

Fig. 4. Effect of cold working on endurance ratio.

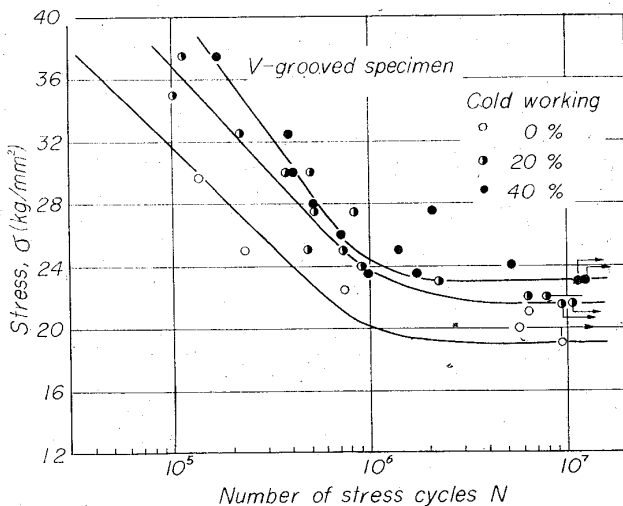


Fig. 5. S-N diagram of V-grooved specimen.

えることができよう。そうして加工率 40% の場合で耐久限度比の低下率は約 14% である。

なお、 $10^5$ hr 強度について見ると冷間加工の効果は  $10^7$ hr 強度 (耐久限度) よりもかなり顕著である。

### 3.2 切欠疲れ強さについて

形状係数  $\alpha=2$  の V 切欠試験片の S-N 線図は Fig. 5 のごとくであり、耐久限度 ( $10^7$ hr 強度) は加工率 0, 20 および 40% に対して、それぞれ 19.0, 21.5 および 23.0 kg/mm<sup>2</sup> である。平滑疲れ強さとの比 (切欠係数  $\beta$ ) をとれば、それぞれ 2.07, 2.14, 2.17 であり、いずれも 2.0 より大きい値を示している、加工度が大きくなると若干増大する傾向がある。

フェライト鋼の小形試験片の場合には  $\beta < \alpha$  となるのが一般的傾向であるが、このオーステナイト鋼では  $\beta > \alpha$  となっている。これはこの 18Mn-Cr オーステナイト

鋼は加工硬化能が著しいために、切欠底における応力集中の緩和がおき難いことに原因するものと考えられる。

### 3.3 KRONEIS らの実験結果との比較

KRONEIS ら<sup>3)</sup> は 0.7C-8.7Mn-3Cr-7Ni オーステナイト鋼について、冷間加工度を変えて平滑および切欠疲れ強さを求めているが、冷間加工度と平滑耐久限度比との関係は筆者らの 18Mn-Cr 鋼より若干小さいがほぼ同様の数値を示し、冷間加工に伴い低下する傾向も同様である。しかし切欠耐久限度については、筆者らの結果と著しく異なる傾向があり、冷間加工率の小さい場合には  $\beta \ll \alpha$  となっている。この原因については明白な断定を下し得ないが、両実験の相違の原因は切欠の加工法の差にあるのではないかと推定される。

### 4. 総 括

電気機械部品に主に使用されている 0.53C-18Mn-4.5Cr オーステナイト鋼について、冷間加工度と回転曲げ疲れ強さの関係を実験し、検討した。その結果はつぎのとおりである。

1) 平滑耐久限度は冷間加工に伴い上昇するが、耐久限度比 (耐久限度/引張強さ) は逆に低下する。このことは引張加工による 1/4 サイクルの塑性疲れの影響と考えられよう。

2) 切欠耐久限度について、切欠係数  $\beta \cong$  形状係数  $\alpha$  であつたが、加工に伴い  $\beta$  は若干大きくなる傾向を持つ。このオーステナイト鋼の場合、冷間加工硬化が著しいので切欠底での応力緩和が生じ難いのであろう。

