Al-Si-Cu-Mg 合金鋳物の疲労特性に及ぼす 鋳造欠陥と Fe 系化合物の影響

黒木 康德*・田中 徹*・里 達雄**・神尾 彰彦**

Journal of Japan Institute of Light Metals, Vol. 50, No. 3 (2000), pp. 116-120

Effect of defects and Fe compounds on fatigue property of Al-Si-Cu-Mg alloy castings

Yasunori KUROKI*, Tohru TANAKA*, Tatsuo SATO** and Akihiko KAMIO**

In order to clarify the effect of casting microstructures on fatigue properties of Al-9%Si-1.6%Cu-0.55%Mg alloy castings, the fatigue properties of non-degassing castings, degassed castings and HIPed castings with different size of microstructures were examined. Elongation and fatigue property increase remarkably with decreasing of gas quantity in melt. Gas porosity affect not only crack origins but crack growth paths. In HIPed castings, Fe compounds, which have needle-like shape affect as crack origins. However, in the castings with finer microstructure, decreasing with size and aspect ratio of compounds, capability for crack origin is reduced, and the scatter of fatigue strength occurs by crystal growth direction of Fe compounds. In castings with larger microstructures, Fe compounds with larger size and aspect ratio decrease fatigue property significantly in any growth direction.

(Received November 1, 1999)

Keywords: fatigue property, aluminum casting alloy, microstructures, Fe compounds, gas porosity

1. 緒 言

Al-9%Si-1.6%Cu-0.55%Mg (以下, %は mass%) 合金鋳物は鋳造性に優れ, 耐熱性も Al-Si 系合金の中では比較的優れていることから, 過給機インペラなどのアルミニウム合金鋳物製品に用いられている。本合金は初晶 α 相と共晶相で構成されるデンドライト状の鋳造組織を有し, Si および Mg などの合金元素量の最適化と Fe, Mn などの含有元素量の抑制により機械的特性を向上させた合金である¹⁾。一方, 本合金は共晶 Si を粒状化するために, 改良処理材として Na, Sr あるいは Sb などを添加することが一般的であるが, このうち Na および Sr の添加は, 溶湯のガス吸収傾向を強め, ガス欠陥の発生を招きやすいことが知られている²⁾。本合金系において, 溶湯中のガス量と鋳物組織中に発生するポロシティ欠陥の関係や, 機械的性質に及ぼすポロシティ欠陥量の影響について検討した例は少ない^{2), 3)}。一方, 疲労特性については多くの研究がなされており, 針状晶出相が大きく疲労特性を低下させるとの報告⁴⁾や, 鋳物中の晶出相が疲労特性のばらつきや疲労限強度を支配するとの研究^{5), 6)}がある。しかし, 鋳物中のポロシティあるいは介在物の影響を完全には除外することができず, 金属間化合物や共晶相といった晶出相が鋳物の疲労特性に与える影響については明確な結論は出されていない。

本研究では, Al-9%Si-1.6%Cu-0.55%Mg 合金鋳物の疲

労特性に及ぼす鋳造欠陥および鋳造組織の影響を明らかにするために, ガスポロシティ欠陥を含む鋳物, HIP 処理を施しポロシティ欠陥の影響を除外した鋳物, さらに, 冷却速度を変化させ大きさの異なる鋳造組織をもつ鋳物の疲労特性を検討した。これらの検討により, 本合金鋳物の疲労特性に及ぼす溶湯含有ガスに起因するポロシティ欠陥と, 共晶 Si 相および Fe 系金属間化合物などの鋳造組織の影響を定量的に明らかにすることを目的とする。

2. 実験方法

供試材には Al-9%Si-1.6%Cu-0.55%Mg 合金 (ASTM-354 合金, 以下 354 合金と称する) を用いた。本合金は含有元素として, Fe を 0.13%, Ti を 0.08% 並びに Mn を 0.01% 含む。さらに, 改良処理として 0.05% の Sr を Al-90%Sr 母合金によって添加し, 初晶 Al- α 相微細化処理材として Al-5%Ti-1%B 母合金を Ti 量で 0.2% 添加した。

