アルミニウム-けい素合金の構成刃先の生成機構

貴 志 浩 三* 江 田 弘*

Kozo Kishi and Hiroshi Eda : Formation of Built-up Edges in Aluminium-Silicon Alloys. The cutting mechanism of aluminium-silicon alloys, in which hard grains (silicon) are included in soft matrix (aluminium), requires a very complicated analysis, because the deformation mechanisms of the two phases are quite different. Aluminium-silicon alloys used in this paper are typical examples of those alloys since aluminium deforms by ductility but silicon shows brittle deformation. Hyper-eutectic alloys offer the possibility of optimum wear resistance and expansion behavior but pose serious manufacturing difficulties. And those alloys have been said, however, to be difficult of precision machining. Furthermore, the built-up edges (BUE) is formed comparatively easy.

In this experiment, the formation of the built-up edges was investigated with reference to the 3.0~30.0% silicon range and its heat treatment T_5 , T_6 .

(1) The size of BUE became smaller with an increase in the silicon content. And the existence of BUE was seldom observed at above 22.0% Si content.

(2) The massive primary silicon was cut by BUE in most cases.

(3) The BUE formed by use of a diamond tool was scarcely observed in the range 3.0~30.0% Si content.

(4) The primary silicon in the BUE was made finer than the original form, and the coarsened primary silicon was seldom observed.

(5) The increase of the Al, Cu, Mg, Ni contents in the BUE was seldom observed as compared with the matrix, but the primary silicon increased to a certain degree.

(6) At about 8.0~11.7% Si content where BUE become largest, the stress σ_n determined by the viscoplasticity method is tensile stress in the neighborhood of the tool edge.

(Received November 9, 1973)

I. 緒 言

アルミニウム-けい素合金は、耐熱、耐摩耗性などに富むため、これらの性質を具備すべき機械構成要素として、きわめて需要が多くなった。たとえば、運動部の慣性力が少なく、しかも前述の性質が必須条件となるピストン材には最適材料と考えられ⁽¹⁾⁽²⁾、また鋳鉄に比べて比強度も大きいので比較的安全度の高い設計材料となる。

しかしこの合金の仕上加工は、これらの諸性質が被削性因子を直接支配するため非常に取扱い難い、難削材料になる。たとえば、ピストン材の場合、切削加工によって荒仕上を行ないついで、内面ないし、外面研削によって精密仕上を実施するが、前加工の切削において、工具摩耗が激しく、工具付着物あるいは溶着物の存在のため形状精度が著しく低下する。このため後加工・処理の研削あるいは表面処理加工に対して、切削過程における加工変質層や付着物ならびに溶着物が直接影響を及ぼし、部品組立後、稼動時に思わぬ安全性の低下をもたらす例がある⁽⁴⁾。したがって、これらの不安定な、すなわち非定常的な切削過程を通らず、あるいは機械的操作の導入によって、一挙に安定な

定常切削をもたらすことは可能であるが、経済的に非常に付加価値の高い機械加工となる。

本報は、このような具体的作業段階に至る以前に必要となるこれらの基礎的資料を得るため、付着物あるいは溶着物がいかなる金属組織のあるいは力学的条件下に生成するか、まず考察を行なう。特にこの溶着物あるいは付着物は大部分が構成刃先として存在する例が多いため、ここでは構成刃先の生成機構を、Al-3.0~30.0% Si 組成の範囲について吟味検討する。

II. 実験方法

被削材の化学組成は、Al-(3.0, 8.0, 11.7, 17.0, 22.0, 30.0)% Si、とこれに Cu, Mg, Ni を各 1% ずつ添加した実用合金の各 F 材を準備した。なおこの実用合金には T_5 (230°C×6 hr, 後空冷) および T_6 (500°C×5 hr, 60~70°C に温水焼入れ, 230°C×6 hr 後空冷) 処理を施した。被削材の寸法形状は、外径 59.0 mm ϕ 、肉厚 3.0 mm の中空材であった。また工具材種は、JIS SKH 4 A (すくい角 $\alpha=0^\circ$, 10° , 20° , -5° 30' 逃げ角 $r=8^\circ$) とダイヤモンド工具 ($\alpha=-5^\circ$ 30', $r=2^\circ$) とした。

