鋳物用過共晶 Al-Si 合金の熱衝撃性におよぼす 初晶 Si 形状の影響について

大内 宏*

Influence of primary Si crystal shape upon thermal shock
properties of hyper-eutectic Al-Si

UDC: 669. 715 '782-14: 539. 434: 620. 18

Hiroshi OHUCHI*

Al-20%Si alloy castings unmodified and modified with a P-containing flux and metallic Na having primary Si crystals 300 to 400 μm and 20 to 30 μm in diameter respectively were prepared. A thermal shock cycle, heating at 500°C for 20 mn and quenching into ice water was repeated up to 400 times. The modified alloy having refined Si crystals is free from surface cracking after subjected to thermal shock of 400 cycles. The Na modified alloy in which coarse spheroidal Si crystals are segregated deforms ununiformly. All the specimens deform by thermal shock accompanying by internal cracking. The alloy modified with a P-containing flux has the maximum resistance to thermal shock.

(Received September 21, 1981)

1. 緒 言

鋳物用 Al-Si 合金は自動車用部品のみならず、その他機械用部品材としてとみにその使用量が増加しており、それらの使用状況には高温でしかも熱衝撃を受ける場合が多いにもかかわらずその性能はほとんど解明されていない状態である。すでに著者らはねずみ鋳鉄における耐熱衝撃性はその中に存在する黒鉛の形状、大きさ、分布状態ならびに変態応力により決定されること、さらに過共晶組成域の Al-Si 合金においては初晶 Si の存在が耐熱衝撃性に鋭敏に関与することを明らかにしてきた¹⁾。

そこでこの Al-Si 合金中に種々の形状と大きさの初晶 Si を存在させ、これがいかに熱衝撃性に影響をおよぼすかを検討した。

2. 実験方法

著者らはすでに鋳物用 Al-Si 系合金の熱衝撃性に関する一連の研究で、ここにいう熱衝撃性に対する著者の考え方と実験方法²⁾をすでに述べているので、その重複をさけるために簡略に記すことにする。Al-Si 合金は固体状態で相変態をもたず、 α -Al 相は塑性変形能も大きく、その表面が迅速に緻密な酸化皮膜で被覆されてしま

うため熱衝撃を与えても容易にその影響があらわれないため、熱衝撃の温度差を大きくし、さらに急熱—急冷回数を多くした。すなわち、大気中 500°C に恒温保持した電気炉中に常温の試片を投入し急熱するが、試片投入時にいつたん炉温が低下し、これが所定温度に回復する時間をも考慮にいれて 30 min 間加熱することとした。この後、試片を迅速に取り出して瞬間的に大容量の氷水槽中に急冷することにより急冷の熱衝撃を与える。ただし急熱時は炉より輻射的に熱を吸収するために、試片内の温度勾配は急冷時に比較して相当ゆるやかである。したがって本法における熱衝撃というのはむしろ急冷の熱衝撃とみなしうる。

本実験に用いた試片寸法は Table 1 に示すようにシェル型に鋳造した径 25 mm、高さ 200 mm の鋳造丸棒を機械加工し、径 23 mm、高さ 23 mm の円柱状とした。また Al-Si 合金中の Si 含有量は 20% の一定とし、初晶 Si の形状の異なるものを得るために、金属 Na、P を含むフラックス³⁾およびそれらを併用して溶湯処理したものと比較した。これら初晶 Si の異なる形状を有した試片は熱衝撃 400 サイクルまで試験した。熱衝撃 400 サイクルにいたる 100 サイクルごとに試片の変形状況、みかけ比重の変化、亀裂の発生および顕微鏡組織変化の観察などに

* 大阪産業大学工学部 (大東市)。Faculty of Engineering, Osaka Industrial University (Daito).