鋳造用の素材は真空溶解可能な小型電気炉で黒鉛るつぼを用いて約 18 kg 溶解した。脱ガス処理は, 溶湯温度 983 K で改良処理材および微細化処理材を添加した後に, 真空・攪拌脱ガス処理を 40 分間施した⁷⁾。

試験用の鋳物は重力鋳造法により作製し, 鋳物寸法は 20 × 40 × 300 mm である鋳鉄製舟形形状金型鋳物と, 直径 60 mm, 高さ 180 mm の円柱石膏型鋳物とした。疲労特性に及ぼすポロシティ欠陥の影響は舟形金型鋳物を用いて検討した。舟形

* 石川島播磨重工業(株)基盤技術研究所 (〒135-8732 東京都江東区豊洲 3-1-5)。Research Laboratory, Ishikawajima-Harima Heavy Industries Co., Ltd. 135-8732).

** 東京工業大学大学院理工学研究科 (東京都)。Department of Metallurgy and Ceramics Science, Tokyo Institute of Technology (Meguro-ku, Tokyo).

Fig. 1 Schematic draws of Ultra-Sonic Testing.

金型鋳物の冷却速度は約0.5 K/sであり、得られた鋳物の鋳造組織の大きさを示す二次デンドライトアームスเปーシング (以下 DAS と称する) の値は72 μm であった。供試体として、(1) 脱ガス処理を施さずに鋳造した鋳物 (以下未脱ガス鋳物と称する)、(2) 脱ガス処理を施した後に鋳造した鋳物 (以下脱ガス鋳物と称する) および(3) 脱ガス処理後に鋳造し HIP 処理を施した鋳物 (以下 H72鋳物と称する) を作製した。疲労特性に及ぼす鋳造組織の大きさの影響は、舟形金型鋳物および石膏型鋳物中の冷却速度の異なる二領域から切出した試験材に HIP 処理を施した上で検討した。円柱石膏型鋳物の試験片採取位置における冷却速度は、約0.1 K/s および0.04 K/s であり、DAS の値はそれぞれ130 μm および190 μm であった (以下それぞれ H130鋳物および H190鋳物と称する)。

鋳物の鋳造温度は983 K であり、鋳造後に、溶体化処理が800 K-9 h、時効処理が450 K-4 h の T6 処理を施した。HIP 処理の条件は783 $\pm$ 5 K で98 MPa-1 h とした。

溶湯の含有ガス量は、鋳造後の鋳物に含まれる水素ガス量をランズレー式真空溶解抽出法により測定した値とした。鋳物中の鋳造欠陥、共晶 Si 粒および Fe 系化合物の大きさと形状は、試料を研磨した後に画像解析法により円相当径、面積率およびアスペクト比を計測し評価した。また、初晶 α デンドライトに囲まれた共晶 Si 領域の面積を円相当径 (以下共晶 Si 領域径と称する) により定量化した。鋳物中のポロシティ並びに介在物の大きさと位置については、画像解析法だけでなく超音波探傷法においても評価した。超音波探傷には全没水深探傷法を用い、プローブは周波数35 MHz、焦点距離12.5 mm とし、試験片表裏から深さ2 mm ずつ、合計4

mm の領域を探傷した。探傷に用いた試験片は Fig. 1 に示す形状であり、探傷範囲は4 $\times$ 4 $\times$ 15 mm である。検出精度は最小10数 μm 程度のポロシティ欠陥および介在物が検出可能である。