* 宇都宮大学工学部機械工学科 (Department of Mechanical Engineering, Faculty of Engineering, Utsunomiya University, Utsunomiya)

つぎに、切削は被削材端面を旋盤の長手方向に送り切削するためほぼ2次元切削機構をとることになる。また構成刃先の動的な変化過程は、切削を瞬間的に凍結するため、以前その原理を詳細に説明した⁽⁵⁾Photo.1に示すような装置を用いた。切削急停止によって得られた切削領域の変形組織は、光学顕微鏡とX線マイクロアナライザー付走査電子顕微鏡によって観察した。また、これと並行して塑性力学的考察を行なうため、以前その手法を報告⁽⁶⁾した Visio-plasticity 法を導入し数値解析を行なった⁽⁷⁾。切削条件は、切削速度 $V=5\sim100$ m/min, 送り速度 $f=0.075\sim0.150$ mm/rev, 切削幅 $W=3.0$ mm であった。

Photo.1 Experimental apparatus.
1: Workpiece, 2: Quick-stop device, 3: Tool

III. 実験結果と考察

1. 3.0~30.0% Si の構成刃先

Photo.2 は Al-(3.0~30.0)% Si-Cu-Mg-Ni 合金 F 材の Si 量による構成刃先の形状変化を示す。一般に純 Al の場合には切りくず圧縮比が著しく大で、塑性流動が大きいた

め切削端への side flow および工具すくい面上の切りくずの付着領域が極めて広範囲になる。このようすは Photo.2 の純 Al に近い 3.0% Si にも認められ、また切りくず厚さが Si 量増加にともなって小さくなっていることからわかる。Al-(3.0~30.0)% Si-Cu-Mg-Ni 合金に T_5 , T_6 処理を施すと切りくず厚さが著しく減少し、同時に構成刃先もかなり小型化することが認められる。このように純 Al に近い場合には構成刃先より付着物に近い状態で、またこれに Si が添加されるとただちに一般に定義されている構成刃先が生成する。この寸法は Fig.1 に示すように、8.0~11.7% Si の近傍で最も大きくなり、初晶 Si が相隣れる初晶 Si と比較的多く、相互に作用し始まるような、たとえば 22.0% Si 近傍に至ると著しく減少し、約 30.0% ではほとんど認められなくなる。また、マトリックスの加工硬化率が Al-Si および Al-Si-Cu-Mg-Ni 合金 F 材より低い T_6 処理材の構成刃先は非常に小型で、最高高さは共晶点以下の

Fig.1 Variation of maximum heights of built-up edges from the tool rake face (H) with silicon content from 3.0~30.0%.

Photo.2 Variation of built-up edges of Al-3.0~30.0% Si-Cu-Mg-Ni alloys with silicon content, as cast. Cutting speed $V=28.7$ m/min, Depth of cut $d=75$ μ, Rake angle $\alpha=20^\circ$

低 Si 量に移っている。いずれにしても、構成刃先は Al に Si が添加されるとただちに生成し、共晶点を越え粗大初晶 Si が晶出し、相隣接する Si 粒子が相互に作用するようになると存在例が少なくなる。一方 Photo. 3 のごとく焼入れを施すと、同じ化学組成でも生成量が少なくなる。一つには母金属を切削するに必要な所定の硬さに至らないため、つまり母金属が焼入れによってある程度の硬さに達しているため、切削進行にともなって切削点近傍の加工硬化が切削作用可能な硬さに至らないのではないかと推論される。また焼入れ材のためマトリックスがかなり脆性の要素を強

くしているため、刃先点からせん断き裂が入りやすくなるため成長がある程度阻止されるとも考えられる。このことは、Al-Si, Al-Si-Cu-Mg-Ni および T_5 , T_6 材の切削比 r_c が、順に $r_c=0.2\sim0.4$, $r_c=0.4\sim0.5$, $r_c=0.4\sim0.6$, $r_c=0.5\sim0.6$ と T_6 材が最も高いことから理解できる。

2. 初晶 Si 粒子の大きさと構成刃先

共晶組織の微細 Si は初晶 Si に比べて非常に小さく構成刃先内部において再度微細に破砕されることは初晶 Si に比べると非常に少なく、大部分繊維状の組織になる⁽³⁾。そ

Photo. 3 Variation of built-up edge formation of Al-11.7~22.0% Si-Cu-Mg-Ni alloys with T_5 , T_6 heat treatment. $V=28.7$ m/min, $d=75\mu$, $\alpha=0^\circ$

Photo. 4 Microstructures of primary silicon grain at various P contents and casting temperatures of Al-17.0% Si-Cu-Mg-Ni alloy.

