hardness
1			Pearlite =180-210 ferrite =148-154
	V.H.N. 142,142,142		
4			fine pearlite =227-280 ferrite =171-185
	V.H.N. 155,156,157		
8			bainite =312-332 ferrite =182-185
	V.H.N. 163,165,165		
12			bainite =329-362 ferrite =146-161
	V.H.N. 187,187		
14-15 (before temper)			bainite =340-362 ferrite =175-183
	V.H.N. 270-276		
16			fine pearlite =192-208 ferrite =154-161
	V.H.N. 172,177		

Photo. 1 Microstructure of creep-rupture testing materials

Fig. 1 を連続冷却を行う場合の基礎とした。

Fig. 1 より明かなように、冷却速度により種々の組織が得られることが類推できる。これを基にして供試材につき Table 3 に示した各種熱処理を行ない種々の組織、硬度のものを作製した。Photo. 1 はこれら供試材の組織である。

4. 熱処理とクリープ・ラプチャー強度の関係

以上のようにして熱処理した組織はいずれも準安定な組織と考えられ、この準安定な組織は温度によりい

ちじりくその安定度が変化する。それゆえ試験温度として 550°C または 600°C のいずれかを選ぶことによりクリープ・ラプチャー強度はいちじりく変化する。著者らは一応 600°C で 100 h 以内で破断する応力 (14.0 kg/mm²) によってクリープ・ラプチャー試験を行ない、まったく同一の傾向があることが確かめられたので、ここではより長時間の試験を行った 550°C、17.0 kg/mm² の条件でのラプチャー寿命の比較につき報告する。Table 3 に供試材の熱処理と組織、硬度、ラプチャー時間、その他の機械的性質の関係を示した。No. 1, 2, 3 は徐冷することにより、パーライトを大きく析出せしめるとともにやや球状化せしめた場合でラプチャー時間はいちじりく短い。No. 4, 5, 6 は完全焼戻を行った場合であるが、Fig. 1 の No. 4 コースに相当し、かつ、パーライト析出域を通過する冷却速度を No. 1, 2, 3 の場合より速かにした場合であり、ラプチャー時間はいちじりく向上している。No. 7, 8, 9 は Fig. 1 No. 7 コースに相当する場合であり、パーライト析出域に入る上限の温度より空冷せるものである。このような処理によりパーライトの析出は抑制せられ Bainitic 組織が得られるわけであるが、放冷したままの硬度では ASTM 規格の上限の硬度よりも高い。したがって上限の硬度がえられる 680°C 1 h の焼戻を行った。焼戻を行う場合は最高使用温度より 100°F 以上で行うという ASTM 規定がある。このようにして得られた試料は 427 ~ 907 h のラプチャー時間を示した。

No. 10, 11 は Fig. 1 No. 4 コースに相当するが、粒界房状組織の析出する上限の温度より放冷し、Bainitic 組織を得た後 720°C 1 h の焼戻を行ない硬度を ASTM 規格の上限近傍に調節した。組織はパーライト+フェライト+ Bainitic 組織でラプ

チャー時間は 520~800 h であった。

以上の実験結果、冷却速度を調節してパーライトの析出を抑制し、フェライト+ Bainitic 組織にすることにより、ラプチャー時間を延長する目的を果すことができるが、規格硬度の関係上、高温焼戻を行なう必要がある、このためかかる組織をえた効果が削減されることもありうるので ASTM 規格の硬度に拘束されないで、しかも使用温度の 100°F 以上の温度で焼戻した後の硬度が規格硬度以上の場合について検討した。

