AC8A アルミニウム合金ピストンの金型 casting に関する研究*

伊藤 吉保** 山本啓太郎*** 富永 芳勝**

Studies on the permanent mould casting of AC8A aluminum alloy piston

(UDC 669, 715'3'782'24 :14: 536.21)

ITO Yoshiyasu**, YAMAMOTO Keitaro***, TOMINAGA Yoshimasa**

The occurrence of microshrinkage defects are often found on large size pistons when they are cast in AC8A aluminum alloy, besides, the removal of those defects are considered very difficult.

Through the inspection and the test of such pistons on which those microshrinkage defects exist, we found that the fatigue strength of the pistons at room temperature is approximately 7~9 kg/mm².

Aiming at the removal of such casting defects, we have improved the casting methods as follows:

(1) To secure sufficient degasification, we apply both Cl₂ gas blowing method and remelting method in the casting process.

(2) To secure steady and yet fast pouring, we improved the runner.

Namely we built a lucite replica in the same shape as the piston mould, and poured water through it to observe the water flow, so that we could improve the runner to meet our aim satisfactorily.

(3) In order to obtain better solidification rate, we apply the water cooling to pistonpin-core, bottom mould and outside mould.

After applying the above-mentioned modifications, we cast AC8A aluminum alloy pistons and carried out the defects inspection and the fatigue test.

As a result, it was made clear that the casting defects in piston-crown, ring-groove, and piston-pin-boss were almost completely removed, and the fatigue strength in these parts are marked as 12~13 kg/mm² at room temperature and 4.3 kg/mm² at 300°C.

(Received August 25, 1964)

1. 諸 言

内燃機関の高過給，高出力化にともない，ピストンが運転中に受ける応力も増加の傾向にある。ゆえに，このようなピストンには高い強度が要求され，ピンホール，または微収縮欠陥による疲労強度の低下がゆるされない。一方，直径 200mm 前後の大型軽合金鑄造ピストンにおいては，無数に生ずる微少な鑄造欠陥を除去することが困難とされており，今後の改良研究が望まれている。筆者等の一人は，さきに JIS AC8A アルミニウム合金を例にとり，鑄造条件と凝固速度の関係をもとめた²⁾。えられた結果は次のごとくである。

(1) 注湯温度・金型予熱温度・金型厚さ・溶湯厚さ等が凝固速度におよぼす影響をあきらかにした。

(2) 湯口に近い部分の金型においては，注湯時の湯流れのため金型表面が加熱され，注湯終了時には金型の冷却能力がかなり減少する。例えば，ピストンのボス部中子（以下ピン型と略称する。）のごとく，金型の熱容量を大きくとりえない所では，上述のごとき理由により，注湯終了時における中子の冷却能力がほとんどなくなっており，この部分が最終凝固位置となる。ゆえにボス部には鑄造欠陥が発生する。

(3) このようなボス部の凝固速度を高めるためには，ピン型を中空にして冷却水を循環させるのが最も有効である。

そこで本報においては，欠陥の無いピストンを鑄造するため，これらの結論を参考にし，さらに次のごとき方針で鑄造方法を改良した。

* 軽金属研究会第24回春期大会（1963—5）で発表

** 日立製作所笠戸工場研究部第1研究課 Hitachi Ltd., Kasado Works, Research Laboratory.

*** 日立製作所笠戸工場研究部第2研究課 Hitachi Ltd., Kasado Works, Research Laboratory

Photo. 1 Casting defects (microporosity) of piston surface by "colour check" test. (No. 1 piston. before improvement).

Fig. 1 Piston dimensions.

- (1) 金型を局部的に水冷することにより、ピストン主要部の凝固速度を早くして鑄造欠陥を除去する。
- (2) 透明鑄型を用いて注湯時の湯の流動を観察し、その結果から、溶湯注湯時における空気および酸化物のまきこみを少なくするよう湯道を改良する。
- (3) 溶湯中のガス量を少なくするため、再溶解脱ガス法を採用し、これと Cl_2 脱ガス法を併用して脱ガスを十分におこなう。

以上の方針により改良された金型を用いて AC8A アルミニウム合金のピストンを鑄造し、その確性試験をおこなって従来のピストンと比較した。これらの結果について報告する。

2. 従来のピストンの欠点

2.1 従来一般におこなわれている鑄造方法

ピストン鑄造用金型には、ピストン頂部を上にする場合と下にする場合の両者がある。通常、小型ピストンでは前者を採用し、最も肉厚の厚い頂部を上にしてこの部分に押湯を十分きかすのがよいとされている。

Fig. 2 Specimen for tensile test.

しかし、大型の場合には各社によつて各自の方法を採用し、頂部を上にする場合と下にする場合の優劣が未だあきらかでない。

鑄型としては、ピストン外周を形造る外型、内部形状を形造る中型、頂部上面を形造る上型（頂部を下にして鑄造する場合には底部と呼んでもよい。）およびピン穴を形成するピン型からなる。全金型鑄造の場合には、通常外型を2分割し、中型を3～5分割して製品をとり出しやすくしている。鑄型がすべて金型であるため、砂型鑄物におけるごとく冷し金を用いて凝固速度をコントロールすることができないので、金型表面にぬる塗料の種類、厚さ、および金型の厚さ等によつて各部の凝固速度をコントロールしている。また鑄造欠陥を出したくない頂部、ピンボス部、リング溝付近には押湯を付けてひけ巣の発生を防止している。熱伝導率の高い銅等を金型の一部に使用して凝固速度を高める方法も考えられているが、このような手段はあまりおこなわれていないようである。アルミニウム合金の溶湯は酸化しやすく、また酸化物の比重とアルミニウム溶湯の比重がほぼ等しいので、注湯時に酸化物をまきこむと、溶湯中に混入した酸化物は凝固時に浮上することができず、鑄造欠陥として残存する。ゆえに、大型のピストンにおいては、いわゆるダービル傾例法を採用しているものが多い。³⁾

次にその1例として Fig. 1 に示すごとき形状寸法のピストンを、次に述べるごとき方法で鑄造した場合の鑄

Table 1 Population of microcavity. (micro-porosity) (before improvement)

	Dia. of micro cavity (mm)	No.1 piston	No.2 piston	No.3 piston
Part A in Fig.1	>0.5	1	0	0
	0.2 ~ 0.5	8	3	0
	0.05 ~ 0.2	20	10	8
A	>0.5	0	0	0
	0.2 ~ 0.5	0	0	0
	0.05 ~ 0.2	30	10	12
B'	<0.5	2	0	0
	0.2 ~ 0.5	30	20	5
	0.05 ~ 0.2	more (>100)	more (>100)	70
C	>0.5	0	0	0
	0.2 ~ 0.5	20	10	0
	0.05 ~ 0.2	more (>100)	50	30
C'	>0.5	2	1	0
	0.2 ~ 0.5	20	10	10
	0.05 ~ 0.2	more (>100)	more (>100)	50

Table 2 Mechanical properties of pistons, before improvement. (at room temperature)

	Tensile Strength (kg/mm ²)	Elongation (%)
No.1 Piston	23~28	1.0~1.8
No.2 Piston	23~25	1.0~1.8
No.3 Piston	21~28	0.5~1.3
Specimen of JIS-H 0321 C	30~33	1.6~2.0

Table 3 Method of heat-treatment.