こで切削の影響がみられる Si 粒子について構成刃先および切削領域においてどのように変化するか観察する。

Si 粒子の微細化は Al-17.0% Si-Cu-Mg-Ni 合金について、0~0.3% P 添加と casting 温度 $T_c=800\sim 850^\circ\text{C}$ の組合せ

Photo.5 Relationship between built-up edges and primary silicon at various P contents and casting temperature of Al-17.0% Si-Cu-Mg-Ni alloy.
 $V=15.4\text{ m/min}$, $d=75\text{ }\mu$, $\alpha=-5^\circ30'$

Photo.6 Comparison of primary silicon sizes of the built-up edges, chip and workpieces. $V=15.4\text{ m/min}$, $d=75\text{ }\mu$, $\alpha=5^\circ30'$, $\gamma=2^\circ$

Photo.7 Silicon crystals observed in the machined skin layer and chip. Primary silicon were cut by built-up edges.
 $V=15.4\text{ m/min}$, $d=75\text{ }\mu$, $\alpha=20^\circ$

で行ない、Photo.4 の一例を得た。铸造温度と P 量、 800°C と 0.3% P、 850°C と 0.3% P、 850°C と 0.05% P の初晶 Si の大きさには大差はないが、 800°C と 0% P に比べると、 $1/10\sim 1/20$ 程度前者が微細化されている。このとき構成刃先は、Photo.5 に示すように、 800°C 、0% P において構成刃先によって Si 粒子が切削され、き裂が入り、破碎されていくようすがみられる。またこのようなようすは初晶 Si を微細化処理した、 850°C 、0.3% P 処理材にも認められる。そして破碎された微細 Si 粒子の一部は構成刃先を形成するようになり、これが高静水圧下で加工硬化している Al と凝着結合し、母金属に比べより強固と思われる金属組織を構成する。この微細に破碎した粒子が構成刃先を作ることは Photo.6 のように初晶 Si 粒子を 1 個ずつトレースし、大きさを比較するとその変化から構成状態がわか

る。また破碎されてもある程度の大きさのものは、Photo.7 に示すように切りくず(a)にあるいは切削面表皮(b)に一部が残存する。これに対して共晶地の Si 粒子には微細に破碎された粒子はほとんど認められず、切削領域で既存の共晶組織が崩れ、Al の一方的な塑性流動の支配のもとに生成したような形態の流動組織を呈する。

一方未処理材で Si 添加量が 20% を越え、30% に近づくにつれて、 $150\sim 200\text{ }\mu$ のような粗大初晶 Si があらわれるようになるとこれだけで、切削領域がおおわれ、たとえば Si 粒子単体を切削すると同じような切削機構に変る。このとき構成刃先を作る程度に微細に破碎されるに

しても Si の結合剤のような働きをする Al が少なくなるため、構成刃先の成長要素がこれに比例して減少することになる。また Si 粒子が連続して切削点にあられる 20% 以上の高い素の範囲ではすでに Al の加工硬化と微細 Si 粒子からなる組織の硬さではこの切削に耐えきれず、逆に母金属の共晶地に強固に支持されている粗大 Si 粒子に構成刃先が引き裂かれるか、一部が脱落するような状態になると考えられる。

3. 構成刃先の Si 粒子の 2 次電子像

構成刃先の組織は粗大初晶 Si 粒子が微細になり、母材の 1.5~2.0 倍程度に加工硬化し、かつ高静水圧下で凝着したような状態で存在する⁽⁵⁾。しかし工具すくい面と逃げ面の仕上面あらしが著しく小さく切刃先端が非常に鋭利な、たとえば **Photo. 8** に示すようにダイヤモンド工具 (b) で切削した場合、SKH 4A 工具 (a) のような構成刃先の形成はほとんど確認することができない。しかも写真 (b) のごと

Photo. 8 Comparison of built-up edge formation for SKH4A (a) and diamond (b) tools due to 3.0~30.0% silicon contents.

