研究論文

Al-12%Si 合金鋳物の熱衝撃性に及ぼす Cu および Mg の影響*

大内 宏**・金山 幸雄**・入澤 毅**

Influence of Cu, Mg contents on cyclic thermal shock properties of Al-12%Si alloy castings*

Hiroshi OHUCHI**, Yukio KANAYAMA** and Tsuyoshi IRISAWA**

Al-Si-X alloy castings are generally used for the parts subjected in thermal environment; for example, automobile engine's piston and cylinder. One of desirable properties for such parts is the littleness of thermal deformation (contour change and surface cracking). In this study, the effect of Cu, Mg contents on cyclic thermal shock (T/S) properties of Al-12% Si alloy castings is investigated from viewpoints of plastic deformation and microstructure. Specimens were subjected under cyclic T/S of rapid cooling in ice water to 500 cycles, and the changes of deformation and specific gravity were measured every 100 cycles. The main result obtained in this study is that about 1% addition of Cu or Mg contributes the cyclic T/S improvement.

Keywords: cyclic thermal shock, Al-12%Si-Cu, Mg alloy castings, surface cracking, rapid cooling in iced water, plastic deformation

(Received June 28, 1995)

1. 緒 言

Al-Si 系合金は、例えば、自動車エンジンのピストンやシリンダヘッドなどの、熱的に苛酷な条件下の部品に使用され、熱衝撃 (Thermal shock, 以後 T/S と省略す)¹⁾によってそれらにひずみや亀裂が発生する^{2),3)}ことが報告されている。

著者の一部は、以前より Al-Si 過共晶合金の熱衝撃性について研究^{4),5)}を行ってきたが、その中で、耐熱衝撃性を改善するには、熱膨張量を小さくするけい素 (Si) 量を過共晶組成の 25~30% と特に多くし、さらに亀裂の発生を防ぐために初晶 Si 結晶粒を微細化し、また銅 (Cu) およびマグネシウム (Mg) の添加量をできる限り少なくする方がよいことを報告してきた。しかし、現在エンジンのピストンに使用されている合金は Table 1 に示す共晶組成の JIS AC8A が主であり、その組成は Al-(12%)Si 共晶合金に Cu, Mg および Ni を添加したものである。そこで、本系合金の熱衝撃性に着目し、まず手初めに Al-(12%)Si 合金に Cu および Mg を単独に添加したときの熱衝撃性を調査することにした。

2. 実験方法

2.1 試片の作製

試片には 99.99% 以上の Al, Si, Cu および Mg 地金を

Table 1 Chemical compositions of specimens and JIS AC8A (mass%)

Al-Si-Cu alloys			Al-Si-Mg alloys		
T.P. No.	Si(%)	Cu(%)	T.P. No.	Si(%)	Mg(%)
C1	12.1	0.00	M1	12.1	0.00
C2	12.1	0.24	M2	12.8	0.37
C3	11.7	0.46	M3	12.6	0.80
C4	12.0	1.05	M4	12.6	1.06
C5	11.9	1.45	M5	12.8	2.20
C6	11.5	2.68	M6	12.7	3.46

JIS AC8A	Si	Cu	Mg	Ni	Al
	11.0~13.0	0.8~1.3	0.7~1.3	0.8~1.5	bal.

用い、最高加熱温度を液相線より上 200 K とし、Al-Si 合金を溶解後、あらかじめ溶製した Al-10%Cu および Al-10%Mg 母合金をそれぞれ所定量添加し Table 1 に示す Cu, Mg 量の組成に調整した。ついで石英管で高純度アルゴンガス (Ar) を溶湯中に注入して脱ガスし、液相線上 150 K で $\phi 28$ mm × 高さ 300 mm の下注ぎ鋼製金型にそれぞれ鋳造した。得られた丸棒は、 $\phi 23$ mm × 高さ 23 mm の円柱状に機械加工して熱衝撃試片とした。