3) KRONEIS らの 0.7C-8.7Mn-3Cr-7Ni 鋼の結果と比較すると、平滑試験片については大体同様の結果となつているが、加工度の小さい切欠試験片については、KRONEIS らが  $\beta \ll \alpha$  となつている点で差がある。

### 文 献

- 1) R. A. BAUDRY & G. D. COOPER: Trans. Amer. Soc. Mech. Eng. Paper, (1964) 64, Met-11, p. 1
- 2) 渡辺, 荒木田, 本間: 日本機械学会論文集 (第 1 部), 27 (1961) 182, p. 1620
- 3) M. KRONEIS & R. GATTRINGER: Stahl u. Eisen, 81 (1961) 7, p. 431

## (152) Cr-Mo 系ボイラー用鋼管の高温強度におよぼす Al の影響について

山陽特殊製鋼

工博 結城 晋・梶川和男・矢木敬二

### On the Effect of Aluminium Concerning High Temperature Strength of Cr-Mo Boiler Tube.

Dr. Susumu YŪKI, Kazuo KAZIKAWA and Keiji YAGI.

### 1. 緒 言

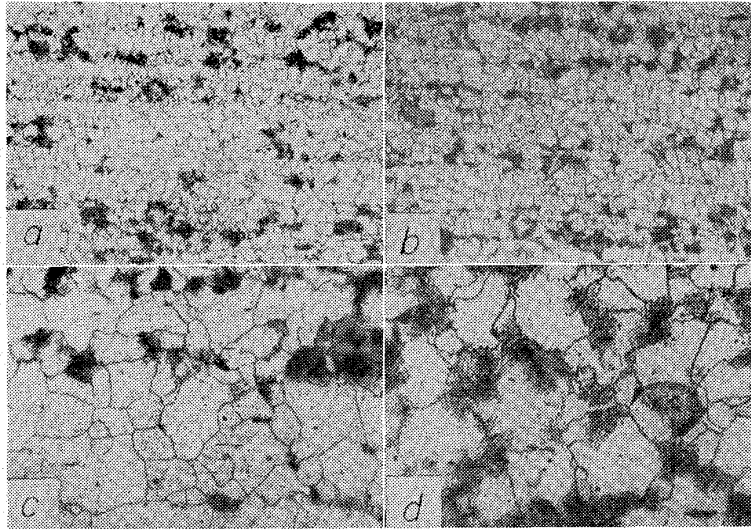
ボイラーチューブの高温強度については、脱酸時の Al 添加量が影響することは広く知られているが、その

原因として、Al が長期間の加熱の間に黒鉛化現象を生ずるためと云われ、Cr を含有した鋼ではそのような現象が起きないため、Al 添加量について特に制限する必要がないとの説もある。しかし一方 Al 添加によるNのAIN としての固定がマトリックスのクリープ強度を弱

めると云う結果もある<sup>1)2)</sup>ので代表的な鋼種として 2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo および 5Cr-0.5Mo についてチャージ内で Al 添加量を変化させた試料を溶製し、Al 添加量、とくに sol Al および AIN がクリープおよびクリープラプチャー特性にどのような影響を与えるかについて 600°C で求めた応力破断曲線クリープ曲線によつて考察した。

2. 供 試 材

鋼種は 2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo と 5Cr-0.5Mo をえらび、150kg 高周波誘導溶解炉にて溶製した溶鋼を 25kg 鋼塊に Al を順次添加して鑄込む操作を繰返して6本上注を行なつた。Al 添加量は A. B. C. D. E. F の順に 0, 150, 300, 450, 600, 700 g/t の目標で添加した。鋼塊は皮削、疵取後  $\phi$ 20 に鍛伸した。熱処理は従来から種々検討されているが<sup>3)~6)</sup>、当社にて最も適当と考えられている 900°C 1hr 100°C/hr 炉冷 600°C 出炉の完全焼ナマシを施した。組織は Photo. 1 に示すとおりフェライト+パーライト+ベイナイトの組織を示している。試験片の寸法は標点部でクリープ用  $\phi$ 10 $\times$ 50L クリープラプチャー用  $\phi$ 6 $\times$ 30L である。なお Table 2 に参考までに常温の引張試験の結果を示す。またオーステナイト結晶粒度は  $\phi$ 20 鍛伸材について完全焼ナマシ後浸炭粒度を調べたが、



a) 2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 900°C 1hr $\rightarrow$ 100°C/hrFC 600°C A. C.  $\times$ 100  
 b) 5Cr-0.5Mo " "  $\times$ 100  
 c) 2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo " "  $\times$ 400  
 d) 5Cr-0.5Mo " "  $\times$ 400