(a) Al-vari Si-Cu-Mg-Ni, (b) Al-vari Si (diamond tool), $V=15.4 \text{ m/min}$, $d=75 \mu$, $\alpha=5^\circ 30'$, $\gamma=2^\circ$

Photo. 9 X-ray images in built-up edges, chip and work of Al, Si alloying elements.

(a) Al-17.0% Si-Cu-Mg-Ni, (b) Al-8.0% Si-Cu-Mg-Ni

く切りくず裏面は、鏡面のごとくなり、純 Al に近いほどダイヤモンド工具すくい面あらさに近づいている。これに対して写真(a)の SKH 4 A 工具の場合、切刃先端部には

Photo.10 Variation of X-ray image in built-up edge, chip and work of Si grain.
Al-8.0% Si-Cu-Mg-Ni, $V=28.7$ m/min,
 $d=75 \mu$

Photo.8(a)のように構成刃先が明らかに生成し、しかもダイヤモンド工具(b)に比べ、仕上面あらさと切りくず裏面あらさが粗大である。そして Al 量が減少するにつれて、構成刃先は小型化し、刃先端部に集中して生成するようになる。

つぎに、構成刃先(BUE),切りくず(CHIP)および被削材(WORK)について、各構成要素になっている Si 粒子を走査電子顕微鏡の2次電子像とX線像により観察した。Photo.9のBUE-CHIP(110)のAl濃度についてはほとんど変化が認められないが、Si粒子の場合には微細な破砕粒子がわずかに認められる。このSi粒子量は、広範囲な領域にわたって算出した単位体積について評価するとほぼ同一と考えられるが、BUEは微小領域に生成するため非常に高い圧力で凝着しているため種々介在物ならびに粗大Si粒子の微細な破砕粒子およびAl, Siの圧縮によってSi量が上昇したような状態に一時なると考えられる。この事実は切削領域のBUE, CHIPおよびWORKのSiの形状変化を比較したPhoto.6, Photo.10によっても微細に砕かれているようすからわかる。加工硬化しやすいAl, Cu, Niを比較してもこれらの元素にはほとんど差が認められないが、Si粒子の場合にはCHIP, WORKに粗大初晶Siが存在し、この差が少ないにもかかわらず、BUEには微細初晶Siが多く、その粒子間隔も減少している。

4. Si量による構成刃先の塑性力学的検討

本実験に使用したAl合金の構成刃先は、Fig.2のような過程を経て生成するものが大部分で、鼻状型のものが多い。そこで、著者ら⁽⁶⁾が以前Oxley⁽⁷⁾の示したVisioplasticityによる方法を導入し、その手法を説明し、報告した解析例を使用してSi添加によって切削領域の垂直応力(σ_n)およびせん断応力(τ_s)および、工具すくい面上の垂直応力および摩擦応力(τ_F)がどのような変化を示すか検討する。

Fig.2 Typical formation process of built-up edges.

↑ 粗大初晶Si粒子が、BUE内部に破砕されて入ると、これが構成刃先の主要組織となり、Alは破砕されたSi粒子間に接合剤のような状態で存在するようになる。このとき構成刃先のSi量は一時増大するので、この状態をSi量増大という。

すべり線上の垂直応力は、加工硬化のある場合に拡張された Hencky の方程式⁽⁸⁾を用いて求められる。Fig. 3 において、A点を積分起点とする第2すべり線上の垂直応力は、たとえば、B点の垂直応力 σ_B は次式で与えられる。

$$\sigma_B = -k_A - 2 \int_A^B k \frac{\partial \phi}{\partial S_2} dS_2 - \int_A^B \frac{\partial k}{\partial S_1} dS_1 \quad (1)$$

ただし、 k_A は A 点の最大せん断応力、 ϕ は工具に対する切削速度方向 X 軸から第1すべり線まで反時計方向に測った角度、 S_1, S_2 は第1, 第2すべり線に沿う距離である。

Fig. 3 Cutting model due to the plastic deformation for the first and second slip lines respectively.