	Treatment
Quenching	Quenched into water after solution treated at 520°C
aging	8hrs aged at 210°C

造欠陥の分布状態および確性試験結果につき説明する。すなわち、ピストン材料は JIS・AC8A アルミニウム合金を用い、鋳型は全金型方式で、外型は 2 分割、中型は 5 分割されており、ピストン頂部を下にして鋳造する方式をとっている。湯道は扇形湯道を採用し、湯道と製品部との間に主押湯をもうけて堰の役目を代用させ、主押湯と対称の位置に副押湯をもうけている。これら押湯部は砂型をはめこんで断熱させている。また溶湯は Cl₂ 脱ガスされ、金型への注湯はダービル傾倒法を採用した。注湯時間は約 25 sec である。

2.2 上記鋳造法により鋳造されたピストンの確性試験
ピストン外周の鋳造欠陥をしらべるため、外周、ピン穴等を仕上加工後カラーチェックをおこなった。その結

Photo. 2 Microporosity in vertical section of piston by "colour-check" test. (before improvement)

Photo. 3 Macro-structure of vertical section of piston (before improvement)

果の 1 例を **Photo. 1** に示す。写真では小さい欠陥がわかりにくい、ピストン全面に鋳造欠陥がはなはだしく存在する。特に押湯切断位置に相当するピストン外周、および湯口に近い側のピン穴内面には、比較的大きい鋳造欠陥が見られる。今便宜上、ピストンを、**Fig. 1** に示すごとく、ピンボス内面および端面 (A,A'), の円筒面 (B) スクレーパーリング溝より頂部までの円筒面 (C), カッターリングを含む下部の円筒面 (C'), ピストンリンク溝間のに分類し、各々の区間における欠陥の分布状況を示すと **Table 1** のようになる。**Table 1** 中の数値はカラーチェックおよび 10 倍の顕微鏡によりしらべた欠陥の数を示すが、欠陥の数が多く、また直径の測定もかなり困難であるため、これらの数には多少の誤差がある。また同表中の No. 1 ピストン (**Photo. 1** に示したものと同一ピ

ストン)および No.2 ピストンは欠陥の比較的多いもの、No. 3、ピストンは比較的少ないものの代表例である。このように 0.1mm 以上の直径を有する欠陥が数多く存在する場合これによる疲労強度の低下がいちじるしい。別途研究の結果⁴⁾によれば、欠陥のため疲労強度が無欠陥の場合の60~70%に低下することも珍らしくない。ピンボス部、第1圧縮リング溝、頂部上面等は運転中大きい応力を受ける部分であり、これらの部分に鑄造欠陥が存在して疲労強度を低下させることは、ピストンの強度上好ましくない。金型予熱温度、金型塗料、注湯温度等を可能な範囲で二三変更して、この欠陥を除去しようところみたが、その結果、欠陥の分布に多少の変動はあつたが、ほぼ上記結果と大同小異であり、欠陥を除去するこ

とはできなかった。これらの欠陥を除去するためにはさらに根本的な改良が望まれる。

次に参考のため No. 1 ピストンの断面カラーエッチクによる欠陥の分布状況を **Photo. 2** に、同じく断面の肉眼組織を **Photo. 3** に示す。**Photo. 2** からわかるごとく断面内に大きいひけ巣はないが、小さい欠陥が全面に無数に存在する。また、**Photo. 3** からわかるごとく、金型に接する部分の樹状晶はいづれも少なく、特にピン型に接する部分にはほとんどみとめられない。このことは、ピン型の冷却効果が少なく、これに接する部分の凝

(a) Example: Exceedingly microporous.
(b) Example: Slightly microporous.

Photo. 4 Microporosity in fatigue testing specimen by "colour-check" test.

Photo. 5 Example of micro-structure showing casting defects. (microporosity) $\times 100$

Fig. 3 Specimen for fatigue strength test.

Fig. 4 S-N curves for plain specimens. (at room temperature)

(a) Exceedingly microporous. (b) Slightly microporous. (c) Perfect test-piece.

Photo. 6 Degree of casting defects (microporosity) in directional solidification, by "colour-check" test.

Fig. 5 Mould dimensions.

固がみとれていることを示し、前報²⁾における計算結果と傾向は一致する。最も樹状晶が深いのは中型に接する部分であるが、これも数mm程度にすぎない。次に、これらピストン頂部の爆発面に近い部分からFig. 2に示すような引張り試験片を採取し、室温における抗張力・破断伸びを測定した。その結果をTable 2に示す。また比較のため、JIS・H・0321 C 号の金型を用いて鋳造した試験片（以下標準試験片と略称する。）の引張り試験結果をTable 2の下端に示した。なお、ピストンおよび標準試験片は、いずれもTable 3に示すような熱処理（以下これをT-7処理と略称する）をほどこしたものである。これからわかるごとく、実体の強度は標準試験片のそれにくらべて約7割程度に低下している。この原因としては、標準試験片にくらべて実体の凝固速度が低下していること、およびピストンの鋳造欠陥が標準試験片のそれにくらべて非常に多いことが考えられる。

疲労強度についてもほぼ同様なことがいえる。すなわち、疲労試験片は、ピストン頂部の爆発面に近い部分、およびピンボス部から採取し、いずれもFig. 3のごとき寸法に加工した。試験片はいずれも機械加工後05番エメリーペーパーで仕上げをおこなった。また、試験片表面はすべてカラーチェックして欠陥の程度を確認した。その1例をPhoto. 4に示す。欠陥の位置、大きさ、数等は各試験片によりかなり差があつたが、無欠陥の試験片はなかつた。Photo. 4 (a) は欠陥の比較的多いもの、(b) は比較の少ないものの代表例である。Photo. 5にこれらの欠陥の顕微鏡写真の1例を示す。疲労試験は小野式回転曲げ試験機でおこない、室温において10⁷回の繰返しに耐える疲労強度をもとめた。試験結果をFig. 4に示す。ピンボス部および頂部から採取した試験片の疲労強度間に顕著な差がみとめられず、また各試験片の欠陥程度も定量的にあらわすことが困難であつたため、Fig. 4

