

(161) 高温用鋼管材のクリープ特性に関する研究

八幡鋼管 篠田 暲

Study on Creep Properties of Various Steels for Steel Tubes at Elevated Temperatures.

Noboru SHINODA.

I. 緒 言

近年ボイラの高圧高温化に伴って、それに使用される鋼管もますます高温特性の秀れたものが要求されて来ており、設計の基準となる重要な高温特性としての高温クリープ強度の試験方法も発達改良されている。本報では、鋼管用材料の中でボイラ用などの高温高圧用に使われるもののクリープ特性を、実用的見地からとくに長時間試験に重点をおいて調べた。またこれらの性質は相当ばらつきが多いものであるので、クリープ強度値におよぼす組織、熱処理などの影響についても検討を加えた。

II. 試料および試験装置

試料は Table 1 に示した化学成分を有するもので、いずれも代表的な値のものである。これらはいずれも圧延された実用の丸鋼をさらに熱間鍛造後、熱処理を施し所定の寸法に仕上げた。試験片は平行部径 10mm、標点距離 50mm と平行部径 6mm、標点距離 30mm の 2 種類を用いた。

試験装置は最大荷重 3t、最高温度 900°C、槓杆比 1:20 の引張クリープ試験機で、負荷時間中の伸び測定は炉外から望遠顕微鏡により行なつた。

III. 試験結果

1. 長時間試験

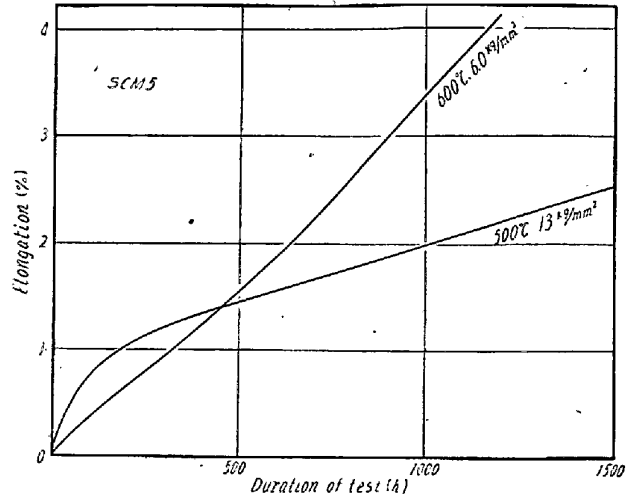


Fig. 1. Creep curves of SCM 5.

各鋼種について 1000 h のクリープ試験を行なつた。

Fig. 1 に SCM 5 の 500°C、13 kg/mm² および 600°C、6.0 kg/mm² の場合のクリープ曲線を、Fig. 2 に応力-最小クリープ速度の関係を示した。

クリープ曲線は一般に第 1 および第 2 段階、また条件によっては第 3 段階を示している。低温側では顕著な凸曲線を示しているが、温度の上昇とともに低応力でも第 2 段階が大きく現われ、一方第 1 段階は温度の影響をあまり受けなため、クリープ曲線は直線的傾向を示すようになる。18-8 系ステンレス鋼のクリープ曲線の推移はフェライト鋼程に顕著でなく、高温のものほどその傾向が強く、最小クリープ速度の算出を誤る危険性がある。

Fig. 2 より、10⁻⁴%/h のクリープ速度に対する 500°C のクリープ強度は Table 2 のとおりである。

オーステナイト系各鋼種を比較すると、18-8 に Mo の添加によりクリープ強度は上昇するが、高温ほどその

Table 1. Chemical composition of samples. (%)

Marks	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Ni	Mo	Other elements
SKD12	0.10	0.23	0.46	0.016	0.010	0.16	—	—	—	—
SMOA	0.11	0.22	0.49	0.023	0.010	—	0.11	—	0.15	—
SMOB	0.13	0.26	0.54	0.021	0.012	0.18	—	—	0.61	—
SCM 1 B	0.15	0.18	0.58	0.023	0.009	0.19	1.11	—	0.57	—
SCV	0.20	0.33	0.51	0.021	0.013	—	0.96	—	—	VO.21
SCMV	0.26	0.63	0.63	0.017	0.014	0.18	1.35	—	0.52	VO.24
SCM1.25	0.14	0.54	0.53	0.020	0.011	0.16	1.03	0.07	0.50	—
SCM2.25	0.10	0.17	0.52	0.018	0.011	—	2.29	—	0.97	—
SCM 5	0.07	0.42	0.29	0.022	0.014	0.19	4.88	0.10	0.49	—
SCM 7	0.11	0.52	0.43	0.023	0.018	—	6.70	—	0.57	—
SCM 9	0.11	0.49	0.54	0.023	0.024	0.16	9.96	—	1.03	—
18-8	0.046	0.49	1.83	0.030	0.010	—	18.25	11.00	—	—
18-8L	0.03	0.32	1.59	0.028	0.009	—	18.30	12.17	—	—
18-8Mo	0.049	0.19	1.81	0.029	0.019	—	18.09	13.75	2.10	—
18-8Ti	0.07	0.73	1.60	0.030	0.007	—	18.11	10.64	—	Ti 0.32
18-8Nb	0.057	0.71	1.68	0.030	0.010	—	18.34	12.26	—	Nb 0.75