同様に、B点を積分起点とした第1すべり線 BD 上の垂直応力は、たとえばD点において次式で与えられる。

$$\sigma_D = \sigma_B + 2 \int_B^D k \frac{\partial \phi}{\partial S_2} dS_2 - \int_B^D \frac{\partial k}{\partial S_1} dS_1 \quad (2)$$

工具すくい面上の垂直応力および摩擦応力 σ_n, τ_F は、たとえば、D点において次式から求められる。

$$\left. \begin{aligned} \sigma_n &= \sigma_D - k_D \sin 2(\alpha + \phi_0) \\ \tau_F &= -k_D \cos 2(\alpha + \phi_0) \end{aligned} \right\} \quad (3)$$

これらの電子計算機の計算手順は文献(8)に詳細に述べてある。Fig. 4 は、切削速度 $V=12.5$ mm/min, 切込み $d=2.0$ mm, 切削幅 $W=3.0$ mm, すくい角 $\alpha=20^\circ$, 前逃げ角 $r=8^\circ$, 工具 SKH 4 A の乾式 2 次元切削した切削塑性領域の応力分布の一例である。図の 99.978% Al において切削塑性開始曲線ならびに工具刃先点から切りくず自由面側(被削材-切りくず境界), つまり折れ曲り点に至る曲線および塑性終了曲線上の τ_s はほとんど圧縮応力となる。また σ_n は切りくず自由面側からある距離で引張応力に変る領域が存在するが、工具に近づくにつれて、再度圧縮応力に戻る。これら各曲線に直交する第1すべり線上の τ_s, σ_n , たとえば切りくずの工具接触点の終点から第2すべり線に直交する場合, τ_s は圧縮応力を取り, σ_n は第2すべり線上で、引張応力が存在した領域で引張になるが、塑性的にみて、切削点近傍に構成刃先を生成するような力学的領域はみあたらない。これに対して 11.7% Si 添加した場合について 99.978% Al との相違点だけをみると、工具刃先点近傍の σ_n が引張応力になっていることである。このことは構成刃先の生成が Fig. 2 のような過程を通っていること

Fig. 4 Comparison of distributions of normal stress, shear stress and frictional stress (σ_n, τ_s, τ_F) of the cutting plastic zone due to silicon additions.

と推察したが、塑性力学的には Fig. 2(c) の存在があると考えられる。

一方、金属組織との関係からみると、切削塑性開始曲線からこの領域はかなり塑性変形の進行した距離にある。したがって、初晶 Si と Al の結合応力は共晶組織を形成したときからみれば、かなり低下していると考えられる。つまりこの塑性進行した時点では、Si 粒子はすでに void あるいは一般の介在物のように応力集中源になっているようにみなされるから、もしもき裂が存在するような状態であれば、これを緩和するようなかこうで、き裂成長を促進するような働きもあると解釈される。しかもこの刃先点では非常に高い刃先応力があるから⁽⁶⁾、この可能性は十分にある。また初晶 Si が晶出するようになるとこの性質がより強くあらわれてくるため、刃先点の引張応力 σ_n 値が小さくても、粗大 Si 粒子のき裂促進の援助が大になるためより生成しやすい状態になると思われる。刃先点から粗大初晶 Si 粒子にき裂が通っている例は、Photo. 5, 6 に認められる。しかし Si 量増加にともなって構成刃先が形成しやすくなっても III. 1 節で述べたように初晶 Si 粒子が相隣接する初晶 Si と相互に作用し、あるいは粗大粒子によって構成刃先が損傷を受け易くなり、大きく成長することはないと思われる。

IV. 結 言

Al-3.0~30.0% Si 合金について、主に Si 量, Si 粒子形状と大きさが構成刃先の生成に対する影響について検討し、本実験条件の範囲で、つぎのような結果が得られた。

(1) 構成刃先は Si 量増加にともなって小型化し、約 22.0% 近傍で非常に小さくなり、これ以上になるとほとんどみられなくなる。

(2) 構成刃先は粗大初晶 Si 粒子が存在する約 22.0% 付近から脱落が著しく、なかには初晶 Si 粒子に引き裂かれる例が一部に認められる。

(3) Si 粒子の微細化を施さない被削材にあらわれる粗大な初晶 Si 粒子は、構成刃先によって切削され、切りくず、および切削面表皮の両方に分離して存在する。

(4) 工具すくい面と逃げ面が鏡面に近いダイヤモンド工具による切削の場合、Si 量にかかわらず構成刃先は認められなかった。しかし工具すくい面と逃げ面が切削進行にともない摩耗し、あらさが大になると存在するようになる。

