ピストン用アルミニウム合金鑄物の高温強度について*

深井 誠吉** 竹内 勝治** 田中英司**

On the Elevated-Temperature Strengths of Some Aluminium Cast Alloys for Piston

by

Seikiti HUKAI, Katsuzi TAKEUCHI and Eiji TANAKA

(Sumitomo Light Metal Industries Ltd., Nagoya)

This investigation was carried out in relation to the effects of heat-treatment and nickel content on the tensile properties, creep and fatigue strengths, at the temperature ranging from room-temperature to 400°C on AC5A (Y alloy), AC8A (Low-Ex.) and AC8B (Alcoa D 132) cast aluminium alloys for piston.

The chemical compositions and mechanical properties at room-temperature including the heat-treatments are given in Table I and II, respectively. The specimens were cast into a permanent mould which is in accordance with Japanese Industrial Standard (JIS) H0321.

The alloys were compared on the basis of their tensile properties at elevated-temperature after 1 000 hour soaking. The creep tests were carried out with the lever-type creep-rupture tester, and the creep strengths were calibrated at 0.1% per 1 000 hours. The fatigue tests were conducted on Ono's high-temperature fatigue tester (3 000 rpm) and fatigue strengths were determined at 10^7 cycles.

The fatigue strength showed lower value at the temperature ranging from room-temperature to 300°C than yield strength. In the case of AC8A and AC8B alloys, however, the creep strength showed the lowest value of the temperature above 200°C. As for the effect of heat-treatment conditions on their strengths, higher values were given by T6 treatment at the temperature up to 200°C, and T5 treatment showed slightly higher strengths than by other treatments at further elevated-temperature. The authors would recommend T5 treatment for the heat-treatment of those alloys for piston.

The strengths of nickel-free alloys decreased a little compared with nickel-containing alloys at elevated-temperature. It would appear from the above results that elimination of nickel from the alloys is undesirable. Alcoa F132, however, which has a reduced nickel content of less than 0.50%, is currently in use in U.S.A., and in consideration of the difference in strengths of nickel-free and nickel-containing alloys, it may be acceptable for nickel content of these alloys to approach the lower limit of the current specification.

(Received Nov. 7, 1963)

1 緒 言

最近、自動車用アルミニウム合金ピストンの需要が拡大されると共にエンジンの高速化、軽量化が要求されるので、その高温強度を再検討する必要がある。しかし、アルミニウム合金、特に鑄物の高温における強度についての文献は比較的少なく、短時間加熱後の引張性質、クリープ強度および疲労強度について若干の文献が見られる程度である。¹⁾²⁾²⁾^{2)~5)}文献によると、運転状態にある内燃機関用ピストンの実体温度はエンジンの種類や運転条件によって違うが、第1ピストンリング溝付近は170~230°C、頂部は250

~300°Cとなり、さらにピストン頂部は爆発による周期的圧力や、燃焼室の吸気、排気などによって変動する熱応力を受けるものと考えられる。

本研究はピストン材料として最も広く使用されているところのアルミニウム合金鑄物 5種A (Y合金)、8種A (ローエックス) および8種B (SAE 332) について常温から400°Cの範囲にわたって

1) T5, T6, T7 など熱処理の相違が高温強度に及ぼす影響。

2) 上記の材料についてニッケルの効果。を研究したものである。2)項は最近Y合金やローエックスに対するNiの影響が再検討され、Alcoa F132のようにNiを全然含有しないものも実用されてきたからである。

* 原稿受理 昭和38年11月7日

** 正員 住友軽金属工業(株)研究部 名古屋市港区千年ロノ割 500

2 供試材および実験方法

2・2 供試材

アルミニウム合金鑄物 5 種 A, 8 種 A および B の 3

材質と、その必須成分から ⁷⁾ Ni を除いたものを T5, T6
T7 処理し、そのおのおのから耐力, 引張強度, 伸び, ク
リーブ強度および疲労強度を求めた。各供試材は JISH