Table 1 Details of specimen.

specimen No.	Si content (%)	kind of mold and size of casting (mm)	shape and size of T/S* test specimen (mm)	refining treatment method of primary Si	shape and size of primary Si (mm)	eutectic Si shape
1		(A)*————→ (B)		non refining	coarse plate 0.430	large needle
2		shell sand	column	glass type flux containing P	small plate 0.045	large needle
3	20	ϕ 25 × h 200	ϕ 23 × h 23	metallic Na	coarse spheroid 0.130	fine massive
4				glass type flux containing P and metallic Na	large massive 0.140	fine massive

*A————→B: worked. *T/S: thermal shock.

Photo 1 Microscopic observation of specimens before and after T/S treatment. (X 100)

Photo 1 Micrographs of Al-20%Si alloys before and after T/S treatments (×100).

ついて比較検討した。変形量の測定には既報¹⁾のごとく、その変化量を $\pm 0.5 \mu\text{m}$ の精度で測定した。なお測定場所は円柱試片の上部、下部の円形面（以下端面と呼ぶ）の直径、ならびに長手方向（側面と呼ぶ）を測定した。

熱衝撃を与えることにより、亀裂が発生するが、試片表面部に発生するものは目視により最初に微細な亀裂が発生した熱衝撃サイクル数をもつて、初期割れ発生サイクルとし、これを亀裂発生を評価する一つの手段とした。また試片内部にも亀裂が発生し、これら内部に発生した亀裂は外部より把握できないため、見かけ比重を測定することによりこれを察知した。この内部亀裂発生時期と見かけ比重が変化する時期がよく合致し、また減少したその比重が、発生した亀裂の体積となる。きわめて多数の実験からこの時期と比重変化量とがよく一致することを確認した。

3. 実験結果および考察

3.1 熱衝撃試験前後の顕微鏡組織

熱衝撃試験を行うと Photo 1 に示すように顕微鏡組

織が変化する。

鑄放し状態の組織：No. 1 試片は無処理のものであるが、その組織は平均約 $430 \mu\text{m}$ の粗大角板状初晶 Si と、かなり大きなほぼ針状の共晶 Si を有する。P を含むフラックス（以後 P フラックスとする）により処理した No. 2 試片は P により初晶 Si は平均約 $45 \mu\text{m}$ まで微細化しその形状は小角板状を呈し、共晶 Si は No. 1 のそれよりやや小さいが形状はほとんど同じである。No. 3 の Na により処理した試片は Na により初晶 Si は球状化しているが平均 $130 \mu\text{m}$ で粗大である。共晶 Si は球状とはならず、やや細かい粒状かまたは片状である。Na と P フラックスの両方にて処理した No. 4 試片においては、P の影響はほとんど受けず Na の影響が大であるため、初晶 Si の球状がやや崩れた塊状で平均約 $140 \mu\text{m}$ であり、共晶 Si も同様に少しその長さが大となっている。

熱衝撃400サイクル後の組織：No. 1~4 の全試片において初晶 Si はほとんど変化しないが、No. 2 試片のものはそれが細かいため、やや角がなくなり丸味を帯びるようである。共晶 Si はいずれの場合もその尖端部は丸味を帯び粒状化する傾向がある。この Photo 1 中で初晶

Fig. 1 Longitudinal distortion of Al-20%Si alloys after 400 T/S cycles.

Fig. 2 Radial distortion of Al-20%Si alloys after 400 T/S cycles.

Si の近傍に矢印Aで示す黒い部分が存在するのは熱衝撃により発生した空洞である。 α -Al と Si とはその熱膨張率が異なるため熱衝撃により急激な温度変化を受けた際、その差が大なるために大きな初晶 Si と α -Al との界面付近に亀裂が発生しそれが成長したものである。

3.2 熱衝撃試験後の試片表面状況

熱衝撃試験後の試片寸法について Fig. 1~4 に図示するが、試片表面肌などについて観察した結果によれば初晶 Si の微細化処理の有無にかかわらず表面肌は元の試片にくらべて金属の光沢は消失し、やや黒色味を帯びた無光沢な肌に変化する。これは試片表面層に酸化皮膜生成によるためであるが、この酸化皮膜はきわめて緻密であり、またその膜層の厚さを検討すると金属顕微鏡あるいは高温硬さ計に設置された測微接眼鏡で観察しても計測し得ない程度の薄膜であつた。なお既報¹⁾で述べたように試片が変形すると表面肌に皺状の凹凸が発生し、これは肉眼的観察で明らかに判定でき、この凹凸の発生は試片測面の中央部の直径が小さくなり、その部分の表面積の縮小によるものである。次に表面肌に亀裂発生にいたると、たとえば Fig. 1 および 2 における曲線 No. 1

Fig. 3 T/S cycles and major distortion of Al-20%Si alloys.

