Al-Ni 合金の切削に関する研究*

花 崎 伸 作** 峠 睦** 佃 市 三***

Study on cutting of Al-Ni alloys

Shinsaku HANASAKI, Mutsumi TOUGE and Ichizo TSUKUDA

This paper describes an experimental investigation of the cutting of Al-Ni alloys and tool wear mechanism to diminish severe tool wear in hypereutectic Al-Si alloys. These alloys contain softened second phase particles (intermetallic compound Al_3Ni , $HV=650$) in comparison with primary Si hard particles ($HV=1560$) in hypereutectic Al-Si alloys. Summary of the results are shown below. (1) With increasing in Ni content in the alloys, number and area percentage of intermetallic compound particles increase. The cutting force components decrease gradually and the surface roughness become worse in higher Ni contained alloy. (2) The machinability and cutting temperature of Al-Ni alloys are determined to be the nearly same as those of hypereutectic Al-Si alloys. (3) Crushed and/or fine grained particles in Al-Ni alloys are almost not observed in cutting and torsion test due to the enriched plasticity of the matrix. (4) Tool wear of carbide tools in cutting of Al-Ni alloys are hardly observed within this work. These facts are attributed to smaller matrix force restricted for the particles and less frequency of mechanical scratching by hard particles for tool flank, in comparison of those of hypereutectic Al-Si alloys.

Key words : Al-Ni alloy, second phase hard particle, intermetallic compound particle, carbide tool, tool wear, cutting temperature, orthogonal machining

1. 緒 言

VTRのヘッドやピストン等に広く用いられているAl-Si系過共晶合金(以下Si系合金)は、軽量さと耐磨耗性を兼ね備えた優れた合金の一つである。しかし、これまで多くの報告がなされているように、この系の合金は切削加工時に激しい工具摩耗を伴い、精密加工に多大の労力を要することが指摘されている。工具摩耗の機構としては被削材中の硬い初晶けい素粒子による機械的引っかかり摩耗¹⁾²⁾と工具および合金中に含まれる特定元素間の高い親和性に起因する凝着摩耗³⁾⁴⁾が報告されている。これらのうち、凝着摩耗は切削温度の上昇と共に活発となる³⁾と考えられるが、いずれにしても前者の機械的引っかかり摩耗は避けられない問

題である。その原因は初晶けい素粒子自体の硬さが過大であるためと考えられ、それに対する一つの解決策として母材中の硬質第二相粒子の硬さを適度な水準に抑えることを挙げることができる。

本研究では、硬質第二相粒子としての硬さが初晶けい素粒子の半分程度である粒子状金属間化合物に注目し、それらを含有するAl-Ni系二元合金(以下Ni系合金と呼ぶ)の切削実験を行った。このNi系合金は添加するNi量の違いにより Al_3Ni 、 Al_3Ni_2 等の金属間化合物が生成されるが、本研究ではNi添加量を最大20wt%としたためその組成は Al_3Ni となる。得られたAl-20%Ni合金における Al_3Ni 粒子のピッカース硬さは650と測定され、初晶けい素粒子(Al-20%Si合金、測定値1560)の約42%に相当する値を有している。従って、両合金はいずれも延性に富む母材中に硬質第二相粒子が散在する材料形態と見なすことができるが、そこに含まれる硬質第二相粒子の硬さの違い、母材硬度の違いあるいは超硬工具中のCoとの親和性の強いNiの添加が工具摩耗に対してどのような影響を及ぼすかについては十分に明らかにされていない。

* 原稿受付 昭和63年11月25日。精密工学会昭和63年度関西地方定期学術講演会(昭和63年7月20日)にて発表

** 正 会 員 大阪大学工学部(吹田市山田丘2-1)

*** 正 会 員 昭和アルミニウム(株)(堺市海山町6-224)

そこで、本研究ではNi系合金の旋削および低速二次元切削を行い、その被削性および工具摩耗の機構について詳細に調べた。また、その際に参考として用いたSi系合金の実験結果と比較することにより、硬質第二相粒子の切削中における微細化の挙動³⁾⁵⁾⁶⁾およびその微細化と工具摩耗との因果関係について考察を加えた。なお、本文中では煩雑さを避けるため、Ni系合金の Al_3Ni 粒子およびSi系合金の初晶けい素粒子を硬質粒子と統一して呼ぶことにする。