Table I. Chemical compositions of specimens

Alloy	Temp.	Mark		Chemical composition (%)								
				Cu	Mg	Ni	Si	Fe	Mn	Zn	Ti	Al
JIS H 5202 AC5A ⁽¹⁾	T6	AE	Normal composition	3.98	1.31	1.96	0.25	0.42	0.10	0.05	0.01	Bal.
		AF	Nickel-Free	4.06	1.56	Tr.	0.20	0.27	Tr.	0.04	〃	〃
JIS H 5202 AC8A ⁽²⁾	T5	A5S	Normal composition	1.05	1.07	1.41	11.37	0.62	0.25	0.14	0.03	Bal.
		A5L	Nickel-Free	1.02	1.01	Tr.	11.44	0.38	0.28	0.08	Tr.	〃
	T6	A6S	Normal composition	1.11	0.99	1.49	11.38	0.64	0.24	0.15	0.03	Bal.
		A6L	Nickel-Free	1.04	0.92	Tr.	11.36	0.41	0.27	0.11	Tr.	〃
	T7	A7S	Normal composition	1.24	1.06	1.46	11.12	0.64	0.24	0.16	0.03	Bal.
		A7L	Nickel-Free	1.03	1.01	Tr.	11.45	0.28	0.27	0.11	0.01	〃
JIS H 5202 AC8B ⁽³⁾	T5	B5S	Normal composition	2.96	0.99	0.78	9.54	0.67	0.26	0.17	0.05	Bal.
		B5L*	Nickel-Free	3.02	0.89	Tr.	9.66	0.42	0.32	0.11	Tr.	〃
	T6	B6S	Normal composition	2.93	0.89	0.80	9.40	0.68	0.26	0.17	0.04	Bal.
		B6L*	Nickel-Free	3.08	0.88	Tr.	9.56	0.37	0.31	0.10	0.01	〃
	T7	B7S	Normal composition	3.03	0.72	0.60	9.69	0.61	0.24	0.12	0.02	Bal.
		B7L*	Nickel Free	3.30	0.82	Tr.	9.59	0.32	0.27	0.14	0.01	〃

(1) Y alloy (2) Low-Ex. (3) SAE 332

*These specimens are adapted to Alcoa F132

Table II. Mechanical properties of specimens

Mark	Heat treatment	Yield strength (0.2% offset), (kg/mm ²)	Tensile strength (kg/mm ²)	Elongation (%)	Brinell hardness (10/500/30)
AE	495°C hot water quenched and 200°C×6hr tempered	37.2	39.8	1	133
AF		40.4	40.7	1	143
A5S	175°C×16hr tempered	22.2	26.3	1	100
A5L		22.8	27.9	1	101
A6S	500°C water quenched and 170°C×16hr tempered	31.6	34.1	1	121
A6L		33.1	37.5	2	120
A7S	500°C water quenched and 220°C×6hr tempered	28.1	30.0	1	107
A7L		26.3	30.1	1	99
B5S	170°C×16hr tempered	24.0	26.4	1	107
B5L		23.7	28.7	1	102
B6S	500°C water quenched and 170°C×16hr tempered	32.0	34.3	1	124
B6L		36.1	39.9	1	128
B7S	500°C water quenched and 220°C×6hr tempered	26.0	28.7	1	107
B7L		26.3	30.7	2	101

0321, G号鋳型に鋳込んだものであり, Table I にその化学分析結果を示し, Table II に熱処理後の機械的性質を示す。

2.2 実験方法

2.2.1 高温引張試験 実験は100ないし350℃の範囲において行ない, 所定温度で1000hr保持した後0.5%/minの引張速度で試験した。試験片の形状, 耐力の測定方法その他は従来と全く同じである。