No. 12 は 920°C でオーステナイト化を行った後 80°C

Table 3 Creep rupture test results at 550°C, 17.0 kg/mm²

Mark	Heat No.	Heat treatment (used 1" round bar)	Structure	Harenness V.H.N.	550°C, 17.0 kg/mm ² rupture test			Room temp tensile test and impact test				550°C tensile test			
					Rupture time (h)	Elong (%)	R. of A. (%)	Y.S. (kg/mm ²)	T.S. (kg/mm ²)	Elong (%)	R. of A. (%)	Charpy impact value (kg-m/cm ²)	T.S. (kg/mm ²)	Elong. (%)	R. of A. (%)
1	A	920°C/h $\xrightarrow{16^\circ\text{C/h}}$ 760°C			31.9	50.8	87.5								
2	B	10°C/h $\xrightarrow{\quad\quad\quad}$ 680°C F.C.	P+F	140-147	47.6	51.3	48.2	24.1	43.8	38.0	76.1		34.4	39.6	83.2
3	C				61.8	41.2	89.0								
4	A				317.7	46.7	83.0								
5	B	50°C/h $\xrightarrow{\quad\quad\quad}$ 300°C F.C.	P+F	149-152	445.7	30.0	81.2	31.9	53.3	35.1	67.7		38.2	37.4	83.0
6	C				266.4	46.7	83.9								
7	A	80°C/h $\xrightarrow{\quad\quad\quad}$ 700°C A.C.,			469.2	54.7	85.8								
8	B	680°C/h temper	P+B+F	161-170	427.7	36.7	83.4	33.9	55.3	34.9	70.8	24-25	37.1	35.2	82.3
9	C				907.4	—	—								
10	B	50°C/h $\xrightarrow{\quad\quad\quad}$ 760°C A.C.,	P+B+F	174-177	520.4	34.9	83.2	40.5	58.2	34.2	75.3				
11	C	720°C/h temper			800.5	33.2	77.8								
12	B	80°C/h $\xrightarrow{620^\circ\text{C/h}}$ 780°C A.C.,	P+B+F	187	2114.3	30.0	67.9		64.4	30.0	60.5	11-12	53.4	30.4	74.8
		620°C/h temper													
14	B	920°C/h $\xrightarrow{15\text{min}}$ 550°C $\xrightarrow{\quad\quad\quad}$	B+F	191-194	2 627.1	23.3	49.5								
15	C	500°C/h A.C.,			1 312.4	23.4	72.3								
		720°C/h temper													
16	B	920°C/h $\xrightarrow{15\text{min}}$ 550°C $\xrightarrow{\quad\quad\quad}$	B+F	172-177	194.4	58.2	87.6								
17	C	500°C/h A.C.,			211.4	61.0	81.3								
		760°C/h temper													
JIS STB 42 D		(specification)						>18	>42	>30	—				
ASME SA 213-T22 (")				<170					>42	>30	—				

/hの冷却速度で780°Cまで炉冷し、780°Cより放冷し620°C。1hの焼戻により硬度をV.H.N. 187に調節した場合で破断までに要した時間は2114hでクリープ強度の向上が予期のようにいじりしい。No. 14, 15はFig. 1 No. 14コースに相当する冷却を行い、パーライトの析出を抑制するために550°Cまでかなりの急冷を行ってFig. 1のパーライト析出域を回避し、550~500°Cの間を徐冷して上部ベーナイトを析出せしめフェライト+ベーナイト組織とした場合である。焼戻としては720°C。1hの処理を行った結果、硬度としてV.H.N. 191~194をえた。すなわちBainitic組織に近づけることによりラプチャー時間は1312~2627hとなった。No. 16, 17は焼戻温度をさらに760°Cとした場合で硬度の減少、組織の変化に伴ない。ラプチャー時間は194.4hおよび211.4hに激減した。

以上の実験結果より熱処理によりラプチャー時間が30~2000hの広範囲にわたることを知った。しかるにBoiler and Pressure Vessel Codeには硬度、常温引張性質などの規定があるので、常温ならびに高温の引張試験を行った。硬度はB.H.N. < 163 (V.H.N. 170)と規定されているが、V.H.N. 170より若干高目の硬度を示す試料についても引張試験を行った。試験結果はTable 3に示したように、常温における引張試験では各試料ともJISおよびASME規格を満足している。

5. 総 括

以上の実験の結果、次の結論を得た。

- 1) 920°Cよりの連続冷却の過程より試料を急冷し組織を検討することによりFig. 1の連続冷却曲線が実際操業の際の基準となしうることを確認した。
- 2) 現場操業としてクリープ強度の強い材料を作るためには冷却速度を調節することによりフェライト+ベ

ーナイト組織にする必要がある。概括的に表現すると硬度の高い場合はラプチャー強度は大であるが、焼戻温度を上昇せしめ、炭化物に球状化傾向を与え軟化せしめるとラプチャー強度は激減する。

3) 粗大な球状化傾向を有するパーライト+フェライト組織はラプチャー強度をいじりしく低下せしめるがJIS規格にはクリープに関する規定がないためJIS規格に充分満足している。また、ASME規格でも常温強度の点からは優に満足する。しかしながらクリープ強度の点から高温高圧ボイラー用材としての熱処理としてはきわめて不適当である。

4) 実際上は溶接を行った後、溶接部近傍に対して720~760°Cで1インチ当り2時間のひずみ取焼鈍を実施するという記載事項があるので、この点を考慮したほうがよいと考えられる。また、鋼管として使用する場合にはクリープ強度のみならず靱性も必要であるので、もっとも合理的な熱処理方法について検討する必要がある。

5) ASTMの2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo鋼の平均値によれば550°C、17kg/mm²の荷重下のラプチャー時間は300~400時間であり、上記の点も加味した上でNo. 10~11程度の熱処理が妥当と考えられる。

6) AWS, Welding Handbookに記載されている溶接部に対するひずみ取焼鈍温度720~760°Cは上記の短時間クリープ・ラプチャー試験結果より考えるとやや高温に過ぎるように考えられ、現在実施中の長時間試験の結果をみて再考すべき問題であると考えられる。

参 考 文 献

- 1) ASME, Boiler and Pressure Vessel Code, Power Boiler p. 26-27 (1956)
- 2) R. Pusch und H.J. Schuller, Arch. f. d. Eisenhüttenw., Jan. 29, p. 65-72 (1958)
- 3) AWS, Welding Handbook Third Edition. (1956)
- 4) ASTM, Special Technical Publication No. 151, p. 11