研究論文

急冷凝固過共晶 Al-Si 合金の被削性

顔 炳華*・李 勝隆*・張 希聖**

Machinability of hypereutectic Al-Si alloy fabricated
by rapid solidification process

Biing-Hwa YAN*, Shen-Long LEE* and Shi-Shung CHANG**

In casting of a hypereutectic Al-Si alloy, silicon is generally known to crystallize easily as a needle or plate-like shape in the matrix, resulting in the decreased machinability as well as the decreased mechanical strength and ductility. In this work hypereutectic Al-20 mass%Si alloys were fabricated using both the conventional ingot casting and rapid solidification processes in order to investigate their fundamental aspects of machinability. In the alloy produced by the rapid solidification process (R.S.P) the average size of silicon crystals was smaller than that in the alloy produced by the conventional casting process and both the mechanical strength and hardness increased. The tool wear and surface roughness of the R.S.P. alloy were superior to those of the conventional casting process alloy. The cutting force for the R.S.P. alloy was higher than that for the conventional process alloy. The chip treatability of the conventional casting process alloy was better than that of the R.S.P. alloy in the case that no chip breakers were used.

Keywords: machinability, hypereutectic alloy, rapid solidification process, tool wear, surface roughness

(Received August 10, 1992)

1. 結 言

過共晶 Al-Si 合金は優れた耐摩耗性、高温強度、低熱膨張率などの特性を持ち、自動車などの部品材として多く採用されているが、けい素含有量が多くなるに伴い、工具摩耗が激しくなる難点があり、これを改善するため、種々検討されてきた^{1)~5)}。また、通常の鑄造法では、アルミニウム合金の溶湯の凝固速度が比較的遅く、初晶けい素が大きく成長し、板状に粗大化するため、機械的性質だけではなく、切削加工を行うとき、とくに工具摩耗および仕上げ面精度にも悪影響を及ぼす。これらの問題を改善するため、鑄造時、P や Na などを改良処理用元素として添加し^{6),7)}、初晶のけい素粒子を微細化したり、また Al-Si 合金の共晶点を過共晶側に移動させ、共晶組織を微細化させる方法が採用されている。しかし、P や Na の添加量が多くなると、材料の脆性化をもたらす結果となる恐れがある⁸⁾。一方、P や Na など

の添加量が少ない場合、通常の金型や砂型を用いる鑄造では、溶湯の凝固速度が比較的遅いため、初晶けい素、共晶けい素の微細化が期待できない。そこで、本研究では、P や Na などの改良処理用元素を添加せず、冷却水を流しながら高速回転する遠心鑄造法を用いた急冷凝固法で、初晶けい素および共晶けい素を微細化した数種類の急冷凝固過共晶 Al-Si 合金をつくり、通常の空冷過共晶 Al-Si 合金と比較しながら、その被削性について検討した。

2. 供試材および実験方法

本実験の供試材の製作方法は、Fig. 1 に示すように、異なる量の冷却水を流しながら、3000 rpm の回転速度で回転する金型に、1023 K の Al-20 mass%Si 合金の溶湯を鑄込んで急冷凝固したものである。鑄込み条件を Table 1 に示す。Table 2 はその化学成分である。なお、比較するため、通常の空冷法で鑄造した同成分の材

* 国立中央大学機械系 (台湾)。Department of Mechanical engineering, National Central University (Chungli, Taiwan. R.O.C).

** 国立中央大学機械系大学院 (台湾)。Graduat school, Department of Mechanical engineering, National Central University (Chungli, Taiwan. R.O.C).

Fig. 1 Schematic diagram of experimental apparatus.

Fig. 2 Shape of tested material.

料も実験に供した。実験材の機械的性質を Table 3 に示す。表より、急冷凝固材の硬さおよび引張強さがともに空冷材より大きい値を示す。また、本実験条件範囲内では、冷却水量が異なっても各急冷凝固材間の硬さおよび引張強さの相違がみられず、ほぼ同程度であることがわかった。Fig. 2 は急冷遠心鋳造法によって作られた供試材の形状である。試験材の外周は冷却されている金型と直接接触するため冷却速度が最も速く、中心に向かって凝固速度が遅くなる。そのため Fig. 3 に示すように、通常空冷法で得られた材料の組織では、初晶けい素が長さ約100 μm 位の板状に粗大化しているのに対し、急冷凝固材の方は、初晶けい素および共晶けい素の成長が抑制され、鋳壁面から順にチルゾーン、細かい等軸晶および粗い等軸晶などの異なる組織から構成されている。これらの異なる組織層の厚さは Fig. 4 に示すように、冷却水量の増加に従い、チルゾーンおよび細かい等軸晶の領域がともに厚くなる傾向にある。切削実験を行うとき、外周のチルゾーンを前もって除去し、中間部分の細

Table 1 Pouring conditions

Pouring temp.	1023 K
R.P.M.	3000
Cooling method	Air* 5.0, 7.5, 10**

* Traditional casting by air cooling.