中にはこれらの区別をせず記入した。従つて、従来の方法で鋳造されたピストンの、頂部およびピンボス部の実体疲労強度は約7~9 kg/mm²と考えられ、その試験片の欠陥程度は、ほぼPhoto. 4 (a)から(b)の範囲にある。また比較のため、標準試験片の疲労強度文献値⁵⁾をFig. 4に示すと実線のごとくになり、ピストン中実の強度が標準試験片にくらべていちじるしく低下していることがわかる。

3. 鋳造方法の改良

2章において述べたごとくピストン全面にわたつて分布している微少な鋳造欠陥を除去するためには、根本的な鋳造方法の改良が必要と思われる。一般に、このように製品全体にわたつて微少な鋳造欠陥が生ずる原因としては、次のことが考えられる。

- (1) 溶湯中の吸蔵ガス量が多く、凝固に際してこれが放出されて、いわゆるピンホールとなることはないか。
- (2) 湯道の設計および注湯速度の不良のため、注湯時に気泡のまきこみ、酸化物のまきこみはないか。
- (3) 金型内での凝固速度が不適当であるため、肉厚部に押湯の供給が悪く、このため微収縮欠陥が生ずることはないか。そこで、以下これらの点につき検討をおこなつて鋳造方法を改良した。

3.1 脱ガス方法

2章において確性試験をおこなつたピストンは、いずれもCl₂脱ガスをおこなつたものである。すなわちZnCl₂微量を添加し、さらにCl₂ガスを数分間吹き込んだ後鎮静させて脱ガス処理を完了していた。この脱ガス効果をしらべるため、Fig. 5に示すごとく、底を鋳鉄金型とし、側面を砂型で作った鋳型中に上記脱ガス処理をほどこした溶湯を注湯し、底の方から1方向凝固させた試料につき欠陥の分布状態を観察した。ただし、鋳型の予熱温度は約100℃とし、注湯温度は700℃とした。Photo. 6に試料の断面カラーチェックの代表例を示す。すなわち同一脱ガス処理をほどこしているにもかかわらず、欠陥の多い試料となる場合と比較的欠陥の少ない試料となる場合があり、一定しないようであつた。実験の結果、上記脱ガス法の場合には、Photo. 6 (a) のような試料が比較的多く、次に(b)が多く、(c)のごとき欠陥の少ないものはごく稀であつた。これは、溶解材料の汚染度および吸蔵ガス量にばらつきがあるため、吸蔵ガス量の多い溶湯の場合には、上記脱ガス処理によつて完全に脱ガスすることができずピンホールを生ずるが、吸蔵ガス量のもとと少ない溶湯の場合には、これによつてかなり脱ガスされ比較的ピンホールの少ないものができるのかも知れない。そこで、脱ガス効果の比較的高いといわれている再溶解脱ガス法⁶⁾を併用して脱ガスした溶湯につき同様の

Fig. 6 Dimension for runner. (before improvement)

Fig. 8 Dimension for runner. (after improvement)

実験をおこなった。すなわち、いつたん溶解した合金を溶解ルツボ中で再び徐々に凝固させ、溶湯中に原子状態で固溶している残留ガスを分子状として析出させる。これを再び急激に加熱すれば、合金は溶解するが分子状に析出したガスは固溶することなく放出され、脱ガス効果がある。次にこの溶湯を Cl_2 脱ガスし、鎮静して脱ガス処理を終る。以上のようにして脱ガス処理をおこなった溶湯につき、さきと同様の方法で試料を鋳造し、カラーエックをおこなった。その結果、再溶解脱ガス法の効果はいちじるしく、大部分が (c) のごとき状態となり、(a) のごとき欠陥の多いものは全体の約10%以下に減少させることができた。ただ、再溶解脱ガス法は工数を増加させ、溶解能力を減少させるので、この点好ましくない。今後は汚染度の少ない材料を用い、また材料保管中の汚染

Fig. 7 Fluid flow in pipe.

Photo. 7 Apparatus of pouring test by lucid replica.

をできるだけ減らして、 Cl_2 脱ガスのみで十分脱ガスできる程度まで溶解材料の汚染度をおさえることが望ましい。

3.2 湯道の改良

アルミニウム合金の溶湯は酸化しやすく、また酸化物の比重が溶湯のそれとほぼ等しいので、一度混入した酸化物は容易に浮上せず、鋳造欠陥となる。従来の鋳造方法においても、湯口は注湯期間中、常に溶湯自由表面よりも下になるよう設計されている。従って、湯口からは新鮮な湯のみ流入し、溶湯表面の酸化物は混入しないはずである。しかし、湯道における流速がいちじるしく速い場合には、金型合せ目から空気が侵入し、このために金型内の湯が酸化されること、あるいはガスを吸収して脱ガス効果を減少させることも考えられる。また、たとえ空気の侵入がなくとも、湯のかく乱により溶湯、金型間の熱伝達係数が増加し、注湯終了時の金型壁温度が上昇するので、金型の冷却能力が低下する。このため、製品表面付近の凝固速度が低下するので強度上好ましくない。従って、静かに（流速を小さく）しかも短時間に注

Fig. 9 Sectioned Piston.

湯することが重要である。

そこで本報においては、プラスチックによる透明鋳型を作り、実体ピストンの鋳造と同じ方法で水を注入した場合の流速および流れの状況を観察した。また流速を小さくするよう湯道の形状を変更した鋳型についても同様の実験をおこなった。以下、前者を旧方案、後者を新方案と略称する。実験装置としては、外型、湯道、掛堰等を無色透明の亚克力樹脂板で作し、中型、ピン型を石こうで作った。流速の観測には、水中に大きさ 1 cm^2 程度の紙片を混入させ、水の流れと共に流動する紙片を連続撮影して、金型各部の流速をもとめた。水を使用した理由は実験が簡便なためである。文献⁷⁾によれば 700°C の AC8A 溶湯の粘性係数はほぼ常温の水のそれに近い。しかし、表面張力、比重、鋳型表面とのなじみ具合等が異なり、細部にわたって流れが相似であるとはいいがたい。⁸⁾ また水中に混入した紙片と水の相対速度のことも厳密には考えなければならないが、今回は新旧方案による流速のおおよその見当をつけることを目的とし、これらの影響を無視した。

旧方案における湯道の形状を Fig. 6 に、また透明鋳型による実験の状況を Photo. 7 に示す。旧方案において注湯時間を 17, 20, 25 sec, と変えて注湯状況を観察した。その結果、17 sec では湯口付近に気泡の発生がみとめられた。透明鋳型はすべて接着剤で接着しており、空気の入侵経路はないはずであるが、このときまたま接着部に亀裂を生じていたものか、あるいはキャピテーションによる気泡であつたのかあきらかでない。湯口から湯道にかけての流速は速く、注湯時間 25 sec の場合においても、湯道における最大流速は 120 cm/sec となり、その水勢のため注湯終了後もしばらく鋳型内全体の湯がかく乱されている。実際のピストン鋳造金型は外型が 2 分割されており、その合せ目から空気の入侵が考えられる。また湯口と掛堰の間でも同様のことが考えられる。そこ