* 軽金属学会第 87 回秋期大会 (平成 6 年 11 月) で発表。

** 大阪産業大学工学部 (大東市)。Faculty of engineering, Osaka Sangyo University (Daito-shi, Osaka)。

2.2 熱衝撃試験法

例えば、通常のエンジンが受けるような熱衝撃を繰返し付与しても容易には変形や亀裂が発生しないため、試片を無拘束の状態にして鋼製支持台に載せて、大気中にて加熱した電気抵抗炉中に装入し、共晶温度近くの772 Kで0.9 ks間加熱した後、これを迅速に取出して試片のみを大容量の水水中に投入して急冷する方法を採用した。なお、試片を炉中に装入すると炉温は低下し、この回復には少なくとも0.9 ks間必要とするため、炉中の保持時間は1.8 ks間とした。

試片は大きいほど熱衝撃の影響が容易に、かつ明瞭に現れるが、鋳造時に鋳巣が発生しやすく、健全な鋳物の製造が困難である。一方、試片が小さい場合、熱衝撃の影響は幾分現れにくい、欠陥は少なく鋳物の製造が容易であり、また、試片を一度に多く試験できることから、比較的寸法の小さな $\phi 23$ mm×高さ23 mmの円柱状試片を採用することにした。

以上のような実験方法を採用しても試片には明瞭な異変が発生しないため、この操作をFig. 1に示すようなサイクルで、500回まで繰返した。

なお、加熱時の試片内の温度勾配は極めて小さく、最大で約1 K/mmであるが、水水中へ急冷したときの温度勾配は最大50 K/mmとなる⁶⁾。よって、本実験方法は急冷の熱衝撃である。

2.3 熱衝撃性の検計方法

熱衝撃を繰返し付与すると、試片は変形し、また表面に亀裂が発生したり、あるいはその中心部に空洞が発生することもある。そこでこれらの現象を計測することによって熱衝撃性を判定した。

(1) 表面亀裂は熱応力が試片の塑性変形能を越えたときに発生する。亀裂が発生した場合、熱応力が解放されることから試片の変形は少ないが、熱衝撃性は最も劣ることになる。亀裂の判定は目視にて行い、最初に亀裂が発生した熱衝撃サイクル数で熱衝撃性を表示した。

(2) 試片は熱衝撃負荷の際、内外部に大きな温度差を

生じ、そのときの膨張量の差によって熱応力が発生し変形する。そこでFig. 2に示すように試片各部の寸法 L_i を測定し、熱衝撃を付与する前の試片寸法 L_0 と比較して寸法変化率 ΔL とする。なお、熱衝撃性は ΔL が小さいほど良好と言える。

$$\text{寸法変化率 } \Delta L_i = (L - L_0) / L_0 \times 100 \quad (1)$$

L_A : 試片端面近辺で寸法が最大となる部分の直径

L_B : 試片外周部に近く、高さが最大となる部分の高さ

L_C : 試片中央部の直径の寸法が最小となる部分の直径

L_D : 試片中心部分の高さ寸法が最小となる部分の高さ

(3) 熱衝撃の繰返し付与によって、試片中央部には空洞が発生し、見掛けの比重を低下させる。したがって水中重量法により見掛け比重を測定し、熱衝撃付与前のそれとの差を、見掛け比重の変化率として求めた。

以上のように、熱衝撃性の良否はまず表面亀裂の発生の有無を調査し、これが認められる場合はその発生サイクル数の多少により判定した。この亀裂が発生しない場合は寸法変化比および見掛け比重の変化より総合的に判定した。

3. 実験結果および考察

3.1 熱衝撃による組織変化

鋳造組織の例をFig. 3に示すが、ベースとなるAl-12%Si合金は α -Al相と針状のSi相とが晶出した共晶地に初晶 α -Al相が樹枝状に晶出しており、わずかではあるが微細な初晶Si相も認められた。これにCuを添加すると1.45%Cu以上で CuAl_2 が共晶地中に微細粒状に、またMgの添加では1.06%Mg以上でスケルトン状に Mg_2Si が、それぞれ晶出している。

これらに熱衝撃を繰返し付与すると、100サイクルですでに共晶Siは粒状化し、 CuAl_2 は基地に固溶され消失する。一方、 Mg_2Si は幾分は固溶するようであるが、残りは共晶Siと同様に粒状化する。また1.45および2.68%Cuでは熱衝撃300サイクル付近から試片中心部の

Fig. 1 Testing program of cyclic T/S.