Photo. 1. Micro structures of test specimens.

Table 1. Chemical composition of test specimen.

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	N
STBA 24 2085	<0.15 0.11	<0.50 0.28	0.30~0.60 0.55	<0.030 0.019	<0.030 0.023	— 0.12	1.90~2.60 2.29	0.87~1.13 1.06	— 0.14	— 0.013
STBA 25 2028	<0.15 0.10	<0.50 0.26	0.30~0.60 0.47	<0.030 0.010	<0.030 0.026	— 0.16	4.00~6.00 5.20	0.45~0.65 0.57	— 0.18	— 0.014

Table 2. Tensile test of test specimen. (JIS No. 4)

	Y. P. (kg/mm <sup>2</sup> )	T. S. (kg/mm <sup>2</sup> )	El (%)	R. A. (%)		Y. P. (kg/mm <sup>2</sup> )	T. S. (kg/mm <sup>2</sup> )	El (%)	R. A. (%)
STBA 24 2085—A	>21 28.2	>42 52.5	— 34.0	— 69.0	STBA 25 2028—A	>21 25.0	>42 47.2	— 37.7	— 68.9
"	27.9	52.3	36.2	68.6	"	26.5	49.3	35.9	67.3

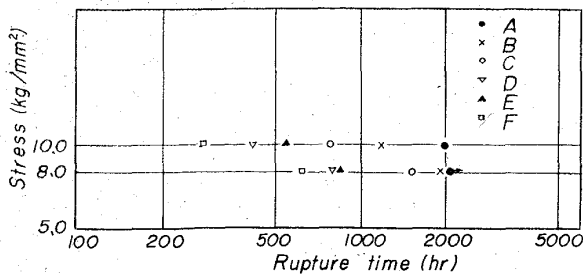


Fig. 1. Stress to rupture time curve of 2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo steel of various Al content at 600°C.

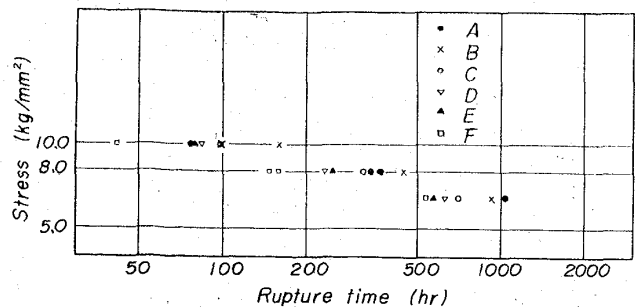


Fig. 2. Stress to rupture time curve of 5Cr-0.5Mo steel of various Al content at 600°C.

Table 3. Stress rupture test results of 2<sup>1</sup>/<sub>4</sub> Cr-1 Mo steel at 600°C 8 kg/mm<sup>2</sup>.

T. P. (No.)	Rupture time testing (hr)	EI (%)	Hardness before test	Hardness after test	Hardness near rupture position	Sol. Al	AIN
A	>2000	—	H <sub>RB</sub> 76.0	H <sub>RB</sub> —	H <sub>RB</sub> —	0.005	0.004
B	1889.6	25.0	74.4	69.5	76.6	0.014	0.018
C	1536.5	37.8	72.6	69.5	77.8	0.014	0.020
D	780.2	36.3	75.6	65.0	78.6	0.030	0.038
E	842.0	29.3	76.0	65.5	76.8	0.034	0.037
F	618.3	42.6	77.0	68.8	76.6	0.042	0.038

Table 4. Stress rupture test results of 5 Cr-0.5 Mo steel at 600°C 6.5 kg/mm<sup>2</sup>.