で、この点につき概略の検討をおこなった。すなわち Fig. 7 に示すごとき流れを考え、摩擦その他の損失がないと仮定すれば、任意の点 A の圧力水頭は、

$$\frac{P}{\gamma} = H - h - \frac{V^2}{2g} \dots\dots\dots (1)$$

ここに P ; A 点における静水圧 (kg/m^2)

V ; 流速 m/s

h ; A 点の水頭 m

γ ; 流体の単位体積の重量 kg/m^3

g ; 重力の加速度 $= 9.80\text{ m/sec}^2$

H ; 全水頭 m

で計算される。ここで $P/\gamma > 0$ ののみ空気を吸いこむまず、 $P/\gamma < 0$ の場合のみ空気を吸い込む。 $V = 1.2\text{ m/s}$ として $V^2/2g$ を計算した結果、 $V^2/2g = 0.074\text{ m}$ となった。すなわち、掛堰の湯面から 0.074 cm 以内にある金型合せ目からは、溶湯の注湯に際して空気を吸いこみ、これが溶湯中にまきこまれるおそれがある。ゆえに、注湯時の流速をできるだけ減らすために、次のように湯道を改造した。

(1) 湯口径を $30\text{ mm } \phi$ から $50\text{ mm } \phi$ に増加した。

なぜならば、25 sec 間に全溶湯が湯口を通過するものとして平均流速を計算すると、約 94 cm/sec となり、これは実測最大流速 120 cm/sec にかなり近い。すなわち、湯口径の小さいことが流速を高めている一つの理由と考えられるので、このような改造をおこなった。

(2) 湯道における扇形のわん曲度をできるだけ緩やかにした。

(3) 湯道幅は、扇形内側（曲率半径の小さい所）で 50 mm 、外側で 20 mm にそれぞれ増加し、湯道断面を Fig. 8 に示すごとく梯形断面とした。これは次の理由による。すなわち旧方案において観察の結果、湯道の最大流速は曲率半径の最も大きい外周部に生じ、内側にゆくに従って流速が低下し、曲率半径の小さい内側半分ではほとんど湯が流れないことがわかった。またこの状態が注湯開始から終了まで続くため、注湯後半においても、湯口から流入した高温の湯は、湯道の外側を通過して金型の最底部に流入し、すでに型内に流入していた湯とはげしく混合し型内を流動しながら型の上層部を充填して行くようである。このため、金型底部の肉厚の厚い部分（ピストン頂部に相当する部分）は常に新しい高温の湯が流入し、逆に金型上部および押湯部には型内を流動して温度の低下した湯が流入することになる。一方、このような円筒形の鋳物においては、注湯終了時に底部の溶湯温度が低く、上層部の温度を高くして、底部から凝固させることが望ましい。旧方案の

Fig. 10. Dimensions for test moulds with water-jackets.

Ⓐ Pouring cavity Ⓑ Permanent mould

Fig. 11 Experimental results of solidification rate, with test mould (a) shown in Fig. 10.

湯道においては曲率半径が小さく、特に内側の曲率半径がいちじるしく小さく、しかもほとんど直角にまがっているため、内側の流動抵抗が大きすぎてこの部分を溶湯が流れないものと思われる。ゆえに、内側の流動抵抗をできるだけ小さくするため、上記(2)(3)の対策をおこなった。

このような対策をほどこした新方案の湯道の形状はFig. 8のようになる。新方案湯道において、旧方案と同様の実験をおこなった結果、注湯時間17 secの場合にも気泡の発生はみられず、流速もいちじるしく低下した。注湯時間25 secの場合、最大流速は50~60 cm/secとなり、旧方案にくらべて半減している。また、(1)式を用いて計算した $V^2/2g$ は1.8 cm となつた。一方、新方案では、湯口の位置が掛堰内の湯面から1.8 cm 以内となることはないよう設計されているので、金型合せ目においては常に $P/r > 0$ となり空気のみき込みはないと考えられる。また型内への流入状況を観察した結果、注湯の初期には湯道の外側を通して底部に湯が流入するが、順次湯道の内側を通して流入する湯の量が増加し、新しい高温の湯が上層部および押湯内に直接入るようすが観察され

た。これは、金型底部に湯が充満してくると、湯道外側を通して流入する湯はさきに流入した湯をおしあげながら金型底部に流入しなければならず、このため湯道外側の流動抵抗が内側よりも増加するためと思われる。すなわち、湯道内側の幅を増加し、曲率半径を大きくして、内側の流動抵抗を減少させた効果が顕著であつた。

3.3 金型の水冷

前報²⁾において、ピン穴内面の鑄造欠陥を防止するには、ピン型を水冷することが最も有効であることを述べた。また、アルミニウム合金は熱伝導率がよいため、ピン穴に限らず凝固速度のおそい部分では、液相線と固相線の間かくが大きく開き、粘度の高い半凝固層が厚くなるので、この部分に存在する湯中のガスは凝固に際して逃げ場を失い内部にとじこめられる危険が大となる。またこのような部分は、粘度が高くなるに従い押湯の効果も受けがたくなり微収縮欠陥を生じやすい。これを防止するには凝固速度を高めて膜状凝固に近づける必要のあることを述べた。以上の結果にもとづき、本報においては、凝固速度を高めるために、金型の主要部を水冷することを考えた。すなわち、頂部上面、圧縮リング溝、ピンボス部、などは運転中大きい応力をうける所であるため、これらの部分は凝固速度を高めることにより、欠陥を除去する必要がある。また、ピストンのごとき複雑な形状の铸件では引け巣を完全に製品外に押し出すことは困難であるため、引け巣を強度上安全な部分におい込むことが望ましい。引け巣をおい込む場所としては、ピストンの肩隅部、すなわちFig. 9のA点付近が適当と思われる。この部分は、運転中大きい応力も受けず、また、熱の流れからいっても頂部上面から流入した熱の大部分がFig. 9の矢印のごとき経路でシリンダーに逃げるので、この点から考えても好都合である。Fig. 9で/////印をほどこした部分(頂部上面、圧縮リング溝部)に接す

Table 4 Experimental results of solidification rate, with test mould (b) and (c) shown in Fig. 10.