** Number represents water flow rate (unit: l/min).

Table 2 Chemical composition of tested material (mass%)

Si	Cu	Zn	Cr	Ni	Fe	Ti	Pb	Al
20.51	0.03	0.22	0.02	0.05	0.23	0.03	0.02	bal.

Table 3 Mechanical properties of tested material

Cooling method	Hardness (HV)	Tensile strength (MPa)
Air cooling	75	10.25
Water cooling 5 l/min	94.4	13.38
Water cooling 7.5 l/min	91.6	13.42
Water cooling 10 l/min	95.3	13.48

Fig. 3 Typical microstructure of tested material.

かい等軸晶層部だけを実験に供した。一方、Fig. 5 に示すように、空冷材では、粗大初晶けい素のため引張り破断面は脆性破壊を呈したが、急冷凝固材の方は、いずれの冷却水量においても延性破壊となっており、本実験の鋳造条件範囲内では、冷却水量の大小による破壊状態の

Fig. 4 Variation of different structure thickness with water flow rate in machining Al-Si alloy.

Fig. 5 Micrographs of the fracture surface of materials after tensile test.

差が見られなかった。このことから、本実験の鋳造条件範囲内において、冷却水を流しながらの遠心鋳造法を用いて、得られた各試験材間の組織の差がほとんど見られなかったといえる。したがって、本研究で切削実験においては、主として冷却水量10 l/minの急冷凝固材（記号：20Si-10）を使い、通常空冷材（記号：20Si-A）と比較しながら、その被削性について検討した。なお、実験は主として超硬工具（K10）およびセラミック工具を用いて旋盤による乾式切削を行った。また、比較のため、一部の実験にはコーティング工具も使用した。

3. 実験結果および考察

Fig. 6は超硬工具（K10）およびアルミナ系セラミック工具（ $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiC}$ ）を用いて、通常空冷過共晶Al-20 mass%Si合金（記号：20Si-A）および冷却水量10 l/minの急冷凝固過共晶Al-20 mass%Si合金（記号：20Si-10）を切削したとき、切削速度と被削材表面あらさの関係を示す。図より、いずれの工具でも、急冷凝固

Fig. 6 Variation of surface roughness with different water flow rate (a) K10, (b) ceramic cutting tool.

材の方は表面あらさが小さくなっている。また、超硬工具に比べ、セラミック工具で切削したものの表面あらさが大きくなっている。それはセラミック工具の熱伝導性が超硬工具より悪く、切削熱が工具表面に蓄積しやすいため、被削材表面がより軟化されやすく、送りマークの山が崩れやすくなり、仕上げ面を悪化させたためと思われる。Fig. 7にはそのときの被削材の表面状態を示す。図より、急冷凝固材の方は規則的な送りマークが明瞭であり、良好な仕上げ面を呈するのに対し、切削速度のいかにかわからず、空冷材の加工表面が付着物に覆われた状態となり、表面は悪化している。また、Fig. 8に示す超硬工具による空冷材の加工面の断面写真から、粗大化した角板状けい素粒子が工具によって取り去られ、表面から容易に抜けるため、仕上げ面の悪化をもたらす結果となる。Fig. 9は空冷材と冷却水量の異なる各急冷凝固材の切り屑形態の比較である。図より、いずれの工具を用いても、空冷材の切り屑は比較的短い。これに比べ、急冷凝固材の方は連続型切り屑となり、断屑溝やチップブレーカを使わない限り、切り屑処理性として空冷材の方が優位であることがわかる。このような結果になったのは、以下のように考えられる。主として粗大けい素粒子を含有する空冷材においては、組織が剪断されるとき、剪断領域に応力の集中現象が比較的大きく起こり、また、工具すくい面上の摩擦力も大きくなるため、切り屑が折れやすくなったものと考えられる。しかし、

Fig. 7 SEM photographs of finished surface.

Tool: K10, workpiece: 20Si-A

Fig. 8 Influence of silicon grain on finished surface in machining the air cooled material.