機械的特性の評価には、常温での引張試験および小野式回転曲げ疲労試験を実施した。

3. 結果および考察

3.1 鋳造組織と機械的性質の関係

舟形形状金型を用いて作製した未脱ガス鋳物、脱ガス鋳物および H72鋳物のマイクロ組織を Fig. 2(a)~(c) に示す。これらの鋳物中の水素ガス量は、未脱ガス鋳物で0.49 $\text{cm}^3/100\text{g}$ 、脱ガス鋳物および H72鋳物では0.17 $\text{cm}^3/100\text{g}$ であった。354合金鋳物の鋳造組織はデンドライト状に成長した初晶 α 相とその隙間を埋める α 相と Si 相からなる共晶領域で構成され、さらに、Fig. 3 に示す Al-Fe-Si-Cu からなる Fe 系金属間化合物 (以下 Fe 系化合物と称する) が針状に晶出する。未脱ガス鋳物では100 μm から最大200 μm 程度の大きなポロシティ欠陥と50 μm 以下の小さいポロシティ欠陥が同時に観察された。欠陥は初晶 α 相のすきま、すなわち、共晶領域に発生した。未脱ガス鋳物の欠陥面積率は1.40% であった。脱ガス鋳物では50 μm を越すポロシティ欠陥は観察されず、10 μm 程度の小さいポロシティ欠陥がデンドライト間隙に存在した。欠陥面積率は0.23% であった。このことから、未脱ガス鋳物に観察される50 μm 以上のポロシティ欠陥はガス欠陥であると判断される。一方、H72鋳物ではマイクロ組織中にほとんどポロシティ欠陥は観察されなかった。H130鋳物および H190鋳物のマイクロ組織を Fig. 2(d), (e) に示す。冷却速度の低下に伴い、デンドライトが大きく成長し、共晶 Si 相の面積が増大するとともに、Fe 系化合物が大きくかつ長く晶出した。

ポロシティ欠陥の面積率と引張特性の関係を Fig. 4 に示す。また、H190鋳物の引張特性についても図中に示す。欠陥面積率の減少に伴い、引張強さおよび0.2%耐力は増加するが、その増加量はわずかであった。破断伸びは、未脱ガス鋳物と脱ガス鋳物ではそれほど差はないが、HIP 処理を施した H72鋳物では大幅に上昇した。一方、鋳造組織が粗くなると、0.2%耐力の低下は比較的小さいが、引張強さおよ

Fig. 2 Microstructures of 354 aluminum alloy castings. (a) Non-degassing, (b) degassed, (c) HIPed castings with DAS=72 μm , (d) HIPed castings with DAS=130 μm and (e) HIPed castings with DAS=190 μm .

Fig. 3 Microstructure of Al-Fe-Si-Cu compounds in 354 aluminum alloy casting and EDX analysis result.

Fig. 4 Effect of defects area ratio and DAS on tensile properties. ●, ○: Tensile strength, ◆, ◇: 0.2% proof stress and ■, □: elongation.

び破断伸びの低下は著しく、未脱ガス鋳物と同程度となった。H190鋳物では鋳造組織は粗大であるが、ポロシティ欠陥はHIP処理により消滅している。

欠陥面積率と疲労特性の関係をFig. 5に示す。未脱ガス鋳物および脱ガス鋳物では、破断寿命のばらつきは小さく、欠陥面積率の減少に伴い疲労特性が向上する。HIP処理を施し欠陥をなくしたH72鋳物は、最高強度では脱ガス鋳物をはるかに上回る疲労特性を示すものの、同一負荷応力における破断寿命の差が大きく、下限値で評価した場合には脱ガス鋳物とあまり差がない。未脱ガス鋳物の疲労破面では、起点周辺に50~100 μm程度のポロシティ欠陥が観察された。すでに述べた未脱ガス鋳物と脱ガス鋳物のマイクロ組織の比較から、疲労亀裂の起点はガス欠陥であると判断される。また、脱ガス鋳物の破面においても、ほぼすべての起点領域にポロシティ欠陥が観察される。これらのことから、ポロシティ欠陥が存在する場合には、これが破壊の起点になると判断できる。

一方、H72鋳物では起点部にポロシティ欠陥が観察される例はほとんどなく、起点が不明瞭な破面となっている。H130鋳物およびH190鋳物の疲労特性をFig. 5中にあわせて示す。H130鋳物と脱ガス鋳物、H190鋳物と未脱ガス鋳物の疲労特性はそれぞれほぼ同程度であった。H130鋳物およびH190鋳物の疲労破面には欠陥等の明瞭な起点は観察され

Fig. 5 The fatigue properties of 354 aluminum alloy castings with different gas quantity and size of casting structures.