(5) 構成刃先には母材と同一形状の初晶 Si 粒子は著しく減少し、微細に破砕され、しかもその間隔が非常に減少した組織を呈するようになる。

(6) 構成刃先の Al, Cu, Mg, Ni などの量の増大はほとんど認められないが、Si は、被削材、切りくずに比べある程度増大しているようである。

(7) Visioplasticity 法によって、切削塑性領域の σ_n, τ_s, τ_F

を求めると、Si 添加によって刃先点近傍に σ_n の引張応力が認められる。これが構成刃先の成因になる可能性がある。

(8) 切削領域に粗大初晶 Si が存在すると、刃先点応力を緩和するため、き裂の発生、成長を援助、促進するようである。これが構成刃先の生成、成長と結びつくようである。

本研究の一部は(財)軽金属奨学会の研究資金により、また供試材は昭和電工(株)軽金属研究所の厚意によった。付記して謝意を表する。

文 献

- (1) C.E.Hoskins : Abrasive Engineering, **16**(1970), 18.
- (2) R.F.Smart and J.A.Reynolds : Metal and Materials, **5**(1972), 211.
- (3) 貴志浩三, 江田 弘, 海上正治 : 精密機械, **38**(1972), 1011.
- (4) 貴志浩三, 江田 弘 : 精密機械, **38**(1972), 174.
- (5) 貴志浩三, 江田 弘 : 金属学会誌, **36**(1972), 14.
- (6) K.Kishi and H.Eda : Proc.17th Jap. Cong. Mat. Res., (1974), 120.
- (7) W.B.Palmer and P.L.B.Oxley : Proc. Instn. Mech. Engrs., **173**(1959), 623.
- (8) 臼井英治 : 精密機械, **32**(1966), 812; **33**(1967), 77.

オーステナイト耐熱鋼の粒界反応ノジュールの結晶方位について*

田中 学** 宮川大海*** 藤代 大****

Manabu Tanaka, Ohmi Miyagawa and Dai Fujishiro : On the Crystallography of Grain Boundary Reaction Nodule in Austenitic Heat Resisting Steels. The crystallography of the grain boundary reaction nodule has been investigated for several austenitic heat resisting steels including a 21-4 N engine value steel (21% Cr-4% Ni-9% Mn-0.5% C-0.4% N) by means of optical and transmission electron microscopy.

It was revealed that the orientation of the austenite matrix in the nodule formed by grain boundary reaction was generally the same as that of the neighboring grain but different from that of the grain in front of the nodule. This relationship was confirmed for two kinds of steels which have $M_{23}C_6$ or Cr_2N as grain boundary reaction precipitate.

In high chromium-nickel heat resisting steels with high nitrogen and extremely low carbon contents, only $Cr_2N(hcp)$ was formed by the grain boundary reaction and the following orientation relationship was found between Cr_2N and matrix in the grain boundary reaction nodule : $(00.1)_{Cr_2N} // \{111\}_\gamma$, and $[11.0]_{Cr_2N} // [110]_\gamma$, i.e. the close packed plane of Cr_2N is parallel to $\{111\}_\gamma$.

(Received January 28, 1974)

I. 緒 言

粒界反応のノジュールとそれに隣接する結晶粒などとの方位関係については、Turnbull による Pb-Sn 合金での

研究⁽¹⁾から、粒界反応ノジュールのマトリックスの結晶方位が隣接する結晶粒のそれと同じであり、ノジュールの前面の結晶粒のものとは一般に異なることが知られている。これと同様の方位関係は光顕および透過電顕によって Ni-

** 東京都立大学大学院(Graduate School, Tokyo Metropolitan University, Tokyo)

*** 東京都立大学工学部(Faculty of Technology, Tokyo Metropolitan University, Tokyo)

**** 日鍛バルブ株式会社(Nittan Valve Co., Ltd., Hatano)

* 1973 年 10 月金属学会福岡大会に発表