	No. of experiment	Experimental condition					Experimental results	
		Pouring Temp. (°C)	Mould Temp. (°C)	Cooling water Temp. (°C)	Feed rate of cooling water (ton/hr)	Method	Time after pouring (sec)	Thickness of solidifying part (mm)
Test mould (b) in Fig. 10	1	730	30	30	1.0	Cooling water; started before the pouring	20	3.5
	2	700	30	62	1.0	Cooling water; started as pouring completed	60	12
	3	720	110	70	2.0	"	60	14
	4	730	103	78	2.5	"	21	3.8
	5	730	103	75	2.5	"	120	30
Test mould (c) in Fig. 10	6	700	30	30	1.0	Cooling water; started before the pouring	20	12
	7	700	30	30	1.0	"	49	30
	8	700	87	30	1.0	Cooling water; started after the pouring, and after 16 sec. cooling Velocity was enlarged.	20	18
	9	680	130	30	2.5	Cooling water; started 16sec. past pouring.	48	30
	10	700	100	30	2.5	Cooling water; started as pouring completed.	45	30

Fig. 12 Results of solidification rate, with test mould (b) and (c) shown in Fig. 10.

る金型を水冷して、この部分の凝固速度を高めれば、最終凝固位置はほぼA点の付近となり、この部分に引け巣がおい込まれるものと思われる。以上のことから考えて、今回は外型の圧縮リング位置に相当する部分、およびピン型、底型にそれぞれ冷却水室をもうけて水冷をおこなうこととした。

次に、これら金型を水冷した場合の凝固速度をもとめるため、2, 3の模型実験をおこなった。模型金型の形状としては、平板、円筒の2種類とし、円筒の場合は外側から水冷した場合と内側から水冷した場合の二通りに

つき実験をおこなった。平板金型はピストン製造時の底型を想定したものであり、円筒金型を外側および内側から水冷したものは、それぞれピストン金型の外型およびピン型を想定したものである。これら3種類の模型金型で実験をおこなった理由は次による。すなわち、金型製造においては、凝固層と金型表面間にエア・ギャップが存在し、これが凝固速度をおくらせると考えられている⁹⁾。このエア・ギャップは金型および凝固層の熱変形の差により生ずるものと考えられており、従つて金型が平板の場合、円筒で内側から水冷した場合、あるいは外側から水冷した場合などその金型形状、収縮方向によりエア・ギャップの量が異なることが予想される。ゆえにこれら3種類の模型金型による実験から、ピストン製造金型の各部を水冷した場合の水冷条件と凝固速度の関係をもとめた。

Fig. 10にこれら模型金型の形状の概略を示す。平板金型はFig. 10(a)のごとく50×90×6 tの金型を厚さ1 mmの鉄板製樋の中にはめこみ、金型下面が直接冷却水に接するようにした。金型、樋間は銀ローにより固定し、金型の側壁をイソライトレンガで囲み、その高さ170mmまで注湯した。(b), (c)に示した円筒金型については、それぞれ注湯量が同じなら、内外径および高さの等しい中空円筒が製造できるよう製作し、中空円筒の肉厚を30mmとした。以上の金型はいずれもSS-41材を使用した。凝固速度の測定には、平板金型の場合は探針法²⁾を用い、円筒金型の場合は反転法²⁾により測定した。冷却水は1馬力のポンプにて循環送水し、溶湯注湯温度は700~730°Cの範囲にほぼ一定に保った。また円筒金型においては、金型予熱温度を常温および100°Cの2通り、冷却水量を2.5 ton/hrおよび1 ton/hrとし、注水開始時期を二、三変えた場合の凝固速度をそれぞれ測定した。

Table 5 Population of microcavity (microporosity)
(after improvement).

	Dia. of micro cavity (mm)	No.1 piston	No.2 piston	No.3 piston	No.4 piston
Part A in Fig.10	>0.5	0	0	0	0
	0.2 ~0.5	0	0	0	0
	0.05~0.2	0	0	0	0
A'	>0.5	0	0	0	0
	0.2 ~0.5	0	0	0	0
	0.05~0.2	0	1	0	0
B	>0.5	0	0	0	0
	0.2 ~0.5	2	1	0	0
	0.05~0.2	12	11	3	10
C	>0.5	0	0	0	0
	0.2 ~0.5	0	0	0	1
	0.05~0.2	11	14	2	8
C'	>0.5	0	0	0	0
	0.2 ~0.5	0	2	0	0
	0.05~0.2	5	12	1	6

Photo. 9 Casting defect of piston by "colour-check"
test. (after improvement)

平板金型の実験結果を Fig. 11 に、円筒金型のそれを Table 4 に示す。平板金型においては、金型および冷却水の温度を常温とし、冷却水量を 2.5 ton/hr 一定として、これを通し始める時期のみを変えた。Fig. 11 の黒丸印は注湯以前から冷却水を流した場合、白丸印は鑄込み終了直後に冷却水を通し始めた場合である。同図からわかるごとく凝固層 5 mm までは両者の凝固速度に差があるが、それ以後は凝固曲線がほぼ平行しており凝固速度も等しい。凝固層 5 mm までの凝固速度の差は実際にそれだけの差があるのか、あるいは注湯時間の差および注

Photo. 8 Piston surface by "colour check" test.
(after improvement)

湯終了時の溶湯の流動程度の相違などによる誤差なのか、今のところあきらかではない。Fig. 11 の結果と前報²⁾における計算結果を比較してわかるごとく、金型・冷却水間の熱伝達係数 α_1 、金型・凝固層間の熱伝達係数 α_2 は、この場合も前報²⁾の場合と同じく $\alpha_1 \cong 8000 \text{ kcal/m}^2 \text{ hr}^\circ\text{C}$ 、 $\alpha_2 \cong 2000 \text{ kcal/m}^2 \text{ hr}^\circ\text{C}$ 程度と考えられる。次に円筒金型の場合についても、金型壁の温度を実測し、前報²⁾と同様電気アナログによる計算結果と比較することによって α_1 、 α_2 をもとめた。すなわち冷却水に接する金型壁温度および凝固速度の実測値が電気アナログによる計算結果と一致するよう α_1 、 α_2 をもとめた。

