Al-Si 系合金鋳物の破壊靱性におよぼすケイ素形状の影響

加藤 鋭次・小林 俊郎

Effect of morphology of silicon on the fracture toughness of
unidirectionally solidified Al-Si system alloy

UDC: 669.715' 74-14: 620.18: 539.42

Eiji KATO and Toshiro KOBAYASHI

Fracture toughness of unidirectionally solidified Al-7%Si and Al-7%Si-0.3Mg alloys was evaluated. Size, shape and distribution of silicon particles were varied by controlling freezing rate and subsequent solution heat treatment time at 530°C. Refining and morphological change of the silicon particles from acicular to granular by prolonged solution heat treatment cause considerable increase in the absorbed energy. Increase in the absorbed energy of the alloys solution treated for a short time up to 5 hrs was resulted from increases both in initiation (E_i) and propagation energies (E_p), and that for a prolonged time was resulted only from increase in E_p . Proper solution heat treatment of the alloys having smaller arm spacing leaded to higher impact strength because of the difficulty of crack propagation. The fracture toughness was increased with reducing the radius of curvature at the tip of silicon particles. The alloys solution heat treated for 5 hrs contained finest silicon particles and had the maximum fracture toughness.

(Received August 24, 1979)

1. 緒 言

アルミニウム合金鋳物中に晶出する共晶ケイ素は、針状であり、曲率半径が小さいため切欠となり、材料の衝撃特性を低下させる。この針状ケイ素は、アルミニウム合金の変形に際し、マトリックスの塑性変形と共に変形できず、割れを生じて、応力集中の場になりやすい^{1),2)}。そのためケイ素とマトリックス界面、およびケイ素自体が、応力に抗しきれずに、マトリックスに先だつて破壊し、合金全体の破壊を導く。そのためマトリックス中に分散する晶出相先端の曲率半径を、大きくすることは、切欠効果の改善をもたらす、靱性の向上をうながすことが予想され、黒鉛形状の違う鋳鉄³⁾や Al-Si 合金での小松らの実験等で研究されている^{4)~6)}。

一方、Al-Si 系合金の共晶ケイ素の形状変化は、熱処理^{2),7)}、ナトリウム、アンチモン、ストロンチウムなどの微量添加元素によつて改良され^{8),9)}、針状から丸味をおびた形状に変化することは従来から指摘されている。

このため本研究では、凝固組織を変えた試料について、熱処理による共晶ケイ素形状の変化の動的破壊靱性値に及ぼす影響について調べた。

2. 実験方法

試料の作製法の詳細は、すでに報告¹⁰⁾したものと同様であり、柱状晶組織の一方方向凝固試料を用いた。これらの試験片は、530°Cに保持した塩浴中で溶体化処理後水冷した。一方、Al-7%Si-0.3%Mg 合金は、上記の溶体化後、150°Cに保持したシリコンオイル中で、時効を行なつた。なおこの合金は溶体化後の室温時効を防ぐため、溶体化直後時効するか、時効処理まで液体窒素中に保存した。これらの処理後室温で各試験を行なつた。試験方法、試験片形状は、すでに報告¹⁰⁾したものと同じである。

3. 実験結果および考察

3.1 溶体化時間と衝撃値の関連

保持温度530°Cでの溶体化時間と標準Vノッチ試験片で得られた吸収エネルギー値の関係を Al-7%Si合金で調べた結果を Fig. 1 に示す。溶体化時間 5 hr までは全吸収エネルギー (E)、亀裂発生エネルギー (E_i)、亀裂伝播エネルギー (E_p) とともに増加し、鋳放し材に比べそれぞれの値は約 2 倍になる。溶体化時間 5 hr 以上になると E_i の増加はほとんど観察されないが、 E 、 E_p の増加はみられる。しかし 5 hr までの増加量に比べ少ない。冷

* 名古屋大学工学部 (名古屋市)。Faculty of Engineering, Nagoya University (Nagoya).