2.2.2 クリープ試験 クリープ試験は横棒型クリープ試験機(容量3ton)を用い, 試験片の形状は平行部径10mm, 標点距離50mmとした。試験温度は100ないし300℃の範囲とし, 試験片の温度は所定の値に対して $\pm 1.5^\circ\text{C}$ になるように炉温を調節して負荷する前に20hr保持し, 試験時間は1000hrとした。なお, 300℃の場合はいずれの材質についてもクリープ

破断試験とし, そのときの応力は $2.5\sim 6.0\text{ kg/mm}^2$ とした。

伸びの測定は最小目盛0.001mmのダイヤルゲージを使用して行なった。

2.2.3 疲労試験 疲労試験は高温用小野式疲労試験機(繰返速度3000rpm)を用いて行ない, 実験は常温ないし400℃にわたり繰返回数 10^4 ないし 10^7 の範囲について行なった。試験片の温度測定方法, 試験片の形状その他は従来と全く同じであるが, 試験片の仕上げは理研カーボラダム研摩紙#600を用いて最終研摩後バフ仕上げを施した。

3 実験結果および考察

3.1 引張性質

1000hr加熱後の耐力, 引張強度ならびに伸びを温度との関係において示すと Fig. 1(a)および1(b)のよう

Fig. 1(a). Relations between temperature and tensile properties at elevated-temperature of AC5A and AC8A

Fig. 1(b). Relations between temperature and tensile properties at elevated-temperature of AC8B

になる。すなわち, 耐力, 引張強度は温度の上昇と共に低下するが, その割合は100~150℃を越えると著しくなり, 300℃以上ではゆるやかになる。また, 100℃付近で常温の値よりわずかに高くなるものもある。伸びは150℃前後からしだいに増加し, 常温で1%のものが300℃では30%以上になるものもある。8種Aの耐力および引張強度は150℃まではT6処理が最も強くT6>T7>T5の順であるが, 250℃以上になるとT5>T7>T6となり, 200℃を境として逆転する。8種Bについての結果は省略するが, これと同じ傾向がみられる。

つぎにNiの影響について述べると, Niを含まない試材は常温においてNiを含有するものより高い耐力, 引張強度をもつが150℃以上になるとその差はほとんどなくなり, 250℃以上では逆にNiを含まない試材が

低い値を示すこともある。この傾向は各材質、各熱処理にも共通してみられるが、8種AおよびBにおいてとくに明りようである。

5種Aは常温において8種AおよびBよりすぐれた引張性質を示すが、250℃以上ではその差がみられない。以上の結果を通覧すると、常温では材質と熱処理の相違、あるいはNiの有無が引張性質を大きく変化させるが200～250℃以上の温度では同程度の強度となる。しいて求めれば、Niを含有するものは高温においてやすぐれた性質をもつ場合もあると言う程度である。

3・2 クリープ強度

200℃におけるクリープ速度線図は Fig. 2 に示し、300℃における応力—破断時間線図は Fig. 3 に示す。また、クリープ強度 (0.1%/1000hr) と温度の関係を表わす1例として Fig. 4 を掲げた。

Fig. 2. Minimum creep rate curves of AC5A, AC8A and AC8B at 200°C

Fig. 3. Stress-rupture curves of AC8A and AC8B at 300°C

これらの結果からつぎのことが言えよう。すなわち、クリープ強度も前述の耐力や引張強度と同様に温度が上昇すると共に直線的に低下する。Fig. 4 は8種Aの実験結果であって100℃のクリープ強度は24.4～29.0kg/mm²で耐力より高い値をもつが200℃では7kg/mm²程度となり、その間はほとんど直線的に

Fig. 4. Relations between temperature and creep strength (0.1%/1000hr) of AC8A

低下して耐力よりも低い値となる。T6 処理材は低温の範囲においては T5 処理材よりも高いクリープ強度をもつが、温度の上昇につれてその差はしだいに縮まり250℃では逆転する。この傾向は耐力や引張強度の例とよく一致した。