この結果、円筒の外型水冷の場合、 $\alpha_1 \cong 9000 \text{ kcal/m}^2 \text{ hr}^\circ\text{C}$ 、 $\alpha_2 \cong 3000 \text{ kcal/m}^2 \text{ hr}^\circ\text{C}$ となり、中型水冷の場合 $\alpha_1 \cong 8000 \text{ kcal/m}^2 \text{ hr}^\circ\text{C}$ 、 $\alpha_2 \cong 9000 \text{ kcal/m}^2 \text{ hr}^\circ\text{C}$ となつた。電気アナログ計算結果を示すと Fig. 12 の点線のごとくなり、Table 4 の実測値を併記すると同図中の黒丸および実線のようになる。Fig. 12 から今一ついえることは、冷却水の流量、温度、金型予熱温度、および冷却水を通し始める時期は本実験の範囲においては凝固速度にそれほど大きな影響を与えないと考えられる。しかし一方、金型に接する鑄肌の出来栄について考えると、金型温度が室温の場合よりも 100°C の場合の方が鑄肌がなめらかである。また鑄込み以前から金型内に冷却水を通した場合も鑄肌が荒く、あばたを生じている。逆に鑄込み後ある時間 (10~20 sec 前後) をおいて金型に冷却水を通した場合、鑄肌に挫屈したと思える細い亀甲状のしわが無数に発生しており、実用上不都合とおもわれる。従つて、ピストン鑄造に際しては、水冷部の金型予熱温度を 100°C 前後とし、冷却水は各金型の水冷部に溶湯が接触した直後に通すのが妥当と考えられる。

金型水冷部の凝固速度をさらに高めるためには、 α_2 を大きくすることが最も有効であるが、 α_2 はエア・ギャツ

Photo. 10 Macro-structures of vertical section of piston. (after improvement)

プに関係があり、種々の因子に影響されて複雑である。そこでこの点については今後の検討にゆづり、今回は金型に冷却水室をもうけ、上記方法に従って水冷をおこなうのみとした。各部の水冷開始時期は、前節のプラスチック透明鋳型による湯流れの実験において、各場所に浴

湯が到達する時間を測定しておき、その時間に合せた。

4. 改良された方法により鋳造したピストンの確性試験

4.1 ピストン体の外観

3章に述べたとき改良をおこなった方法によりピストンを鋳造し、外周、ピン穴を仕上加工後、カラーチエツクして欠陥の状況を調査した。その1例をPhoto. 8に示す。Photo. 8からもわかるごとく、外周の欠陥は従来のものに比べていちじるしく減少しており、改良の効果は顕著であつた。Table 1と同様、ピストンをA, A', B, C, C' の5区間に分け、各々の区間における欠陥の数および大きさをもとめた結果をTable 5に示す。Table 1と比較してわかるごとく、欠陥がいちじるしく減少している。特に、ピン穴の区間Aでは、Table 5に示した4個のピストンの場合、カラーチエツクによるも全く欠陥が検出できなかった。ただわずかに区間A'において、No. 2 ピストンに1個検出された程度である。この傾向は他のピストンについても同様で、改良後はほとんど全ピストンが区間Aについて無欠陥であつた。B, C, C' 区間においても0.5mm以上の欠陥は全くなく、0.2mm～0.5mmのものも数個程度にすぎない。またこれらの欠陥は、従来の場合と同様、押湯部を切断した位置に多い。

- (a) Position A in Fig. 13
(Piston-crown after improvement)
- (b) Position B in Fig. 13
(Piston-pin boss after improvement)
- (c) Position C in Fig. 13
(Piston skirt after improvement)
- (d) Position A in Fig. 13
(Piston crown before improvement)
- (e) Position B in Fig. 13
(Piston-pin boss before improvement)

Photo. 11 Micro-structures of piston (×100)

Table 6 Mechanical properties of piston crowns, after improvement.

	Specimen of JIS.H0321 C (at Room Temp.)			Piston Crown (at Room Temp.)					Piston Crown (at 300°C)			
	σ_B (kg/mm ²)	H_B (kg/mm ²)	φ (%)	σ_B (kg/mm ²)	$\sigma_{0.2}$ (kg/mm ²)	φ (%)	H_B (kg/mm ²)	E (kg/mm ²)	σ_B (kg/mm ²)	$\sigma_{0.2}$ (kg/mm ²)	φ (%)	E kg/mm ²
No. 1 piston	30	128	1.0	28	28	0.6	104~109	8100	11	10	2.4	4680
No. 2 "	30	125	1.0	29	28	0.7	104~109	8070	11	9	3.0	4500
No. 3 "	29	115	1.0	30	28	0.6	—	8030	11	10	3.0	4600
No. 4 "	33	134	1.0	30	28	0.5	—	8100	10	9	2.0	4800
Imported piston (M. Co. made)				24~29	22	0.7~1.4	100~104	8100	9	6	6.0	4300

σ_B : Tensile strength
 φ : Elongation
 H_B : Brinell Hardness

$\sigma_{0.2}$: 0.2% proof strength
E: Young's modulus

Fig. 13 Positions of micro-photographic specimen.

4.2 内部欠陥および組織

ピストン断面のカラーチエツクの一 例を Photo. 9 に示す。これからわかるごとく、従来のピストンにおいて縦断面全体に点在していた微少な欠陥は非常に少くなり、改良の効果が顕著である。とくに、金型水冷をおこなった頂部上半分（爆発面側）、圧縮リング溝部、ピンボス部において、金型との接触面から15~20mm内側までの範囲はまったく無欠陥と思われる。また、当初の予想通り、頂部平板と円筒部の付根、すなわち、肩隅部に肉視可能なやや大きい引き巣が見られる。ただ、この引き巣の位置が当初の計画よりもやや頂部によっているが、この程度であれば、ほぼ満足される。

つぎに同じ断面の肉眼組織を Photo. 10 に示す。金型水冷をおこなった部分の樹状晶はいちじるしく発達しており、これからも金型水冷の効果がうかがわれる。頂部上面では表面から約 8 mm 程度が樹状晶となっており、内部に移行するにしたがい多面体結晶に変化している。中型との接触面においても、樹状晶は10mm程度発達しているが、10~12mm付近から急激に結晶が粗大化し、肩隅部のひけ巣位置などから考えると、中型接触面から12~13mm程度のところが最終凝固位置になっているものと思われる。圧縮リング溝部の樹状晶もかなり長く、

(a) Specimen of piston-pin bosses

(b) Specimen of piston crown

Fig. 14 Form and dimensions of specimens.