T. P. (No.)	Rupture time (hr)	EI (%)	Hardness before test	Hardness after test	Hardness near rupture position	Sol. Al	AIN
A	1020.7	33.8	H <sub>RB</sub> 68.5	H <sub>RB</sub> 64.4	H <sub>RB</sub> 78.6	0.003	0.003
B	968.3	38.6	68.3	63.5	76.8	0.004	0.006
C	693.1	26.9	69.7	62.3	74.0	0.018	0.012
D	638.7	26.7	67.2	62.6	77.0	0.018	0.015
E	547.0	23.0	70.1	65.3	78.6	0.018	0.018
F	524.1	22.4	68.4	65.3	73.7	0.048	0.048

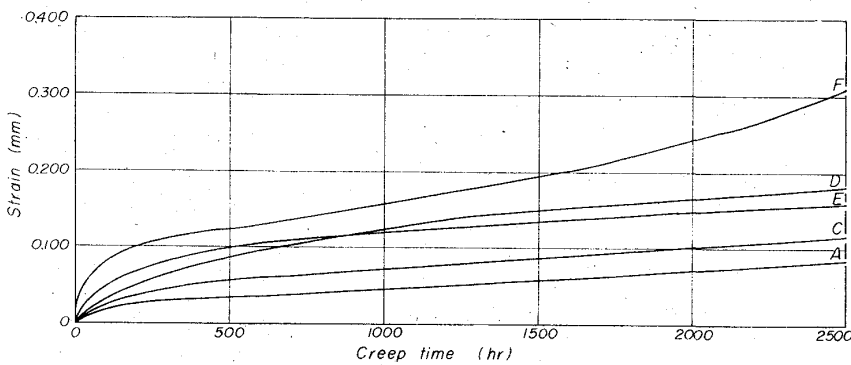


Fig. 3. Creep curve of 2<sup>1</sup>/<sub>4</sub> Cr-1 Mo steel of various Al content at 600°C 3.5 kg/mm<sup>2</sup>.

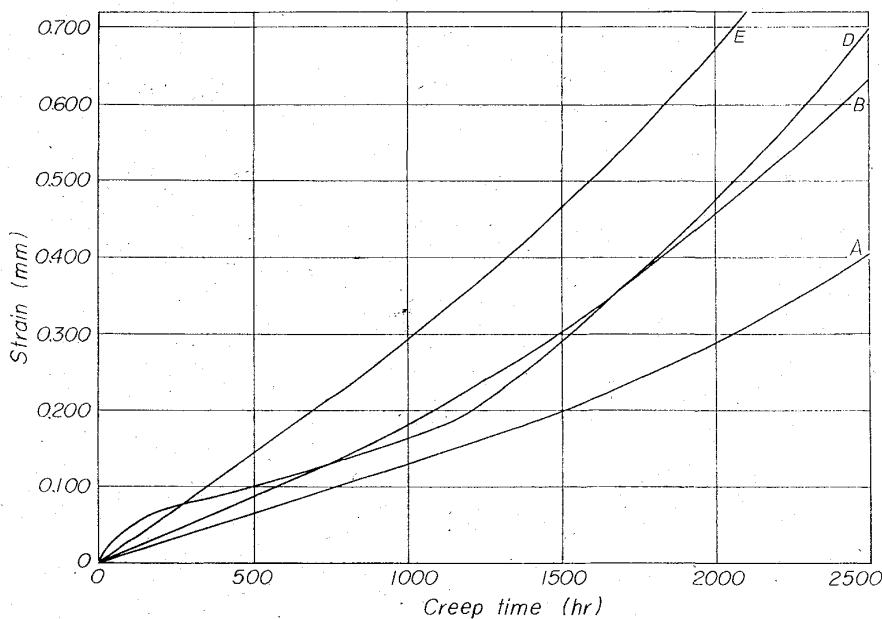


Fig. 4. Creep curve of 5Cr-0.5 Mo steel of various Al content at 600°C, 3.5 kg/mm<sup>2</sup>.