却速度 (V_a) の大きい試料は小さい試料に比べ各エネルギー値の変化はより顕著であり、5 hr 以上での増加量は大きく、10 hr で約2倍である。**Photo 1** は溶体化時間5 hr ならびに10 hr の試料の荷重-変位曲線の例を示す。5 hr の場合では、冷却速度の大きい試料は小さい試料に比べ最大荷重 (P_m)、変位量 (D) とともにわずかに大きい。10 hr の場合、冷却速度の小さい試料は、5 hr の場合に比べ曲線に相違は観察されない。冷却速度の大きい試料では P_m 、 D とともに5 hr の場合に比べ大きくなると同時に、冷却速度の小さい試料に比べても大きくなることが観察される。このような違いはすでに示した様に冷却速度の違いによる1次、2次デンドライトアーム間隔や共晶ケイ素形状の大きさの違いによるものと考えられる¹⁰⁾。Al-Si 合金では溶体化処理によつてケイ素形状は針状から丸味をおびた形に変化するが、冷却速度によつても影響を受ける (**Photo 2** 参照)。冷却速度の大きい試料 (チルより27mm の部分) では、溶体化時間2 hr で一部針状ケイ素の存在する混合組織であるが、5 hr 以

Fig. 1 Absorbed energy of Al-7%Si alloy as a function of solution treatment time at 530°C. (Charpy V notch test)

上では全て角がとれ丸味をおびたケイ素になる。そして細かいケイ素が大部分を占める。10 hr 以上になると微細な粒状ケイ素はなくなり、粗大な粒子となりその数も減少する。この観察結果は S. Ghosh¹¹⁾、小松ら¹²⁾ そして小林ら²⁾ の結果と一致する。冷却速度の小さい試料 (チルより67mm の部分) では、大きい試料と同様に溶体化時間が長くなると針状ケイ素は角がとれ丸味をおびてくるが、粗大化する傾向も早く5~10hr で粗大粒子の混合する割合が多くなる。10hr 以上ではほぼ粗大粒子である。このように粗大化傾向は初期のケイ素の大きさに依存し、粒子が大きいと短時間の溶体化処理で粗大化する。このような針状ケイ素の粒状化ならびに粗大化は、微小ケイ素の消滅と大きな粒子への吸収のくり返しによつておこる。小林らは²⁾、共晶ケイ素の粒状化について、その駆動力を与えるものはケイ素とアルミニウムの界面エネルギーであり、アルミニウム-ケイ素界面をケイ素原子が拡散する場合には拡散速度が大きく、拡散距離が短いため、溶体化初期にこの機構でケイ素原子の移動がおこり、孤立した小粒が消えるよりも連続したケイ素粒子の末端が大きな幹に吸収されるとしており、針状ケイ素の先端部が徐々に丸味をおびてくることになる。またマトリックス中へのケイ素原子の拡散も考えられ、溶体化が進むにつれ、小さい粒子は消滅し大きな粒子となる。また一部ではケイ素粒子がくびれを生じて分離する場合もある (**Photo 3**)。このことから初期ケイ素の形状の細かい場合 (冷却速度の大きい場合) には、粒状化が進みやすいと同時にケイ素の幹から分離しやすく、細かい粒状ケイ素の量が多く存在するものと考えられる。また初期ケイ素が大きい (冷却速度が小さい) 場合には、連続するケイ素が多く、溶体化によりくびれを生じ

Photo 1 Load-deflection curves with various solution treatment times (Al-7%Si alloy)

Photo 2 Change of Si particles during solution treatment.

分離する粒子の割合は比較的少ないため早く粗大化するものと考えられる。

以上のように同一組成でも冷却速度、溶体化時間の違いによつてそのケイ素形態が異なり、衝撃値ならびに破壊挙動も著しく異なると考えられる。この組織と破壊挙動の関係について破面観察を SEM ならびに破面近傍側面を光学顕微鏡で行なつた結果を **Photo 4** に示す。鑄放し材ではフラットな破面であつたが¹⁰⁾、熱処理材では凹凸のはげしい破面を示す。冷印速度の小さい試料では、クラックは大きなケイ素粒子の存在する場所で観察され、粒子とアルミニウム界面に沿つて進展し、粗大粒子間で連なる。これは前報¹⁰⁾における鑄放し材と同様であるが、冷却速度の大きい試料では、クラック先端で、粗大ボイドの形成が起こりにくくなり、亀裂進展がすみやかにおこりにくい。またケイ素粒子が細かくなると塑性

x 2000

Photo 3 Scanning electron micrograph of silicon particles revealed by deep etching (after solution treatment: 530°C, 5 hr)