Fig. 6 The cross section of fracture surface in a fatigue specimen of HIPed castings with (a) DAS=72 μm and (b) DAS=190 μm.

なかった。

疲労破面において起点を縦断する断面のマイクロ組織を観察した例をFig. 6に示す。疲労亀裂は初晶α相と、α相とSi粒からなる共晶領域の境界を主に伝播している。欠陥が存在する未脱ガス鋳物および脱ガス鋳物では、亀裂はポロシティ欠陥同士を互いに連結するように伝播している。これは、引張特性において、欠陥を含む鋳物に比べてH72鋳物の破断伸びが大きく増加した原因でもある。すなわち、欠陥がない場合には、亀裂は初晶α相の変形に伴う共晶領域と初晶α相のかい離によって生じるが、欠陥が存在すると、共晶領域内の欠陥から発生した亀裂が互いに連結するように破壊が進行すると考えられる。一方、Fe系化合物が存在する箇所では、亀裂はその界面に沿って直線的に進行し、初晶α相内を横切る場合も生じる。鋳造組織が粗大になるとFe系化合物の形状はより伸長するため、亀裂が直線的に進行している領域は粗い鋳物の方がより多く見受けられる。

3.2 鋳造欠陥および鋳造組織の定量評価

疲労特性に影響を与えると予想される鋳造組織中の、ポロシティ欠陥、共晶相領域と共晶Si粒およびFe系化合物について定量評価を実施した。未脱ガス鋳物を除くすべての鋳物の組織と欠陥の測定結果をTable 1に示す。脱ガス鋳物とH72鋳物では欠陥以外の相についてはサイズや形状に差はない。脱ガス鋳物におけるポロシティ欠陥の面積率はすでに述べたように0.23%であった。一方、鋳造組織の粗さが異なる鋳物では、共晶Si粒およびFe系化合物の面積率は8.5%および0.7%程度でほとんど差がないが、サイズや形状は大きく変化した。測定結果の一例として、脱ガス鋳物におけるポロシティ欠陥、Si粒およびFe系化合物について、円相当径とアスペクト比の関係をFig. 7に示す。共晶Si粒の円相当径はほとんどが7 μm以下であるのに対して、ポロシティ欠陥は円相当径5 μm程度を中心に、20 μm以上の領域まで幅

Table 1 Sizes and aspect ratios of microstructures

Type		Degassed	H72	H130	H190
DAS		72 μm	72 μm	130 μm	190 μm
Defect	ECD* mean/max	5.85 μm /22.8 μm	—/—	—/—	—/—
	1/aspect ratio, mean	0.64	—	—	—
Eutectic Si particle	ECD mean/max	2.5 μm /9.6 μm		2.7 μm /13 μm	3.8 μm /37.8 μm
	1/aspect ratio, mean	0.70		0.69	0.62
Fe compound	ECD mean/max	3.47 μm /9.3 μm		6.88 μm /18.2 μm	11.88 μm /33.1 μm
	1/aspect ratio, mean	0.33		0.22	0.25
Eutectic Si area	ECD average/max	84.0 μm /220.4 μm		105.4 μm /245.0 μm	239.3 μm /557.5 μm

*ECD: Equivalent circle diameter

Fig. 7 Relationships between area and aspect ratio of defect, eutectic Si and Fe compound in 354 aluminum alloy casting with DAS=72 μm .

Fig. 8 Cumulative frequency of porosity, eutectic Si particle and Fe compound in 354 aluminum alloy castings.