Niを含有しないものは含有したものに比べてクリープ強度が低く、その程度は Table III に示すように5種A—T6処理材の32.5%から8種A—T5処理材の3.2%までである。ただし、8種BのT6, T7 各処理材は逆にNiを含有しないものが7.4～14.3%ほど強い。300℃における100hrの破断強度は各材質、各熱処理ともNiを含まないものが弱い。

なお、5種Aのクリープ強度は8種AおよびBよりかなり高いが、これは200℃だけの結果だからその前後における温度での結果が判明するまでは明確なことは言えない。

3・3 疲労強度

疲労強度 (繰返し数10⁷) は温度との関係において Fig. 5 に示す。疲労強度は温度の上昇と共にしだいに低下し、この傾向は材質と熱処理の如何を問わず共通である。また、3材質中では5種Aがすべての温度範囲において低い疲労強度を示している。熱処理の相違による疲労強度の差は実験の範囲では余りみられず、300℃における疲労強度は4kg/mm²程度、400℃では2～3kg/mm²となろう。Niの有無は疲労強度に影響を及ぼさないようであるが、常温から150℃まではNiを含有しないものが強く、250℃を越えるとNiを含有するものが強いという傾向がみられる場合もある。

つぎに、8種BのT6処理材 (B6SおよびB6L) は150℃付近まで疲労強度が上昇した。McKeown⁴⁾らはY合金およびローエックスについて類似な現象を認め、析出によるものと思われるがさらに検討が必要であると述べている。Fig. 6 は試材 B6S, B6L について各

Table III. Creep test results of specimens

Alloy		Creep strength ¹⁾ at 200°C			Rupture strength ²⁾ at 300°C		
		Normal composition (kg/mm ²)	Nickel-Free (kg/mm ²)	Reduction (%)	Normal composition (kg/mm ²)	Nickel-Free (kg/mm ²)	Reduction (%)
AC5A	T6	16.0	10.8	32.5	—	—	—
AC8A	T5	6.2	6.0	3.2	4.7	4.1	12.8
	T6	6.7	6.3	6.0	3.8	3.0	21.1
	T7	6.5	5.2	20.0	3.4	3.1	8.8
AC8B	T5	7.6	6.5	14.5	4.8	4.0	16.7
	T6	6.3	7.2	-14.3	3.8	3.0	21.1
	T7	6.8	7.3	-7.4	3.2	2.9	9.4

1) 0.1% per 1000hr

2) 100hr

Fig. 5. Relations between temperature and fatigue strength at 10^7 cycles of AC5A, AC8A and AC8B Fig. 6. Hardness numbers at room and elevated-temperature after high-temperature fatigue tested to 10^7 cycles of AC8B-T6

温度で繰返回数 10^7 まで負荷後の疲労試験片の常温かたさならびにそれを再び試験温度に昇温した場合の高温かたさ（島津製作所製ビッカース型を使用，荷重20 kg，真空度 10^{-3} mm Hg，10min保持）を示し，また，本実験では省略したが温度の上昇につれて疲労強度が低下した別の8種B-T6処理材（B6S2，Ni 0.72% 疲労強度は Fig. 5 に点線で示す）についても同様にかたさを測定した結果を併せて図示した。各試材とも常温かたさは 150°C 付近まで若干上昇しているが，その高温かたさは温度の上昇につれていずれも低下して両者の間に差は認められなかった。また，疲労試験後の各試材について顕微鏡組織を比較したが，疲労強度が上昇した試材と低下したものの間に差がなかった。

デュラルミンについて焼き入れ後の焼きもどし温度を変えて疲労強度を検討した結果によると，疲労強度は焼きもどし温度が低いと焼き入れのままより低い値をもつが焼きもどし温度の上昇と共にしだいに回復し