変形中に破壊する確率も小さい⁵⁾。破面観察では、冷却速度が大きい試料、小さい試料ともに溶体化処理するとケイ素粒子を核とした dimple 型のパターンを呈し、すでに述べた鑄放し材に比べ靱性が向上していることを示す。しかし冷却速度の小さい試料では、わずかながらフラットなへき開的な破面も観察される。冷却速度の大きい場合には dimple はより深くなっている。溶体化時間が増加すると衝撃値の差は冷却速度によつて大きくなるが、これは溶体化によるケイ素形状の変化ならびに前報の鑄放し材の場合に述べた様にデンドライト間隔の小さいこととあいまつて生ずるケイ素粒子の微細化に起因するものと考えられる。5 hr 以上の靱性値の増加は、 E_i の増加よりもむしろ E_p の増加に起因する。これは溶体化時間の増加による粒状化やマトリックス中へのケイ素の固溶の増加により、変位量 (D) の増加をもたらすためと考えられる。

3.2 破壊靱性と溶体化時間との関連

溶体化処理によりケイ素は粒状化し、衝撃値は増加するが、これは鋭角なケイ素が丸味をおびることにもなる靱性改善であると思われる。ここで Rice 等¹²⁾ による破壊靱性試験法により、溶体化時間に対する動的破壊靱性値 K_{Ia} を調べた結果を **Fig. 2** に示す。溶体化時間に関係なく冷却速度が大きくなると K_{Ia} 値は大きくなり、 $V_a = 89^\circ\text{C}/\text{min}$ では $V_a = 36^\circ\text{C}/\text{min}$ に比べ約 1.5~2 倍の値となる。同一冷却速度の場合、溶体化時間 5 hr の値は 10 hr の値に比べ、 $V_a = 36^\circ\text{C}/\text{min}$ を除き高い値を示す。鑄放し材¹⁰⁾ では、冷却速度の影響はわずかであつたが、これは冷却速度の違いによるデンドライト粗密度の変化に比べ、鋭角なケイ素粒子の切欠効果がより大きく作用する結果であり、溶体化処理によりケイ素粒子が丸味をおび他の凝固組織因子の影響がより反映しやすくなつた

Photo 4 Microfractographs of impact fractured specimen. (Al-7%Si)

Fig. 2 Effects of solution treatment and cooling rate on dynamic fracture toughness. (Al-7%Si)

ことによると考えられる。Fig. 1 で述べた標準Vノッチ試験片による結果に反して、溶体化時間 5 hr の値が 10 hr の値に比べ高くなるのはケイ素粒子の大きさに起因するものと考えられる。Hornbogen³⁾ は鋳鉄中に存在する黒鉛形状の違い(片状黒鉛～球状黒鉛)による破壊靱性値を、クラックとなる黒鉛先端の曲率半径(δ)と黒鉛の長さ(l)の関係からデンドライトを含む亜共晶の場合について次式から求めている。

$$K_{Ic} = K_{IcM} \left[P_D + \frac{1 - P_D}{P_M + 0.6 P_{Geut} (1 + 2\sqrt{l/\delta})} \right] \quad (1)$$

ここで K_{IcM} はマトリックスの破壊靱性値、 P_M はマトリックスの体積率、 P_{Geut} は黒鉛の体積率、 P_D はデンドライトの体積率を示す。この式より l/δ (切欠係数)の大きい片状黒鉛は小さい球状黒鉛に比べ K_{Ic} は小さくなる。

Al-Si 系合金でも共晶ケイ素は鋳鉄中の黒鉛と同様な作用をし、形状変化により靱性は変ると考えられる。ここで切欠となるケイ素粒子の形状変化に対する溶体化時間ならびに冷却速度の関係を Table 1 に示す。ケイ素長さ(l)は長軸の長さ、幅(w)は短軸の長さであり、 w は冷却速度、溶体化時間が変化してもほとんど変らない。 l は冷却速度が大きいと小さくなり、溶体化時間 5 hr の l は 10 hr に比べ小さく約 1/2 である。式(1)で示される δ はここではケイ素粒子の w にほぼ比例すると考えられるので K_{Ic} は l/w が大となると減少する。ここで式(1)による計算値と実験値の比較を Table 2 に示す。ここでマトリックスの K_{IcM} はわからないので、 $K_{IcM} = A$ とし、測定値で最高を示す 5 hr の No. 4 の K_{Ia} を 100% の値としてそれぞれの値を % で示す。この計算値と測定値はほぼ一致している。 K_{Ia} はケイ素粒子の切欠係数 l/w に比例すると考えられ、5 hr の K_{Ia} 値は、細かい粒状のケイ素粒子の分布によつて 10 hr の値より高い値を示すものと考えられる。Fig. 1 では溶体化時間が 5 hr 以上での