Fig. 2 Definition of measuring points at deformed specimens.

Fig. 3 Microstructures of specimens before and after cyclic T/S.

Fig. 4 Deformed examples of specimens by cyclic T/S.

粒状化した Si 結晶粒と α -Al 相との界面付近に微細な亀裂が発生する。

3.2 表面亀裂の発生

Fig. 4 に熱衝撃試験後の試片の外観を示す。Cu を添加した場合、1.05% Cu 以下で表面亀裂の発生は見られないが、1.45% では76サイクルで、2.68% では63サイクルで表面に亀裂が発生した。一方、Mg を添加した場合には3.46% Mg のみに110サイクルでこれを認めた。そこで表面亀裂が観察されたものは以後の図 (Fig. 5~ Fig. 11) 中に矢印で示した。また、これらの試片に引続いて熱衝撃を繰返し付与すると、発生した亀裂は次第に成長し、試片全体に網目状に発達する。熱応力は表面に亀裂が発生することで解放され変形は少なくなる。表面亀裂の発生は耐熱衝撃性が著しく悪いことを示し、Cu は1.45% 以上、Mg は3.46% 以上の添加で著しく耐熱衝撃性を低下させることが判明した。

Fig. 5 Relations between dimensional change rate at measuring point A and T/S cycles with Cu contents.

3.3 寸法変化率

表面亀裂の発生は、Cu で1.0%、Mg で2.2% 以下の場合認められず、これらの元素が添加されないものより変形も小さい。このように表面に亀裂の発生がないものは寸法変化率で耐熱衝撃性を評価し、最も変形の少なくなる Cu および Mg の添加量を見出すことにした。以下に寸法変化率の測定結果を示す。

寸法変化の一例として、Cu を添加した場合の端面直径の寸法変化率と熱衝撃サイクル数との関係を Fig. 5 に示す。この寸法変化率の値は熱衝撃サイクル数とともに直線的に増加するが、数値そのものも小さいことから、熱衝撃サイクル数が多いものほど変化も大きく計測信頼性も高くなる。そこで本実験では、熱衝撃500サイクルでの数値をもって比較した。

Fig. 6 に熱衝撃500サイクルにおける Cu 含有量と試片各部の寸法変化率との関係を示す。1.45および2.68%

Fig. 6 Relations between dimensional change rates and Cu contents after 500 T/S cycles.

Cu では表面亀裂が発生したので、参考として表示している。端面部直径 (A) は繰返し熱衝撃を付与されることで膨張するので、その寸法変化率は正の値となる。Cu 無添加では塑性変形能は大きいため寸法変化率も 17.1% と高い数値を示すが、Cu を添加すると減少し、1.05% Cu では 5.3% となる。これは、Cu が α -Al 相中に固溶し、その量とともに硬さも増加し塑性変形を抑制することによると思われる。Cu 量をさらに多くすると、微細な表面亀裂が多数発生した。これらの亀裂は微小であるから、見掛け上の試片は膨張するので、いずれの部分の寸法変化率も増加させることになる。この端面部直径の寸法変化率は表面亀裂が発生しない 1.05% Cu まではほぼ直線関係となり、この値を最も小さくするのは 1.0% Cu 近辺と言える。

外周部高さ (B) の寸法変化率は熱衝撃サイクル数との関係が一定でなく、かなり複雑な挙動を示すが、この部分の値は他の部分のそれより小さい。0% Cu ではその値は -1.5% と負の値を示した。Cu を添加しない場合は塑性変形能が大きいため熱衝撃を繰返し付与することで試片の変形が大きくなり、Fig. 5 の端面部直径、中央部直径および中心部高さにおける寸法変化率は特に大きくなることで、逆に外周部高さ変化率が小さくなり、また負の値となることもある。Cu 量が 0.24 および 0.46 % では Cu を基体組織が固溶することで、塑性変形能が小さくなり、その値は正の 3.6 および 5.4% へと転換する。1.05% Cu では Cu の固溶量がさらに増加するために変形しにくくなり、その数値は再び減少して 2.0% を示す。この部分の絶対値が小さいのは 0% Cu および 1.05% Cu であるが、1.45% Cu 以上では表面亀裂が発生するためその数値は急激に増加する。

中央部直径 (C) は表面亀裂が発生しない場合におお

Fig. 7 Relations between dimensional change rates and Mg contents after 500 T/S cycles.