表面から 8 ~ 10 mm 程度あるので、リング溝底はほぼ樹状晶の終端位置と一致する。

ピンボス部の組織は、湯口に近い方のピンボス部（湯口側と略称）と遠い方（副押湯側と略称）とで若干異なっている。すなわち、湯口側の樹状晶および多面体的結晶はいずれも副押湯側にくらべて大きく、また樹状晶の深さは約10~15mmもあつて、副押湯側の約 2 倍程度ある。これは、注湯終了時における溶湯温度に原因するものと考えられる。すなわち、改良された鑄造方法においては、湯道の改良によって比較的静かに溶湯が流入するので、湯口から遠い副押湯側のボス部に到達した溶湯の温度は、湯口側ボス部のそれにくらべてかなり低下している。ゆえにピン型水冷開始後まもなくその周辺の溶湯は共晶温度（約 570 °C）に達し、到るところに結晶核を成生し、微細な多面体的結晶となる。しかし湯口側ボス部では溶湯温度がかなり高く、水冷開始後金型表面付近の溶湯はすぐ共晶温度になるが、肉厚中央部では共晶温も深く、また結晶自や時間を要するため、樹状晶の深さ度にも到達するのにや体も大きく発達したものと思われる。スカート部付近は微細な多面体的結晶となっていた。

Fig. 15 S-N Curves for plain specimens of piston-pin bosses. (at room temperature)

Fig. 16 S-N curves for plain specimens of piston crown. (at room temperature)

次に Fig. 13 に示すような A, B, C 点の顕微鏡組織の代表例を示すと Photo. 11 (a)~(c) のごとくである。また従来の方法で鋳造されたピストンの顕微鏡組織を参考のために示すと, Photo. 11 (d) (e) のようになる。これらはいずれも (a) (b) とほぼ同じ位置から採取したものである。両者を比較してわかるごとく, 改良された鋳造方法によるピストンでは 初晶 Si が多少みとめられるが, いずれも微細である。また Al 初晶は全くみとめられず, 共晶 Si が均等に分布している。これに反し, 従来のものは初晶 Si がほとんどなく, かなり大きい初晶 Al がみとめられる。共晶 Si は共に針状であるが, いずれもかなり微細化されている。

4.3 ピストン実体の機械的性質

ピストンはすべて Table 2 に示したごとく T-7 処理をほどこしてある。まず, 機械的性質として, ピストン頂部から採取した試験片について, 抗張力, 降伏応力 (0.2 %耐力), 破断伸び, ヤング率および硬度を測定した。試

Fig. 17 S-N curves for plain specimens of piston crown. (at 300°C)

験片形状は Fig. 2 と同様のものである。破断伸びおよびヤング率はマルテンス鏡装置を用いて測定し, 実験は室温および 300°C において行なった。300°C の実験においては, 試験機に電気炉を取付け, その中に試験片をセットし, 試験片の温度が 300°C になってから 40 分後に実験を始め, 実験開始から約 20 分で実験を終了するごとくした。温度は, 自動温度調節器で一定温度に保ち, 伸び測定には, 装置を電気炉の外にとりつけられるようなジグを用いて行なった。実験結果を Table 6 に示す。また比較のためピストンと同時に鋳造した JIS H 0321 C 号規格の金型による標準試験片の値も Table 6 に付記した。標準試験片もピストン実体と同様 T-7 処理をほどこしてある。Table 6 からわかるごとく, 機械的性質, 特に抗張力は従来のものに比べてかなり高くなり, 標準試験片の強度にほぼ近づいている。また比較のため, M 社製の輸入鋳造ピストン (AC 8 A 相当, 熱処理条件不明) を同様の方法で確性試験をおこなった結果を Table 6 の下段に記入した。このことから, 改良された方法により鋳造したピストンの機械的性質は M 社製ピストンよりもやや高い値を示していることがわかる。次に頂部およびボス部の疲労強度をもとめた。実験は, ボス部から採取したものについては室温で, 頂部から採取したものについては室温および 300°C でおこなった。試験機は小野式回転曲げ疲労試験機を用いて 10⁷ 回の繰返しに耐える疲労強度をもとめた。試験片寸法を Fig. 14 に示す。Fig. 14 の (a) はボス部から採取した試験片を, (b) は頂部から採取した試験片を示す。頂部の試験片はできるだけ頂部爆発面に近い所から採取し, ボス部の試験片はできるだけピン穴内面に近ずけて採取した。これら試験片はいずれも機械加工後 05 番エメリーペーパーで仕上を行ない, カラーエツクによって欠陥の程度を確認した。その結果, これらの試験片は, ボス部から採取した試験片数本にごくわずかの欠陥が 1 ~ 2 点みとめられたのみで, 他はすべて無欠陥であった。ボス部疲労強度の実験結果を Fig. 15 に, 頂部の室温および 300°C における疲労強度の

実験結果を Fig. 16, Fig. 17 に示す。実験の結果、各ピストン間の疲労強度にほとんど差をみとめなかつたので、図中には改良された方法により鑄造したピストンのデータ者をすべて黒丸印で記入してある。ただし黒丸印はカラーチエツクで無欠陥のもの、×印はカラーチエツクで欠陥の検出された試験片の値である。また比較に便するため標準試験片の疲労強度文献値⁵⁾ (T-6 処理をおこなつたもの) を実線で記入し、また筆者等のおこなつたM社製輸入鑄造ピストンの疲労強度実測値をあわせて記入した。改良された方法により鑄造したピストンの疲労強度はややばらついており、S-N 曲線がこのままでは明確に画けないが、無欠陥材の室温における疲労強度はボス部、頂部共 12kg/mm^2 以上は期待できる。Stair-case 法¹⁰⁾により、これらの結果から平均疲労強度を計算した結果、ボス部の室温における平均疲労強度は約 13.3kg/mm^2 頂部では、室温の場合約 13kg/mm^2 、 300°C では約 4.3kg/mm^2 となつた。この値は標準試験片の疲労強度文献値とほぼ同等の値であり、M社製の輸入鑄造ピストンよりはかなり高く、改良の効果が顕著であつた。実際に製品としてピストンを出す場合、ボス部はカラーチエツクをおこなつて表面に欠陥のあるものは不合格とするので、製品として使用されるピストンのピンボス部は Fig. 15 の黒丸印程度の強度を有するものと考えてさしつかえない。

以上述べたごとく、改良された鑄造方法によるピストンの疲労強度は、従来のピストンにくらべて非常に高い値を示した。この原因としては、i) 凝固速度を早めたこと、ii) 鑄造欠陥を除去したことが考えられる。このどちらが主原因であるか、現在のところ明確にはわからないが、次に述べるごとく理由から、鑄造欠陥を除去したことがその主原因ではないかと思われる。

(1) 一般に凝固速度が早くなれば金属の結晶粒度は微細となり、強度は強くなる。改良された鑄造方法によるピストンの頂部およびボス部は、従来のものにくらべて凝固速度が早くなっており、このために疲労強度が高くなつたことも考えられる。筆者などは別の研究において、AC8A アルミニウム合金を約 0.7mm/sec および 0.2mm/sec の凝固速度で鑄造し、これらを T-7 処理した場合の疲労強度をもとめた⁴⁾。その結果によれば、試験片が無欠陥であつた場合、平均疲労強度 (10^7 回繰返し) はそれぞれ 13kg/mm^2 および 12kg/mm^2 でその差はわずかし認められなかつた。ただ、 0.2mm/sec のものは無欠陥材を鑄造することが非常に困難であり、無欠陥材 (カラーチエツクによる) の疲労強度もかなりばらついていた。このことから、凝固速度がおそくても無欠陥材であればその疲労強度はかなり高いが、しかし凝固速度がおそい場合には無欠陥材