Table 1 Microstructural parameters of Al-7%Si alloy

Holding time at 530°C (hr)	5				10			
	Cooling rate (°C/min)	Average length of Si particle l (μm)	Average width of Si particle w (μm)		Cooling rate (°C/min)	Average length of Si particle l (μm)	Average width of Si particle w (μm)	
	36	25	2.1		36	27	2.2	
	48	16	2.0		48	20	2.1	
	67	9	2.0		67	18	2.1	
	89	5	1.9		89	9	2.0	

Table 2 Fracture toughness of Al-7%Si alloy

Time at 530°C	Sample (Cooling rate)	K_{Ia} (kg mm ^{-3/2})	
		measured	calculated
5 hr	No. 1 (36°C/min)	27 (54%)	0.45 A (53%)
	2 (48°C/min)	38 (76%)	0.62 A (73%)
	3 (67°C/min)	43 (86%)	0.77 A (91%)
	4 (89°C/min)	51 (100%)	0.84 A (100%)
10 hr	1 (36°C/min)	28 (54%)	0.45 A (53%)
	2 (48°C/min)	30 (60%)	0.59 A (70%)
	3 (67°C/min)	37 (74%)	0.67 A (73%)
	4 (89°C/min)	45 (90%)	0.76 A (90%)

$$P_0 \div 0.35 \quad K_{IcM} = A (\text{const})$$

吸収エネルギーの増加は主に E_p の増加によるものであった。 K_{Ia} は主に破壊の発生特性に関する数値であり、しかも前報で述べた様に亀裂先端の半径、歪速度等によつて著しく影響を受ける。この様な事から考えると、シャルピー値と逆の傾向を示すこともありうるが、しかし靱性を評価する場合には状況に応じて両方の数値を参考にして考える事が大切な場合もある¹³⁾。いずれにしてもこの様な矛盾点については今後更に検討すべき事と考えている。

3.3 マグネシウム添加によるマトリックス硬化と破壊靱性の関連

鋳造材でも引張り強さ、伸びともに大きいことが望ましいが、Al-Si 2 元合金では強度が低くそのため Mg を添加し、時効析出させることによつてマトリックスを強化し引張り強さを増加させることが行なわれており、特にアルミホイール材に適用されている。しかしマトリックスを硬化すると通常衝撃値は減少する。しかし前報の鋳放し材では、Mg 添加で高い破壊靱性値を示したが、これは主に破壊荷重の増加によるものであった。つまり破壊靱性値は破壊の発生特性を示しているためである。しかしここではマトリックスが析出相のためより硬化するので一度発生したクラックは進展を阻止できないので破壊は弾性型の不安定破壊を示すことになる。ここで Mg を添加し、溶体化後時効した場合の標準Vノッチ試験片

Fig. 3 Relationship between various toughness values and cooling rate in Al-7%Si-0.3%Mg alloy. (Charpy V notch test)

による衝撃値をFig. 3 に示す。溶体化処理530°C×10hr, 時効温度150°Cである。時効時間2 hr で、冷却速度の大きい場合、 E の増加は E_p の増加によることがわかる。また2 hr の場合、10 hr の場合に比べ E 値は高いがこれも E_p の差による。時効時間、冷却速度による E_i の差はほとんど観察されない。また破壊荷重値はほとんど変化しないが変位量は2 hr の試料で高い値を示す。この違いは、ケイ素が熱処理によつて粒状化するとともに、マトリックスの時効析出相の量、大きさに違いが出るためと考えられる。時効の2 hr では硬化初期であるが、10 hr では最高ピークに近くなっている (Fig. 4)。いずれにしても Mg 無添加の場合に比べ衝撃値はすでに報告したものと同様に劣化している。

破壊靱性値に対する冷却速度、時効時間の影響を

Fig. 5 に示す。時効時間の違いによる差はほとんど観察されない。冷却速度の大きい試料は小さい試料に比べわずかに高い値を示す。Al-7%Si 合金に比べ、やはり K_{Ic} 値は高く現われており、前報と同様にシャルピー衝撃値とは逆の傾向を示している。