Fig. 7. Elevated-temperature strengths of AC5A, AC8A and AC8B

て 170°C 付近で最高値をもち、さらに温度が上昇すると再び低下する。しかも、最高の耐力、引張強度をもつ焼きもどし温度より高温側に疲労強度の最高値を示す焼きもどし温度がある。展伸材と鑄物を同一視することはできないし、また、本報の実験は高温中におけるものであって引用した文献は焼きもどしをした材料の常温における疲労強度であるから両者を混同してはならないが、よく考えると両者間に一脈相つうじるものがある。

3・4 考 察

引張性質、クリープ強度および疲労強度を温度との関係において 1 例を示すと Fig. 7 のようになる。5 種 A は低温では 8 種 A および B に比べて耐力、引張強度、クリープ強度が高いが、疲労強度が低い。追加実験する必要がある。8 種 A および B は 常温 ないし 150°C にわたって疲労強度が耐力、クリープ強度より低いが、200°C 以上になるとクリープ強度が最低値を示し、疲労強度は耐力とほぼ同程度となる。運転状態におけるピストンの第 1 ピストンリング溝付近より上部は 200°C 以上となり、また熱応力的なもの加わるが運転速度が非常に速いと平均応力的な作用をなすものと考えられている。したがって、クリープ強度がかなり低いこともピストンの設計上に考慮する必要がある。

熱処理の相違が耐力、引張強度、クリープ強度および疲労強度に及ぼす影響を要約すると、常温から 150°C 前後まで若干の差があるが 200°C 以上になると各熱処理材の強度はほとんど同じ値となる。もう少し詳述すると T 6 処理は比較的低い温度では高い強度をもつが 200°C 以上ではわずかながら T 5 処理がすぐれているように思われる。したがって、常温における切削加工を別にして高温の性能だけを考えるとピストンの熱

処理としては T 5 処理が望ましい。

Ni を除外すると、高温における強度が少し劣るようになる。ただし、Ni を含有した試材との強度の差および Alcoa F132 が米国で用いられていることから考えると、Ni 量を現行規格の下限まで下げてでも性能は変わらないと思われる。この点は今後もう少し検討したい。

4 結 語

ピストン用アルミニウム合金鑄物 5 種 A、8 種 A および B について常温ないし 400°C にわたり熱処理の相違が高温強度に及ぼす影響と含有 Ni の効果を検討した。得られた結果はつぎのようである。

- 1) 温度が高くなると各材質、いずれの熱処理でも耐力、引張強度、クリープ強度および疲労強度は低下する。その数値に敢えて差をつけるなら常温から 150°C 前後までは若干の差があるが 200°C 以上ではほとんど同じ値となる。
- 2) もう少し詳述すると、T 6 処理は比較的低い温度では高い強度をもつが、200°C 以上ではわずかながら T 5 処理がすぐれている。したがって、ピストンの熱処理としては T 5 処理が望ましい。
- 3) Ni を除外すると高温における強度が少し劣るようになる。ただし、Ni を現行規格の下限まで下げてでも性能は変わらないものと思われる。
- 4) 5 種 A は 8 種 A および B に比べて耐力、引張強度が 200°C 以下において高いが、疲労強度が低い。追加実験の必要がある。
- 5) 8 種 B で温度の上昇と共に疲労強度が向上するものと低下するものが得られた。両方とも実験に誤りはなかったの、目下再試験中である。

(昭和 38 年 10 月 8 日、当学会第 6 回高温強度シンポジウムにて講演)

参 考 文 献

- 1) 船舶用軽金属委員会, アルミニウム合金ピストン, **22**, 89 (1961).
- 2) Thorpe, P.L., G.R. Tremain, and R.W. Ridley, *Inst. Metals*, **127**, 111 (1950).
- 3) Wellinger, K., E. Keil, and G. Stähi, *z. Metallkde*, **41**, 309 (1950).
- 4) McKeown, J., D.E. Dineen, and L.H. Back, *Metallurgia*, **41**, 393 (1950).
- 5) 1) の42
- 6) 1) の6, 102, 158, 172
- 7) JIS H 5202
- 8) 深井誠吉, 竹内勝治, 材料試験, **9**, 147 (1960).
- 9) 深井誠吉, 竹内勝治, 田中英司, 住軽金技報, **1**, 4, 284 (1960).
- 10) 五十嵐勇, 深井誠吉, 住金研報, **5**, 2, 186 (1944).
- 11) 1) の102