にみられるように滑らかな曲線とはならない。Na で処理した初晶 Si 形状は円味を帯びるが、この場合には初晶 Si が偏析し、この部分は変形しない特徴を認めた。

3.3 試片の変形

熱衝撃を受けたことにより試片は変形するが熱衝撃 400 サイクル後の変化量を Fig. 1 および 2 に示す。Fig. 1 は試片端面部の変形で熱衝撃 0 サイクル時には水平であつたものがその中心部が窪む。その部分が最大に変化するものは No. 2 試片で約 3.1 mm であり、その窪みの傾向は $\text{No. 2} \div 3.1 \text{ mm} > \text{No. 4} \div 2.7 \text{ mm} > \text{No. 3} \div 1.6 \text{ mm} > \text{No. 1} \div 1.0 \text{ mm}$ のようであつた。試片 No. 2 と No. 4 との変形量の極大値は試片のほぼ中心部 (Fig. 1 中で 0 位置) で現れるが、No. 1 と No. 3 とでは変形量曲線がなめらかでなく、そのわずかな極大点を示す位置にもいわずれを呈している。この傾向は明らかに角板状の粗大な Si によるものであつて、Table 1 および Photo 1 で試片 No. 1~4 の詳細を示したが、これら熱衝撃回数と変形傾向は初晶 Si の改良処理の有無でその

Fig. 4 T/S cycles and major distortion of Al-20%Si alloys.

傾向に相違をみせることが知られた。Fig. 2 は試片側面変化量を示すが、この場合も試片中央部が絞られるようにその径が減少する。この部分の変化量の最も大なるのは試片 No. 3 でその最大値が約2.6 mm でその変形の傾向は $\text{No. 3} \div 2.6 \text{ mm} > \text{No. 2} \div \text{No. 4} \div 1.7 \text{ mm} > \text{No. 1} \div 0.5 \text{ mm}$ のようであつた。試片端面と側面との変化量の最大値は試片により同じ傾向を示すはずであるが Fig. 1 および Fig. 2 ではそれらが一致していない。ただし端面より側面の変化量においてばらつきが少なく、この側面変化量の方が信頼性が高い。これは前記の初晶 Si の粗密の程度に関与し、さらに試片の長手方向の分布状態の均一性によるものと推定する。

3.4 試片の高さおよび直径変化率

熱衝撃を受けることにより試片は変形するが、その変形はおおむね鼓型に変形する。したがって試片の高さおよび直径が変化することとなる。通常、試片の外周部高さは増加し、中心部高さは逆に減少する。この原因は既報¹⁾で明らかとしたように、急冷の熱衝撃を受けた時、試片表面特に、角部が瞬間的に常温に達し収縮するが、その中心部は高温状態を保持するため収縮せず、したがって鼓型に変形する。この時、表面部はごくわずかであるが塑性変形する。さらに時間が経過し試片内部まで冷

却すると表面部はわずかに塑性変形した状態で内部が冷却し、この部分が収縮するため表面部が中心部に向って引張られるような応力が作用し、比較的中央部より距離の短い試片端面中心部および側面中央部の高さおよび直径が減少する。この量はごくわずかではあるが熱衝撃を繰り返すことによりその量は合算されて大きく変形し、鼓型となる。ゆえに直径はその端面部で増加し、中央部で減少する。