6~8 の整粒であった。sol Al と結晶粒度については充分調査されているが、Al および N とクリープおよびクリープラプチャー試験の対比が目的であるのでむしろ粒度の影響が抑制されると考えて試験に供した。

3. クリープラプチャー試験結果

2<sup>1</sup>/<sub>4</sub> Cr-1 Mo は 600°C 8.0 kg/mm<sup>2</sup> および 10.0 kg/mm<sup>2</sup>, 5Cr-0.5 Mo は、600°C, 6.5, 8.0, 10.0 kg/mm<sup>2</sup> にて試験を行なった。試験結果を Fig. 1, 2 に示す。また 2<sup>1</sup>/<sub>4</sub> Cr-1 Mo は 600°C 8.0 kg/mm<sup>2</sup>, 5Cr-0.5 Mo は 600°C 6.5 kg/mm<sup>2</sup> にて破断した試験片について、種々調査した結果を一括して Table 3, 4 に示す。なお破断部硬度は微小硬度計 500 g の M<sub>RB</sub> 換算値である。

この結果試験前の硬度に比し、両鋼種とも 600°C の試験期間中に軟化を示し、破断部近辺は荷重のために硬化を示している。また破断個所はいずれも粒界である。破断時間と Al の関係は 2<sup>1</sup>/<sub>4</sub> Cr-1 Mo では sol Al および AIN の量が増すにしたがい短時間となり、AIN が飽和した E, F, G の試料では破断時間が短かい。5Cr-0.5 Mo でも sol Al および AIN の少ない A と B が破断時間が長く大体において、sol Al または AIN の量が増すについてやはり破断時間の短くなる傾向に変わりはない。これは Fig. 1, 2 でも明白で 2<sup>1</sup>/<sub>4</sub> Cr-1 Mo では想像以上である。

4. クリープ試験結果

両鋼種とも 600°C 3.5kg/mm<sup>2</sup> で 3000hrのクリープ試験を行なった。結果は Fig. 3, 4 に示すとおり、完全ではないが、傾向として sol Al および AlN の少ない試料がクリープレートも低い。

6. 結 言

2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo および 5Cr-0.5Mo の2鋼種チャーシ内で Al 添加量の異なる試料を溶製し、600°Cにてクリープおよびクリープラプチャー試験を行ない、Al の影響を調べた。確かに sol Al および AlN の低い方が良い結果が得られる。恐らくこれは Al によるNの固定が原因しているものと思われるが、それについては、さらに他の方法にて、実証したいと考える。

文 献

- 1) 寺井: 鉄と鋼, 43 (1957) 3, p. 318
- 2) 寺井: 鉄と鋼, 44 (1958) 3, p. 417
- 3) 高尾, 平野, 山本: 材料試験, 8 (1959) 66, p. 237
- 4) 高尾, 西原, 平野, 山本: 材料試験, 9 (1960) 77, p. 129
- 5) 寺井, 阿部: 材料試験, 9 (1965) 77, p. 137
- 6) 耳野, 梅沢: 鉄と鋼, 49 (1963) 3, p. 595
- 7) 田上: 住友金属, 13 (1961) 4, p. 57

(153) 低 C-Cr-Mo-V 鋼の高温強度におよぼす熱処理の影響

住友金属工業, 中央技術研究所  
工博 三好 栄次・岡田 隆保

Some Effects of Heat Treatments on Creep Rupture Strength of Low C-Cr-Mo-V Steel.

Dr. Eiji MIYOSHI and Takayasu OKADA.