広く分布している。アスペクト比の逆数は共晶 Si 粒およびポロシティ欠陥ともに、約0.6を平均とする狭い領域に分布しており、円形に近い形状を有する。それに対して Fe 系化合物は、円相当径は共晶 Si 粒と比較的近いサイズに分布しているが、アスペクト比の逆数は0.2を中心に、値の小さい領域、すなわち、より細長い形状を示す領域に多く分布している。このことから、Fe 系化合物は平均的に応力集中度の高い形状を有することが明らかである。円相当径はすべての casting で共晶 Si 粒、ポロシティ欠陥、Fe 系化合物の順に大きくなった。铸造組織の粗大化による共晶 Si 粒の平均円相当径および形状の変化は少ないが、H190 casting でやや最大円相当径が増加する。また、共晶 Si 領域径も H190 casting で著しく増加した。一方、Fe 系化合物については、H72 casting では共晶 Si 粒と同程度の平均円相当径で、形状がやや棒状であるのに対して、H190 casting では、平均円相当径は H72 casting の約4倍となり形状も顕著な針状となった。H72 casting と H130 casting における共晶領域中の Si 粒と Fe 系化合物の円相当径を累積頻度分布で Fig. 8 に示す。脱ガス casting の欠陥についても同時に示した。铸造組織の粗大化に伴い Si 粒および Fe 系化合物ともに円相当径が増加し、特に Fe 系化合物においてその傾向が顕著である。また、脱ガス casting 中のポロシティ欠陥の円相当径は H130 casting 中の Fe 系化合物に近い分布をもつことが判明した。

3.3 疲労特性に及ぼす铸造欠陥および铸造組織の影響

casting 中にポロシティ欠陥が存在する未脱ガス casting および脱

ガス casting においては、ポロシティ欠陥を起点として亀裂が発生し、破壊が進行する。これは、疲労破面の起点部にポロシティ欠陥が観察されたことから明らかである。未脱ガス casting、脱ガス casting および H72 casting においては、铸造組織上の違いはポロシティ欠陥の量とサイズである。未脱ガス casting では粗大なガスポロシティ欠陥が存在するために大きな特性低下を生じる。脱ガス casting や HIP 処理を施した H72 casting では、ポロシティ欠陥が減少するために疲労特性は上昇する。しかし、すでに述べたとおり、H72 casting では疲労特性が大きくばらついた。これは、HIP 処理条件が不適切でわずかながら残存したポロシティ欠陥や酸化膜等の介在物が起点となった可能性がある。そこで、H72 casting 中のポロシティ欠陥や介在物を超音波探傷により検査した。脱ガス casting 中のガスや凝固収縮により発生したポロシティ欠陥を超音波探傷し、サイズに関係なく存在位置だけを示した例が Fig. 9 である。検出範囲中に、約400個の欠陥が検出され、その最大寸法は約500 μm であった。光学顕微鏡によるマイクロ組織観察および画像解析による定量評価では最大欠陥サイズ500 μm に相当するポロシティ欠陥は観察されない。これは、超音波探傷では、10数 μm の欠陥が狭い領域に密集したものがひとつの欠陥として検出されたためである。次に、欠陥が検出された試

Fig. 9 Schematic drawing of defects in a casting detected with Ultra-Sonic Testing.

験片に HIP 処理を施し、再度同一領域を超音波探傷すると、Fig. 9 に示された欠陥はすべて完全に消滅した。また、ミクロ組織観察においても欠陥が観察されないことから、本研究で用いた H72 鋳物では、HIP 処理条件は健全であり、 casting 時に発生した欠陥は HIP 処理によりすべて $10\mu\text{m}$ 以下にまで縮小し、疲労特性を論じる上でポロシティ欠陥や酸化物等の介在物の影響は除外できると判断した。