を鑄造することが非常に困難なことがわかる。

一方、ピストン頂部およびピンボス部の凝固速度は、現在の所明確にはわからないが、改良された鑄造方法の場合、Fig. 11, 12 から考えて 0.7mm/sec を大幅に越えることはない。また従来のピストン頂部における凝固速度も、前報²⁾ の Fig. 18 などから考えて 0.2mm/sec を大幅に下回ることはないと考えられる。従つて従来のピストンにおいても、凝固速度を高めることなく鑄造欠陥を除去することができたと仮定すれば、その疲労強度は 12kg/mm^2 程度は期待できようである。しかし実際の疲労強度は Fig. 4 に示したごとく $7\sim 9\text{kg/mm}^2$ しかない。これは、従来のピストンにおいては凝固速度がおそいので鑄造欠陥を除去することができず、これによる応力集中のため疲労強度が低下したものと思われる。

(2) AC8A アルミニウム合金の疲労強度が、鑄造欠陥のため、無欠陥材の $60\sim 70\%$ 程度に低下することは十分考えられる⁴⁾。また Fig. 15 からわかるごとく、無欠陥材の疲労強度 (・印) にくらべて、ごく小さな欠陥を有する試験片の疲労強度 (×印：顕微鏡検査の結果、欠陥の直径は約 $5/100\text{mm}$ 程度であつた。) が約 85% に低下している。このことから考えても、 0.1mm 以上の欠陥を有する場合には、疲労強度が 70% 前後に低下することが十分推量できる。

以上のことから考えて、疲労強度向上の主原因は、凝固速度の向上による結晶の微細化ではなく、鑄造欠陥の除去にあることがわかる。

次に、以上のようなピストンの改良 (欠陥の除去) は、脱ガス方法の改良、湯道の改良、金型水冷、の三つの要因が同時に作用した結果達成されたものである。脱ガス法および湯道の改良は微収縮欠陥の除去法として従来一般によく用いられているが、金型水冷もこれらの方法におとらず有効であると思われる。すなわちさきにも述べたごとく、 0.2mm/sec の凝固速度においては簡単な形状の試験片においても無欠陥材を鑄造することがかなり困難であつたことを考えれば、ピストンの欠陥を除去する上において金型水冷の効果はかなり大きいものと思われる。ただ、鑄造欠陥を除去するためにこれら三者のうちどれが最も有効であるか、各々の効果を知ることが重要であるが、今回はこの点を確認するまでには至らなかつた。この点に関しては今後検討したい。

5. 結 言

以上えられた結果を要約すると次のようになる。従来の鑄造方法によつて鑄造された大型の AC8A アルミニウム合金製ピストンは、その表面、および断面内に多くの微収縮欠陥を有し、その室温における 10^7 回疲労強度

は約7~9 kg/mm²である。これは JIS 規格の標準試験片の疲労強度13 kg/mm²にくらべて非常に低い。そこでこの微収縮欠陥を除去し、疲労強度の高いピストンを作るため、次のごとく鑄造方法を改良した。

(1) 溶湯の脱ガス処理法として、再溶解脱ガス法に Cl₂ 脱ガス法を併用した。その効果については、一方向凝固させた試料につき欠陥の分布状態を比較した結果、Cl₂ 脱ガスのみの場合にくらべていちじるしく効果のあることを確認した。

(2) プラスチック透明鑄型による流水模型実験をおこない、従来の扇形湯道を改良した。この結果、注湯時の流速はほぼ半減し、空気および酸化物まきこみの危険を無くした。またこの湯道によれば、注湯終了時に金型底部に低温の溶湯を、上層部および押湯部に高温の溶湯を充たすことができるものと思われる。

(3) 各部の凝固速度を適正にし、また凝固速度を高めて欠陥を除去するため、前報²⁾の結論に従って外型の一部および底型、ピン型を水冷した。また模型金型による実験から適正な水冷条件およびその場合の凝固速度を見出した。

以上のごとき改良をおこなつて AC 8 A アルミニウム合金ピストンを鑄造し、その確性試験をおこなつた。その結果、改良された方法により鑄造されたピストンの主要部、すなわち、圧縮リング溝部、頂部上面、ピンボス部付近はほぼ無欠陥であることがわかつた。またこれらの部分の強度は、室温における10⁷回疲労強度が約12 kg/mm²以上であり、300°Cにおける疲労強度が4.3 kg/mm²であつた。この値は AC 8 A 鑄造合金としては最高の強度に近いと思われる。検討の結果、このように高い疲労強度がえられた主原因は、凝固速度を高めたため結晶粒度が微細化されたことではなく、ピストン全体に存在していた微収縮欠陥をほぼ完全に除去しえたことが主原因

と考えられた。またこのように微収縮欠陥を除去しえたのは、(1)~(3)項に述べたごとき改良、すなわち脱ガス方法、湯道の改良および金型水冷の効果が総合された結果と考えられる。ただ今回は、これら三者のうちどれが最も有効であつたか、各々の効果を分離するまでには到らなかった。

最後に、本研究にあたり終始御指導を頂いた当工場原料部池田部長、第1研究課飯島課長、第2研究課小材課長、鑄造課行元課長、ならびに御協力を頂いた鑄造課の関係各位に厚く御礼申し上げる。また鑄造実験には第2研究課鬼武、第1研究課下岡の諸氏に御協力を頂き、林料試験に関しては第1研究課小林氏に御協力頂いた。ここに厚く感謝する。

参 考 文 献

- 1) 船舶軽金属委員会：船舶軽金属委員会記録 (1960-5) 151
- 2) 伊藤；軽金属 14 1 (No. 63) 13 (1964-1)
- 3) 日本鑄物協会編；鑄物便覧 997 (昭和36-4丸善)
- 4) 未発表
- 5) アルミニウム鑄物委員会編；アルミニウム合金鑄物 153 (昭和33-10軽金属協会)
- 6) Kaiser Aluminum & Chemical Co.；アルミニウム合金鑄物 65 (昭和35-12 軽金属協会) (森永、大日方、大平 中村共訳)
- 7) 千々岩；鑄物の湯の流れと押湯 214 (昭和33 誠文堂新光社)
- 8) 佐々木、岡本、千葉；鑄物 33 3 (別冊) 170 (昭和36-3)
- 9) V. Paschkis；Trans. A.S.M. 38 117~147 (1947)
- 10) W. T. Dixon, A. M. Mood；Journal. Amer. Statist. Ass., 43 241, 109 (1948)