Fig. 3 には高さ変化率を、Fig. 4 に直径変化率を示す。これらの図で膨張率の負の値は収縮を意味する。これら変化率は熱衝撃サイクル数とほぼ比例して増加あるいは減少するが No. 1 試片の挙動は複雑である。Fig. 3 の試片中心部高さ変化率において No. 1 試片は他の試片とは逆に増加している。また外周部高さ変化率においても No. 1 試片の増加率は熱衝撃100サイクル後において非常に急勾配となつている。これは高さが全体的に大きく増加していることを示している。No. 1 試片は粗大な初晶 Si を有するため急冷時のわずかの塑性変形を起す前に、ほぼ試片全体に微細亀裂が発生するため、みかけ上、試片が膨張するためである。No. 3 試片の外周部高さ変化率においてもばらつきが多いが、これは Na により球状化された初晶 Si は偏析し、目視においてもその現象が明確である。この初晶 Si の偏析が熱衝撃を受けることにより、試片をいびつに変形させることとなる。すなわち初晶 Si の多い部分は変形が少なくこれが逆に存在しない部分は変形が大となる。しかしこの現象は外周部高さ変化率においてのみであり、他の部分においてこの現象はみられない。これら変化率が少ないほど耐熱衝撃性は良好であるといえるが、たとえこれが少なくともばらつき大なるものは耐熱衝撃性に劣る。このことから外周部高さ変化率においてそれが少なく、またばらつきもない No. 2 試片および No. 4 試片が耐熱衝撃性に優れるといえる。中心部高さ変化率において No. 2, No. 3 および No. 4 試片はすべて熱衝撃サイクルとともにほぼ比例して減少するが、熱衝撃400サイクルにおいて No. 2 試片が最も大きく減少している。この部分における No. 4 試片の変化率が最も少なく、中心部高さ変化における耐熱衝撃性は No. 4 試片が最も優れるといえる。Fig. 4 に試片直径変化率を示すが、この場合においても No. 1 試片の変化率は異常に高く耐熱衝撃性は非常に劣る。端面部直径変化率の最も少ないのは No. 2 試片で、中央部直径変化率の最も少ないのは No. 4 試片である。しかしこの部分においては No. 2, および No. 3 試片との差はごくわずかである。

3.5 みかけ比重の変化

熱衝撃を受けることにより Al-Si 過共晶合金においては試片中心部に外部より感知し得ない空洞が発生す

Fig. 5 Relation between T/S cycles and decrease of apparent specific gravity.

る。この空洞は比重を測定することによりその量を知ることができる。Fig. 5 にこれら比重変化を示す。この図より No. 2 および No. 3 試片の比重変化はごくわずかで、空洞は熱衝撃400サイクル後においてさえほとんど発生していない。Photo 2 にその断面マクロ組織を示すが、目視によりその発生の判定はできない。しかし Photo 1 の顕微鏡組織において前に述べたように矢印 A で示した微視的亀裂は発生している。No. 4 試片において熱衝撃100サイクル後よりその比重の低下傾向はさきの No. 2 および No. 3 試片とは傾向を異にし、熱衝撃約300サイクルまで漸減し、その後は横ばいとなりこれを観察するとすでに100サイクル付近から空洞が発生している。No. 1 試片では熱衝撃50サイクルあたりから比重減少傾向は大となり、熱衝撃400サイクル後では非常にこれが大となる。この試片においては熱衝撃50サイクルで空洞は発生し、熱衝撃サイクル数とともにこれが大きく発達していることを示す。この見かけ比重測定による比重変化、すなわち亀裂量は No. 2 および No. 3 試片において少なく、亀裂に対する抵抗性が高いことが判明した。

3.6 初期割れ発生にいたる熱衝撃サイクル数

本実験に用いた試片のうちで最も早くその表面に毛髪状亀裂を発生したものは No. 1 試片の粗大板状初晶 Si を含むもので、わずかに熱衝撃40サイクル後である。また熱衝撃150サイクル後に Na と P との併用処理した塊状初晶 Si を含む No. 4 試片にも発生したが、No. 2 および No. 3 試片には熱衝撃400サイクル後においてさえ全くその発生はみられなかった。