むね負の値となる。0~0.24% Cu ではこの数値にはほとんど差がなく約 -14.5~-11.5% の値を示す。しかし、0.46% Cu では -7.7% となり Cu の効果が現れ、1.05% Cu では -1.3% となり、変形は著しく減少し、ほとんど変化が見られない。

中心部高さ (D) の変化率は中央部直径と同様、1.05% までは負の値となるが、この部分の変形が最大となり、寸法変化率の絶対値は他の部分の数値と比較して最も大きく、Cu 量とはほぼ直線的比例関係となる。0% Cu では -33.5%, 0.24% Cu で -22.1% になり、0.46% Cu では -17.8% へと変化し、1.05% Cu では -10.6% と最小値になり、この添加量近辺で最も大きく Cu の効果が見られることになる。

Mg を添加した場合の寸法変化率を Fig. 7 に示す。Mg の添加はいずれも Cu の場合と同様の傾向を示すが、その添加量に対する変化は小さい。

寸法変化率の値が 0 に近いほど変形が少なく耐熱衝撃性に優れることになる。Fig. 6 および Fig. 7 において寸法変化率値が 0 に近いのは Cu 添加の場合では 1.05% であり、Mg 添加の場合は 1.06 または 2.20% であることは把握できる。しかしながら、こうした各測定点ごとの評価では幾分煩雑であり、いわば定性的な評価に留まることから、耐熱衝撃性の良否について定量的に明確な評価ができる方法を模索した。

そこで、試片の 4 か所の寸法変化率の絶対値を合算すれば、寸法変化率の積算量となり、物理的な意味合いは薄いが、定量的に示すことができると考える。その結果を Fig. 8 に示す。

この図から Cu を添加した場合、この絶対値は 0% Cu では約 63% であり、Cu 量の増加とともに減少し、1.05% Cu では 0% Cu のほぼ 1/3 の約 19% にまで小さく

Fig. 8 Relations between the total absolute value of each dementional change rate defined in this paper and Cu, Mg contents after 500 T/S cycles.

なる。このことから、Cu の添加は変形を著しく少なくする効果が大いことがわかる。しかしながら、これ以上に Cu が多くなれば表面亀裂が発生し、かえって熱衝撃性を阻害する。

一方、Mg を添加した場合、0.37%Mg までは Mg 添加の効果は大きく、Cu とほぼ同じ勾配でその値が減少し、約42%となる。0.37%以上ではその勾配がかなり緩やかとなり、さらに2.20%Mg へとその量を増加させても効果はほとんど認められない。したがって、変形を少なくする Mg 添加の効果は約0.4%Mg までは大きく、0.80~1.06%Mg ではわずかに認められるが、これ以上 Mg を添加しても、その効果はほとんど期待できないと思われる。

本実験の範疇からの結果として、変形に関しては、Cu を1.0%、Mg を0.4~1.0%程度をそれぞれ添加することで、表面亀裂も発生せず耐熱衝撃性が最も優れるものとなる。

3.4 見掛け比重の変化

見掛け比重の変化と T/S サイクルとの関係を Fig. 9 および Fig. 10 に示す。これらの図から熱衝撃サイクル数の増加と比例してその変化がわずかに大きくなり、表面亀裂の発生しないものではその変化が極めて小さいが、表面亀裂が発生するものはその数値が極端に大きくなる。またそれらの数値は Cu および Mg の添加量の増加にほぼ比例して大きくなり、熱衝撃500サイクルで0.46および1.05%Cu の場合はおよそ0.1付近であるが、1.06%Mg では約0.15となり、見掛け比重の変化は Mg を添加したほうが Cu の場合よりやや大きい値を示した。

Fig. 11は、熱衝撃500サイクル付与後の見掛け比重変

Fig. 9 Relations between change of apparent density and T/S cycles with Cu contents.