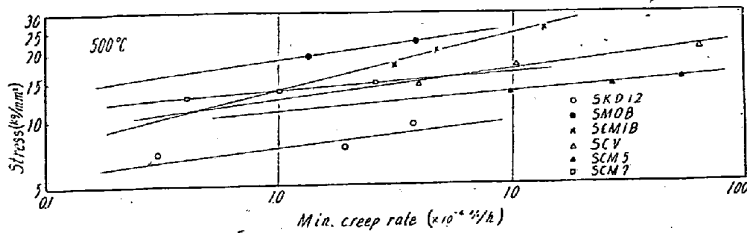


Fig. 2. Relation between stress and minimum creep rate.

Table 2. Creep strength at 500°C.

Marks	SKD12	SMOB	SCM1B
Creep strength kg/mm ²	7.4	18.3	13.5
Marks	SCV	SCM 5	SCM 7
Creep strength kg/mm ²	12.2	10.7	13.5

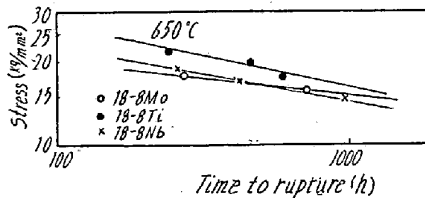


Fig. 3. Relation between stress and rupture time.

差は少なくなる。Ti, Nb も同様に効果がある。

Fig. 3は 18-8 系ステンレス鋼の応力-破断時間の関係を示したものである。これより 650°C, 1000 h. の破断強度は、18-8 Mo が 15.4 kg/mm², 18-8 Ti が 16.7 kg/mm², 18-8 Nb が 14.7 kg/mm² となる。

クリープ試験後の顕微鏡組織は、フェライト鋼では高温ほどパーライトの分解が進行し、18-8 系ステンレス鋼では炭化物、シグマ相の析出が起つている。

破断後の伸びにより靱性を比較すれば、18-8系ステンレス鋼では温度が低いほど靱性は減じ、同温度では18-8 Mo がもつとも靱性が高く、18-8Nb はもつとも低い。

2. 熱処理の影響

Table 1の試料 18-8L の 925°C A.C. および 1100°C W.Q. の 2種の熱処理を行なつた 6mmφ の試験片について、クリープ破断試験を行なつた。

試験結果を Fig. 4 に示した。

破断時間 100h 以下では 1100°C W.Q. のものが強度が高く、100h 以上では 925°C A.C. のものが強度が高く、1100°C W.Q. の方が全般的に破断伸び、絞りが大き。

つぎに 9Cr-Mo 鋼について、a. 850°C × 1h F.C. (100°C/h), b. 900°C × 1h F.C. (100°C/h), c. 900°C

× 1h F.C. (10°C/h), d. 900°C × 1h W.Q. e. 900°C × 1h A.C., f. 900°C × 1h A.C. + 700°C × 4h A.C. の 6種の熱処理を行なつた 6mmφ の試験片を作り、クリープ破断試験を行なつた。

試験結果を Fig. 5 に示した。

d, e, f が a, b, c の 3~6 倍破断時間が

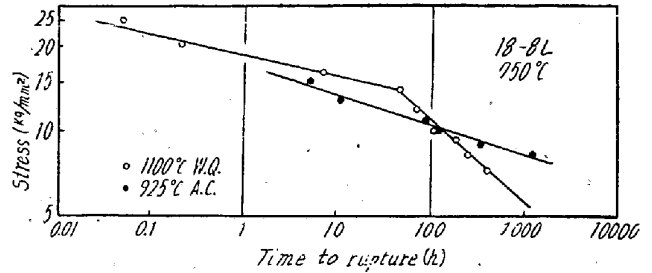
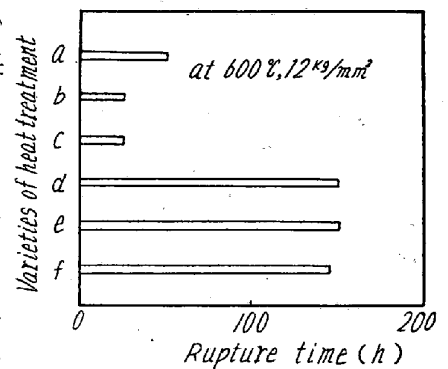


Fig. 4. Effect of heat treatment on creep-rupture strength.

長く、硬度の高いほど破断時間が長くなつている。

また 18-8 Ti 鋼について、a. 1050°C W.Q. b. 1050°C W.Q. + 920°C × 4h W.Q. c. 1300°C W.Q.



の 3種の熱処理を行なつたものの、600°C, 25 kg/mm² のクリープ破断試験を行なつた。試験結果を Table 3 に示した。

Table 3. Results of creep rupture tests of 18-8Ti stainless steels heat-treated under different conditions.