3.7 耐熱衝撃性の判定

試片の変形、比重測定および初期割れ発生などより総合的にみて耐熱衝撃性を判定すると、No. 2 試片は変形

Photo 2 Macrostructure of Al-20%Si alloy shell mold casting modified with P-containing flux after 100 T/S cycles. $\times 1$

量、比重変化ともに少なく、初期割れ発生もなく、さらにその表面状態も平滑であつた。No. 3 試片は No. 2 試片とほぼ同程度であるが、初晶 Si の偏析によりその変形がいびつであり、表面状態も凸凹が大である。No. 4 試片は変形においては No. 2 および No. 3 試片と大差はないが比重の減少が大であり初晶割れもみられ、その表面も初晶 Si の偏析による凹凸がある。No. 1 試片は亀裂発生する熱衝撃サイクル数も早く、その見かけ比重も大きく減少し、その試片全面にわたつて粗大板状初晶 Si と α -Al 相との界面付近に亀裂発生していた。以上のことから耐熱衝撃性の最も優れるものは P にて初晶 Si を微細化した No. 2 試片であり、次いでその差はわずかであるが Na により初晶 Si を球状化した No. 3 試片である。No. 4 試片はかなり劣り、No. 1 試片は非常に劣る。これらの事柄より Al-Si 過共晶合金における耐熱衝撃性は、その中に含まれる初晶 Si が微細で、少なくとも約 $50\text{ }\mu\text{m}$ 以下でありしかも偏析の少ないことがまず第一条件であり、初晶 Si が球状化されてもかなり耐熱衝撃性に対し抵抗性があることが判明した。これは本合金中における初晶 Si の表面積をできるだけ小さくすることにより耐熱衝撃性に優れたものとなることを示唆している。

3.8 亀裂量の測定

本実験結果から Al-Si 合金における亀裂量の測定はその比重を測定することによりほぼ判定できることを明らかとした。すなわち、その見かけ比重が急激に減少するときに空洞が発生し、その減少量が亀裂量であるといえる。なお亀裂発生部に関してはすでに述べたように初晶 Si と α -Al 相との界面付近で、これが発達し他の近くに存在する亀裂と連結し、熱応力によって空洞となる。

4. 総 括

以上の実験結果を総括すると以下のごとくである。

1. 初晶 Si 形状は微細なものほど熱衝撃に対して高い抵抗性を示し、これが球状化したものはその粒度が比較的大きくともかなりの抵抗性を示すが、初晶 Si が偏析するため変形がいびつである。すなわち初晶 Si は微細でしかも球状を呈し、さらにそれが均一に分布すると耐熱衝撃性に優れるものと推定される。

2. 試片の変形は初晶 Si 粒度の大小に支配され、粒度の大きいものは表面亀裂を発生し、小さいものはこれを発生しない。この表面亀裂発生が変形程度の要因となり、表面亀裂発生の有無が変形量の大小に影響する。すなわち表面亀裂が生ずると変形量は少なくなるが、見かけ形状自体は膨張する。

3. 内部亀裂発生は初晶 Si の微細なものほどその発生が少ない。またこれが球状を呈した場合は比較的大きくとも同様に少ない。

4. 共晶 Si の大きさ、形状は熱衝撃性にあまり影響しない。すなわちこれより大きい初晶 Si の大きさ、形状が熱衝撃性に優先する。

(謝辞) 擲筆するに際し終始御懇篤な御指導と御鞭撻を賜った関西大学教授津田昌利先生に深甚なる感謝の意を表します。なお実験に際し御助力頂いた同大学大学院田中武雄君に厚く御礼申し上げます。

参 考 文 献

- 1) 津田, 大内: 軽金属, **25** (1975), 279.
- 2) 津田, 江川: 鋳物, **44** (1972), 157.
- 3) 津田, 大内: 鋳物, **37** (1965), 12.
- 4) M. Decrop: *AFS Cast Metals Research Journal*, (1966), September, 118.