(174頁より)

変動荷重下の組み合わせ応力クリープ (Combined-Stress Creep under Changing Loads) by V.S. Namestnikov, *Proc. of Joint International Conference on Creep* (1963)

組み合わせ応力下のクリープに関する研究は、従来主として定常クリープ領域について行なわれてきたが、本論文は遷移クリープ領域をも考慮した応力変動下の組み合わせ応力クリープにつき実験を行なったものである。中空薄肉試験片を用いて、せん断応力と引張応力の比を一定に保って荷重を増減させる荷重条件の下で Al 合金—150°C, 銅—150°C, オーステナイト鋼—600°C の材料と温度につき試験を行なっている。一般に、クリープ理論は(1)体積変化は弾性的である。(2)偏差応力テンソルと偏差クリープひずみテンソルは比例する。(3)応力テンソル, クリープひずみテンソルおよびクリープひずみ速度テンソルの不変量がある関数関係で結ばれるという三つの仮定に立脚しているが、本研究では(2), (3)の仮定が応力比一定の組み合わせ応力クリープに対しても適用されるか否かを主として検討している。主応力方向が不変であることから、引張りとせん断ひずみの比が時間的に一定に保たれること、一定応力クリープ試験より求め応力, ひずみ, ひずみ速度間の関係式が変動組み合わせ応力クリープ試験の結果とよく一致することから、上記の仮定の妥当性を確かめている。また、かようなクリープ挙動は引張応力下のクリープから推定しうる結果を得ている。

(鈴木房幸)

500°Cにおける純ニッケルのクリープ および クリープ破断に及ぼす圧縮予ひずみの影響 (The Effect of Compressive Prestrain on the Creep and Fracture Properties of Pure Nickel at 500°C) by P.W. Davies, T.C. Finniear, B. Wilshire *Jour. Inst. Metals* p289/292 (May. 1963)

金属の塑性変形に及ぼす応力の向きの影響は、常温においては Bauschinger effect として数多く研究されている。しかし、クリープ強度については応力の反転の影響はほとんど調べられていない。本論文は多結晶金属の高温における引張クリープと破断強度に及ぼす圧縮予ひずみの影響につき研究を行なったものである。

試験材料は99.993%の多結晶Niであり熱処理により1 mm 当り約12の結晶粒を有する均一組織としている。試験片は一定温度に加熱した後圧縮応力を加われ 1.5 ~ 11%の圧縮ひずみが与えられ、圧縮応力が完全に負荷されると直ちに応力を逆転させて引張応力を加えてクリープ試験を行なった。

焼き鈍したままの試料と比較すれば、圧縮予ひずみを与えることにより最小クリープ速度は増大し破断時間は減少するが、その量は圧縮予ひずみに無関係である。最小クリープ速度と破断時間の積は予ひずみにより大きく変化しないことより、破断過程は前加工の影響を大きく受けないものと考えられる。引張クリープ応力と最初の圧縮応力との大小関係によりクリープ曲線は著しい相違を示し、クリープ応力が大きい場合には顕著な遷移クリープが生ずる。小さい場合は荷重直後にクリープひずみの休止期間が存在し、その後一時的な加速クリープ期間が現われるが、全クリープひずみは小さい。破断伸びは圧縮予ひずみを与えることにより増加する。組織的には、5.5ton/in² 以上の応力下で破断した試料では結晶粒の大きさの変化はほとんど認められないが、低応力下において著しい粒成長が生じている。

(鈴木房幸)

(202頁へ)