けい素粒子がかなり微細化された急冷凝固材の場合、剪断領域および工具すくい面上の摩擦状態に対するけい素粒子の影響がほとんどないため、切り屑が連続型となりやすくなったと思われる。また、そのとき得られた切り屑の表面および裏面状態を比較してみると、Fig. 10に示すように、切り屑の表面には空冷材の方は急冷凝固材に比べ、より軟化され、大きな塑性変形を生じた。また、切削工具と摩擦した切り屑の裏面には、初晶けい素粒子の抜けた痕跡がみられた。これに比べ、急冷凝固材の方はかなり平滑であることがわかる。

上述のように、粗大な初晶けい素粒子の有無は加工仕上げ面の品質だけでなく、切り屑処理性さらには後述の工具摩耗などにも影響を及ぼす。Fig. 11は空冷材および急冷凝固材を切削したときの主成分の比較である。図から、いずれの材料でも切削速度の増加に伴い、切削抵抗が低下している。とりわけ急冷凝固材の方は、その低

Fig. 9 The chip shapes of the tested materials.

Tool : K10 V=5m/s, f=0.1mm/rev, d=1mm

Fig. 10 SEM photographs of chips.

下割合が比較的急激である。また、空冷材より、急冷凝固材の切削抵抗が大きいこともわかる。すなわち、被削材の強度および硬さの高い方が切削抵抗も大きくなる。ところで、Fig. 12に示すように、切削速度 $V=5\text{ m/s}$ 、送り速度 $f=0.1\text{ mm/rev}$ 、切込み $d=1\text{ mm}$ の条件で、両被削材を切削したときの工具摩耗状態から、空冷材を切削した場合、いずれの工具でも切削時間がわずかに20 sで、フランク摩耗量が0.2 mmをも超えている。一方、同切削時間で、急冷凝固材を切削した工具摩耗量が0.05 mmしかなかった。通常の金属切削では、材料強度および硬さの高い方が切削抵抗が高く、切削温度もそれに伴って高くなるので、工具摩耗が大きくなる。すなわち、切削抵抗と工具摩耗が通常の場合、一義的な関係になっている。しかし、本実験の供試材の場合、材料強度および硬さがともに低く、切削抵抗が低い空冷材の方がかえって、工具摩耗が激しくなっている。このような結果をもたらす主因は空冷材中に存在する粗大な硬い初

Fig. 11 Variation of tangential cutting force with different cutting speed.

Fig. 12 Variation of flank wear with different cutting tools.

晶けい素粒子によるものと考えられる。なお、図より、いずれの供試材の場合でも、三種類の工具の切削時間に伴う摩耗進行曲線の形状はほぼ同じとなっている。Fig. 13は空冷材および急冷凝固材をそれぞれ20 sおよび100 s切削後の工具摩耗進行状況の比較である。図から、空冷材の場合では、いずれの工具でも摩耗が著しく進行しているのに対し、材料強度および硬さの高い急冷凝固材における工具摩耗はかえって緩やかであることがわかる。

4. 結 言

Al-Si 過共晶アルミニウム合金の粗大けい素粒子を微細化し、その被削性を改善するため、冷却水を流しながら高速回転の金型に、Al-20 mass%Si の溶湯を鑄込み急冷凝固材および通常空冷法によって作った同成分の空冷材を試験材として旋削実験を行い、その被削性について検討した結果、以下の結論が得られた。

(1) 冷却水を流しながらの遠心鑄造法を用いて作った

Fig. 13 Wear patterns of carbide and ceramic tool in machining tested materials.

20Si-A: after cutting time of 20 s.

20Si-10: after cutting time of 100 s.

急冷凝固 Al-20 mass%Si の過共晶アルミニウム合金は、空冷材より引張強さおよび硬さが高く、その初晶および共晶のけい素粒子は微細化されている。

(2) 空冷材より急冷凝固材の方は表面あらさおよび工具摩耗の点では改善された。

(3) 急冷凝固材は材料強度が高いため、空冷材より切削抵抗が大きい。

(4) チップブレカを使わない限り、切り屑処理性としては空冷材の方が優位である。

謝辞：本実験の遂行は国家科学委員会の援助 (NSC79-0405-E-008-08) によるもので、ここで謝意を表します。

参 考 文 献

- 1) 財満鎮雄, 高辻雄三, 飯尾政次: 軽金属, **20** (1970), 556.
- 2) 財満鎮雄, 稲葉道次, 広野雅道: 軽金属, **22** (1972), 275.
- 3) 財満鎮雄, 武田裕久, 森下 定: 日本金属学会誌, **38** (1974), 609.
- 4) 財満鎮雄, 鈴木康夫, 山田 茂, 鈴木正志, 橋岡浩: 軽金属, **33** (1983), 123.
- 5) 高辻雄三, 財満鎮雄, 顔 炳華, 山田 茂: 軽金属, **34** (1984), 14.
- 6) F. A. Crossley and L. F. Mondolfo: Trans. AIME, (1951), 1143.
- 7) G. S. Cole, K. W. Casey and G. F. Bolling: Metal Trans., (1970), 1413.
- 8) L. Backreud: Light Metal Age, **10** (1983), 6.