化率と添加量との関係を再整理したものである。なお表面亀裂が発生するものについてはその発生サイクル数で熱衝撃性を判定するためには見掛け比重の変化を測定するまでもないが、ここでは参考のために図示した。この図において Cu および Mg のいずれもその添加量の増加とともに見掛け比重の変化はほぼ比例して増大し、表面亀裂が発生するものはその変化が急激に大きくなる。表面亀裂が発生するものは組織が脆弱であるため、水中急冷されたとき、試片中心部に生じる引張応力によって空洞が発生しやすいと考えられる。

なお、見掛け比重の変化率は Cu あるいは Mg を添加しないものが最も小さい値を示したわけであるが、変形が最も大きい無添加の場合が最も内部空洞の発生が少ないということになり、適量添加の難しさがうかがえる。

3.5 熱衝撃性

Cu および Mg が無添加の場合、変形は大きい、見掛け比重の変化が極めて小さい。これは無添加の α -Al 相は軟らかく塑性変形能が大きいことから、熱応力を受けたとき試片の外側が変形することで、内部空洞等の発生が抑えられることによると考えられる。また表面亀裂が発生しない程度に Cu あるいは Mg を添加したものはこれらが組織中に固溶して硬化し強度が向上するため、熱応力を受けたとき試片表面の塑性変形だけでは熱応力が吸収しきれず、その中心部にまで熱応力が影響し、空洞が発生するものと考えられる。

なお、Table 1 で示したように AC8A には Cu が0.8~1.3%、Mg が0.7~1.3%と規定されている。本実験では Cu と Mg のそれぞれの単独の影響を調査したものであるが、得られた熱衝撃性から、Cu と Mg の過剰の添加はともに亀裂発生の原因となる。その相乗効果も考慮にいれ、これら元素の適正な含有量を推測すると、Cu は

Fig. 10 Relations between change of apparent density and T/S cycles with Mg contents.

規定量の最低量である0.7~0.8%程度に、Mgは規定量より少ない0.5%程度にするべきであると考え。これはあくまでも現段階の推測であるので、今後CuとMgを同時に添加した場合の熱衝撃性について追求するつもりである。

4. 結 言

Al-12%Si合金にCuを0~2.7%およびMgを0~3.5%それぞれ単独に添加した場合の熱衝撃性について検討した。本実験範囲で得られた結論は以下の通りである。

(1) Cuは1.45%以上、Mgは3.46%添加すると試片表面に亀裂が発生した。表面亀裂の発生は熱衝撃性が著しく悪いことを示していると言えるから、CuおよびMgの添加量としては、Cuで1.5%、Mgで3%程度というのがおよその上限値と言える。

(2) 巨視的な変形については、Cu、Mgともにその添加量に応じて小さくなるが、その減少度合はCuの方が大きい。

(3) 主に内部亀裂や空洞発生の目安となる見掛け比重については、Cu、Mgともおよそ1%添加までは安定して低下していくが、表面亀裂の発生に伴い急激に低下していく。

Fig. 11 Relations between change rate of apparent density and with Cu, Mg contents after 500 T/S cycles.

(4) 熱衝撃性について、表面亀裂の発生、変形および見掛け比重の3点から総合的に見た場合、Cu、Mgをそれぞれ単独に添加する際には、およそ1%前後の添加が耐熱衝撃性に優れると判断される。

(5) 本実験では、CuおよびMgを単独に添加した場合の熱衝撃性に対する影響について調査したが、例えばAC8Aにはこれらが複合添加されているので、CuとMgの相乗効果も勘案しながら、適正な添加量を推測すると、CuはJIS規格量の最低の0.7~0.8%程度に、Mgについては規定量よりも少ない0.5%程度が望ましいと考える。

参 考 文 献

- 1) 山田純祐：鋳物，59 (1987)，379.
- 2) 鈴木吉洋：機械の研究，34 (1982)，793.
- 3) 中村忠義：自動車技術，42 (1988)，911.
- 4) 大内 宏：軽金属，34 (1984)，153.
- 5) 大内 宏：軽金属，33 (1983)，187.
- 6) 大内 宏：軽金属学会第47回秋期大会講演概要，(1974)，23.