Heat treatment	Rupture time, h	Elongation after rupture %	Reduction of area after rupture %
a	625.25	7.4	9.4
b	203.08	13.4	17.8
c	1067.83	12.2	14.4

TiC をできるだけ固溶させたものもつともクリープ破断強度が高く、TiC を十分に析出させたものもつとも低い。この場合に結晶粒は熱処理温度の上昇とともに大きくなつているので、結晶粒の大きさと析出物の総合効果によると思われる。

IV. 結 言

長時間試験によりクリープ強度およびクリープ破断強度を求めたが、ASTM の data と比較的良好に合致した成績が得られた。然し Cr-Mo 鋼では自硬性のために熱処理によりいちじるしくクリープ特性が変化し、18-8系ステンレス鋼では試験時間中に組織変化がいちじるしくクリープ挙動も複雑であり、固溶化処理の温度は高温強度に大いに影響をおよぼすことが明らかとなった。

(162) 高 Cr フェライト鋼の遷移温度について

(高 Cr フェライト鋼の研究—I)

日本金属工業

塚本富士夫・〇矢ヶ崎 汎

Transition Temperature of High-Cr Ferritic Steels.

(Study on high-Cr ferritic steels—I)

Fujio TSUKAMOTO and Hiroshi YAGASAKI.

I. 結 言

高クロムフェライト鋼は高い切欠感受性を有し低温において脆性破壊を生ずる。クロム 15% 以上を含むフェライト鋼の脆性—靱性遷移温度は常温付近まで移行し、たとえば AISI 446 型ステンレス鋼材や Fe-Cr-Al 系電熱材は高温では十分な靱性を有するにもかかわらず常温における加工および運搬などの取扱中に、ときに厳寒時に脆性破壊をおこすことはしばしば経験されることである。

本研究においては AISI 446 型を中心とする高クロムフェライト鋼の研究の一環としてその実用的見地から衝撃試験により脆性遷移温度の挙動を検討し、これに対する合金元素、熱処理、加工などの冶金学的因子の影響を明かにすることを目的とした。

衝撃試験における遷移温度の決定についてはいろいろの方式があるがもつとも多く用いられるものは平均吸収エネルギーによる遷移温度である。このほか破面観察、応力—歪曲線の測定などから脆性破壊開始点をとるもの

などがあるが、靱性破壊から完全な脆性破壊に移行する遷移領域の温度範囲あるいは最大吸収エネルギーはいろいろの冶金学的因子により変化するので、これらの方法により唯一点の遷移温度の比較では必ずしもこれら因子の相互関係を見出すことはできない。このため本研究では吸収エネルギーの温度による変化曲線の挙動に注目した。

II. 試料および実験方法

試料は Table 1 に示す AISI 446 系ステンレス鋼で 200 kg 塩基性高周波炉または 100 kg 真空高周波炉で熔製した 16mmφ 熱間圧延丸棒を 750°C × 1 h W. Q. の標準熱処理を行なったのち、5×10×55, 2mm U ノッチのシャルピー衝撃試験片に成形の後 1 試験 2 試料を用いて -180°C より 200°C までそれぞれ寒剤、水浴、油浴を用い 1/2 h 試験温度に保持したのち試験を行なった。試料を取出してから破断するまでの時間は 3~4 s でありこの間の温度降下は無視した。

III. 実験結果

1. 合金元素の影響

本研究で用いた試料範囲の成分変動は Ni を除き平均吸収エネルギーによる遷移温度には大きな影響は見られない。しかし衝撃値—温度曲線の挙動には差が見られ、たとえば Cr を 25~35% に増加すると最高吸収エネルギーに達するまでの遷移領域が広がる。また N が 0.05 から 0.38% まで増加すると完全な脆性破壊となる。衝撃値の急変する点は低温側へずれるが最高衝撃値にいたるまでの遷移領域は広くなりまた最高衝撃値も増加する。しかし平均吸収エネルギーによる遷移温度は N 量の増加とともに高温側に移行する。

Ni は少量の添加により遷移温度をいちじるしく移動させる唯一の元素であつて 1% の添加により遷移温度を -25°C まで下げる。2.6% 以上を添加するとオーステナイトを含む二相になり遷移温度は -80°C 以下に低下し最高衝撃値も上昇する。

高周波真空溶解炉にて熔製した材料は同一化学組成の大気溶解材に対し遷移温度がいちじるしく低くなるとともに遷移点近傍での衝撃値の変化がいちじるしく最高衝撃値も向上する。すなわちフェライト系ステンレス鋼の

Table 1. Chemical composition of test specimens. (%)

	C	Cr	Ni	Si	Mn	N	Ti
Standard composition	0.08	25.5	0	0.5	0.7	0.20	0
Variation range	0.01	24.62	0.16	0.37	0.70	0.009	0
	~ 0.22	~ 34.41	~ 4.10	~ 2.50		~ 0.38	~ 0.34