ポロシティ欠陥および介在物が起点とならない場合には、共晶 Si 粒あるいは Fe 系化合物のいずれかが亀裂の発生源になると考えられる。H72 鋳物中の Fe 系化合物サイズは脱ガス鋳物中のポロシティ欠陥に比べて小さい。しかし、Fe 系化合物は Fig. 7 および Table 1 に示すように、高い応力集中度を有する形状であるため、亀裂発生源としてポロシティ欠陥と同程度の効果をもつと考えられる。H72 鋳物中に存在する形状の Fe 系化合物が主応力方向に平行に晶出した場合のマトリックス側の応力集中度は、Fig. 10 に示すように、円形であるポロシティ欠陥の約 1.6 倍となる⁸⁾。H72 鋳物中の Fe 系化合物の円相当径を 1.6 倍した場合の累積頻度分布は、脱ガス鋳物中のポロシティ欠陥の分布にはほぼ一致する (Fig. 8 参照)。すなわち、H72 鋳物中の Fe 系化合物は、晶出方向によっては脱ガス鋳物中のポロシティ欠陥とほぼ同程度に作用すると判断できる。一方、Fe 系化合物はランダムな方向に晶出し、すべてが Fig. 10 に示す方向に晶出するわけではない。铸造組織の微細化に伴って Fe 系化合物端部での応力集中度は減少し、その晶出方向により亀裂発生源としての作用にばらつきが生じる。このために、H72 鋳物における疲労特性がばらつき、下限値が脱ガス鋳物と同程度になったと判断できる。一方、H130 鋳物では、Fe 系化合物のサイズ分布は脱ガス鋳物中のポロシティ欠陥のサイズ分布にはほぼ一致する。また、形状も大きく伸長する。H130 鋳物の疲労特性にはばらつきがほとんど見られないことから、铸造組織が粗大な鋳物では、大きく伸長した Fe 系化合物は、晶出方向によらず亀裂発生源としてポロシティ欠陥と同等以上に作用すると判断できる。さらに、粗大な Fe 系化合物は亀裂進展にも影響を与えると考えられる。疲労限応力がマトリックス相の硬さと不均質相の最大投影面積に依存するとの研究⁵⁾から推定される H72 鋳物、H130 鋳物および H190 鋳物の疲労限応力はそれぞれ 142 MPa、140 MPa および 122 MPa である。このとき、共晶 Si 領域径の測定最大値を不均質相投影面積とみなした。H72 鋳物および H130 鋳物では疲労試験で

Fig. 10 Stress concentration factor of matrix with an inclusion.

得られた疲労限応力とほぼ同程度の値であるが、H190 鋳物では約 50 MPa の差があった。これは、引張破断伸びの減少にも発現したように、大きく伸長した Fe 系化合物が局部的に亀裂伝播を速めるためと考えられる。

4. 結 言

Al-9%Si-1.6%Cu-0.55%Mg 合金鋳物において、溶湯含有ガス量と冷却速度を変化させ、機械的性質に及ぼす鋳物中のポロシティ欠陥と、共晶 Si 領域および Fe 系化合物などの铸造組織の影響について明らかにした。

脱ガス処理および HIP 処理によるポロシティ欠陥量の減少は、引張強さおよび 0.2% 耐力を顕著には上昇させないが、破断伸びおよび疲労特性を大きく上昇させる。このとき、ポロシティ欠陥は疲労亀裂の発生源として作用するだけでなく、亀裂の優先的な伝播経路となる。一方、HIP 処理を施し、ポロシティ欠陥を除外した鋳物では、Fe 系化合物が亀裂発生源として作用する。铸造組織が微細な場合には Fe 系化合物のサイズと長さが減少し、端部における応力集中度が減少する。このため、晶出方向によっては亀裂発生源としての作用が低下し、疲労強度のばらつきを生じると考えられる。また、铸造組織が粗大な場合には、Fe 系化合物は大きく伸長し、晶出方向によらず顕著に疲労特性を低下させる。さらに、疲労限応力の推定から、亀裂伝播を速める効果をもつと判断される。

参 考 文 献

- 1) ASM International Handbook Committee: METALS HANDBOOK 9th EDITION, (1990), 130.
- 2) 日本鋳物協会編: 研究報告「Al-Si 系合金の Sr による改良処理」, 日本鋳物協会, (1994), 12.
- 3) 久保田祐信, 越智保雄, 石井 明, 柴田良一: 材料試験技術 41 (1996), 42.
- 4) S. Kumai, S. Aoki, S. W. Han and A. Sato: Materials Transactions, JIM, 40 (1999), 685.
- 5) 村上敬宜: 金属疲労 微小欠陥と介在物の影響, 養賢堂, (1993), 90.
- 6) 杉山好弘, 水島秀和: 鋳造工学, 68 (1996), 118.
- 7) 黒木康徳, 田中 徹, 里 達雄, 神尾彰彦: 鋳造工学, 71 (1999), 379.
- 8) L. H. Donnell: in Stress Concentration Factors, (ed. R. E. Peterson), John Wiley & Sons, (1974), 223.