Photo 5 は時効時間2 hr を例とした冷却速度の違いによる破面観察写真を示す。Al-7%Si 合金に比べ (Photo 4 参照) 破面が平坦であり、ケイ素に沿つて破壊しているが、鑄放し材に比べ、冷却速度の大きい場合には、わずかに延性的である。この合金は塑性変形をほとんど含まない弾性型の不安定破壊形式を示し、疲労クラック先端で解放されるエネルギーは、時効時間によりほとんど変わらないものといえる。しかし時効2 hr ではわずかにクラック伝播が起りにくくなっているといえる。

4. 結 論

Al-7%Si, Al-7%Si-0.3%Mg 合金を一方向凝固し、冷却速度の異なる試料について熱処理を行ない、ケイ素

Fig. 4 Hardness vs ageing time curves in Al-7%Si-0.3%Mg alloy solution treated at 530°C for 10 hrs.

Fig. 5 Effect of solution treatment and cooling rate on dynamic fracture toughness in Al-7%Si-0.3%Mg alloy.

の晶出形状を変え、靱性との関係を調べた結果を得た。

1) Al-7%Si 合金では溶体化処理を施すと衝撃値は増加する。これは溶体化初期では E_i , E_p の増加によるが、時間が長くなると E_p のみの増加に起因する。

2) 冷却速度が大きいと衝撃値の増加は大きい。特に溶体化時間が長くなるとより顕著である。冷却速度の小さい試料に比べ約2倍の値を示す。

3) 溶体化処理による衝撃値の増加は、ケイ素の形態変化に起因し、針状から粒状への変化、マトリックスへの溶入によると考えられる。

4) 溶体化後の破壊靱性値は、鑄放し材に比べ高い。また冷却速度が大きいとより高い値を示す。これはケイ素の粒状化による曲率半径の増加による。冷却速度が大きい場合、小さい試料に比べケイ素粒が小さく、破壊靱性値を大きくする。

5) 溶体化時間5 hr の破壊靱性値が10 hr の場合に比べて高いのは、粒状化した細かいケイ素が多量に分散するためと考えられる。しかしシャルピー衝撃試験では、逆の結果を示した。これは破壊靱性値は破壊の発生に関する特性値であり、切欠先端も疲労亀裂付である事等の

Photo 5 Microfractgraphs of Al-7%Si-0.3%Mg alloy quenched from 530°C and aged at 150°C for 2 hr.

影響によるものと考えられるが、詳細は今後更に検討の余地がある。

6) Al-7%Si-0.3%Mg 合金の靱性は、本実験範囲内の時効条件の違いで差は観察されない。しかし冷却速度が大きいとわずかに高い値を示す。また Al-7%Si 合金に比べ、破壊靱性値は大きくなる傾向がある。しかし、この場合もシャルピー衝撃値は逆の傾向を示した。

終りに本実験に協力された名古屋大学工学部学生松原等君に謝意を表す。

参 考 文 献

- 1) 小松, 中村, 山本: 軽金属, **19** (1969), 398.
- 2) 小林, 新宮, 尾崎: 軽金属, **20** (1970), 247.
- 3) E. Hornbogen, J. M. Motz: AFS Intern. Cast Metals Journal, (1977), 31.
- 4) 小松, 中村, 山本: 軽金属, **19** (1969), 445.
- 5) A. Gangulee, J. Gurland: *Trans. AIME*, **239** (1967), 269.
- 6) D. G. Westlake: *Trans. Am. Soc. Metals*, **56** (1963), 1.
- 7) R. C. Harris, S. Lipson, H. Rosenthal: *AFS. Trans*, **65** (1955), 470.
- 8) R. S. Archer, L. W. Kempf: *Trans. AIME*, **76** (1926), 581.
- 9) R. P. Paris: *Giesserei*, **60** (1973), 703.
- 10) 加藤, 小林: 軽金属, **30** (1980), 140.
- 11) S. Ghosh, V. Kondic: *Trans. Ame. Found. Soc.*, **71** (1963), 17.
- 12) J. R. Rice, P. C. Paris, J. G. Markle: *ASTM STP*, **536** (1973), 231.
- 13) R. O. Ritchie, B. Francis, W. L. Server: *Met. Trans.*, **7A** (1976), 831.