1. 緒 言

Cr-Mo-V 鋼は高温強度の高い低合金材料として知られ、C を約 0.3% 含む Cr-Mo-V 鋼は大型タービン軸材として広く使用されており、また、これらを対象として数多くの研究が行なわれている<sup>1)~9)</sup>。著者らはこれらの材料よりも、より炭素含有量の低い Cr-Mo-V 鋼について、そのボイラー用鋼管材としての適性を検討しているが、本報では本鋼の高温強度におよぼす熱処理の影響、ならびに強度と組織変化との関連性について、2, 3 検討した結果を報告する。

2. 供試材, 熱処理, 実験方法

上述の C を約 0.3% 含むタービン軸材では 1 $\frac{1}{4}$ %Cr-1%Mo-1/4%V がその代表的組成であり、この成分近傍で高温強度のもつとも高くなることが明らかにされている。ボイラー用 Cr-Mo-V 鋼としての適当成分を定めるため、予備的な検討として、C を 0.12% に一定とし、Cr を 1~5%, Mo を 0.5~3%, V を 0~0.6% の範囲でおのおの単独に変じた鋼について検討を加えた結果、成分の影響は熱処理によつて若干異なるが、Cr は 1~2%, Mo は 1%, V は 0.2~0.4% において、高温

Table 1. Chemical composition.

C	Si	Mn	P	S
0.11	0.39	0.50	0.014	0.020
Cr	Mo	V	Cu	Sol. Al
1.04	1.10	0.22	0.08	0.012

強度は最も大になることがわかつた。この結果は上述のタービン材などの結果とも一致するものである<sup>3)8)</sup>。これらの結果に基づいて、ここでは 1%Cr-1%Mo-0.25%V 鋼を選び、これについて熱処理の影響を検討することとした。

供試材は 100kg 高周波溶製材で、その化学成分は Table 1 に示すとおりである。

100kg 鋼塊を 18mm  $\phi$  棒に鍛伸し、鍛造の軸方向に素材を採取し、それぞれ次の熱処理を行ない、試験に供した。

オーステナイト化条件の影響; 試料を 900°C から 1100°C までの間の 50°C おきの各オーステナイト化温度に 1hr 保持後、空冷し、これに 710°C  $\times$  10hr の焼もどしを行なつて、オーステナイト化温度の検討を行なつた。

冷却速度の影響; 試料を 1000°C  $\times$  1hr の加熱後、あらかじめ加熱した 35, 50, 75, 100, 150, 200mm  $\phi$  のブロック中に装入し、そのまま空冷した。これに 710°C  $\times$  10hr の焼もどしを加え、冷却速度の影響を検討した。これらの冷却方法により得られる冷却速度の範囲は 800°C から 600°C の平均速度で、約 50°C/min から 6°C/min である。

焼もどし条件の影響; 試料を 1000°C  $\times$  1hr に加熱後、空冷し、さらに 700°C および、720°C の温度に 1~50hr 加熱し、焼もどし時間の影響を検討した。

これらの熱処理材より平行部径 6.35mm、標点距離 36.5mm のクリープ破断試験片と組織調査試料を採取し、550°C におけるクリープ破断試験ならびに組織を調べた。炭化物の析出状態、その同定には抽出レプリカ・電子回折法を用いた。

3. 実験結果

Fig. 1 にオーステナイト化温度と 550°C, 30kg/mm<sup>2</sup> の条件におけるクリープ破断時間の関係を示した。1000°C~1050°C までは温度の上昇とともに破断強度は急激に増大する。しかしより高温の 1100°C では増加は認められず、むしろ若干低下する傾向がある。一方、破断伸びおよび絞りは温度の上昇とともに急速に低下している。強度ならびに延性の両者に対する影響を考慮すると、本鋼のオーステナイト化温度としては 1000°C 近傍が適当と判断される。オーステナイト化温度の上昇に伴う強度増加に対し、オーステナイト結晶粒の影響の大きいことが指摘されているが<sup>5)7)</sup>、温度上昇に伴う微細組織の変化もかなり重要な影響を与えているように観察される。すなわち、Photo. 1 a にはオーステナイト化温度 900°C の場合の炭化物の析出状態を、Photo. 1 d には 1000°C のそれを示したが、オーステナイト化が十分に