2. 実験方法

実験に供した被削材は直径30mmの円柱状押出材である。被削材中の硬質粒子の大きさおよび個数を変化させるため、Ni含有量を2、10および20%の3種類に設定した。以下、それぞれを2%Ni材、10%Ni材および20%Ni材とする。また、参考としてSi系合金であるAl-20%Si合金(以下20%Si材)を用いた。被削材の化学組成を表1に、主な機械的性質を表2にそれぞれ示す。材料の延性の目安となる伸び ϵ_f や吸収エネルギー U はNi含有量の増加に伴って急激に減少している。また、20%Si材の特性値は数値上では20%Ni材に近いが、右端のねじり破断時におけるせん断ひずみ ϵ_{TF} はかなり小さくなっている。主な旋削条件を表3に示す。切込み1mmおよび送り0.1mm/revは本研究を通して一定とした。工具には超硬工具を用い、切削速度は1.0~5.0m/sに設定した。低速二次元切削は横フライス盤のテーブルの左右送りを利用して行った。その主な切削条件を表3中に合わせて示した。

これらの被削材を光学顕微鏡(暗視野像)により観察した結果の一例を図1(a)~(d)に示す。2%Ni材における硬質粒子の粒径は1~2 μm と非常に小さく、金属組織的には母材であるアルミニウムと同等と見なすことができる。10%Ni材および20%Si材における硬

Table 1 Chemical compositions (wt%)

Alloy	Si	Fe	Zn	Ti	Ni	Al
2%Ni	0.04	0.13	0.01	0.01	1.85	Bal
10%Ni	0.05	0.09	-	-	9.30	Bal
20%Ni	0.05	0.09	-	0.01	19.23	Bal
20%Si	20.10	0.43	-	-	-	Bal

Table 2 Mechanical properties

Alloy	σ_u MPa	ϵ_f %	U MJ/m ³	Charpy kJ/m ²	HV _m	ϵ_{TF}
2%Ni	126.6	54.0	44.5	781	38	0.988
10%Ni	169.9	34.6	35.9	137	54	0.552
20%Ni	128.5	11.9	8.0	24	61	0.209
20%Si	134.0	13.4	9.8	22	79	0.087

Table 3 Experimental conditions

Turning	
Cutting speed	$v = 1, 1.5, 2, 2.5, 3, 3.5, 4, 4.5, 5$ m/s
Depth of cut	$t = 1.0$ mm
Feed	$f = 0.1$ mm/rev
Tool material	K10, P10, P20, M10
Dimension	-5, -5, 5, 5, 30, 0, 0.4
Orthogonal cutting	
Cutting speed	$v = 0.1$ mm/s
Depth of cut	$t = 0.1, 0.2, 0.3$ mm
Tool material	K10
Rake angle	12
Clearance angle	9

Fig.1 Optical surface micrographs of Al-Ni and Al-Si alloys before cutting
(a) 2%Ni, (b) 10%Ni, (c) 20%Ni, (d) 20%Si

質粒子の平均粒径はほぼ同程度であるが、硬質粒子の面積率は10%Ni材の方が倍近く多くなっている。

Si系合金の硬質粒子は刃先近傍の大きなせん断ひずみにより破碎されて微細化されることが報告されているが³⁾⁵⁾⁶⁾、Ni系合金においても詳細に調べると共に、純せん断力が加えられるねじり試験を行って模擬的に調べた。その際に用いた試験片形状は肉厚1mm、内径21mm、平行部長さ20mmを有する薄肉円筒であり、最終的に試験片をねじり破断させ、試験片表面の硬質粒子に注目してSEM観察した。

3. 実験結果

3.1 Ni系合金の被削性

図2はP20を用いてNi系合金および20%Si材を旋削した時の主分力を切削速度に対して整理した一例である。多少のばらつきは認められるものの、主分力は切削速度およびNi含有量の増加に伴い低下する。20%Si材の主分力は2%Ni材と10%Ni材の中間的な値を示し

Fig.2 Effect of cutting speed on principal force in cutting of Al-Ni and Al-Si alloys (Turning, P20)

Fig.3 Effect of Ni content on principal force in orthogonal cutting of Al-Ni and Al-Si alloys ($v=0.03\text{mm/s}$)

ている。工具材種の違いによる主分力の差はほとんど認められなかった。図3は低速二次元切削における主分力をNi含有量に対して整理した一例である。図2の旋削の結果では明らかに認められなかったが、Ni含有量の増加に伴って主分力は減少している。

一般に、切削抵抗は被削材の強度とねばさ（ここではせん断破断ひずみ ϵ_{TF} と等価と考える）の積に比例する⁷⁾と考えられる。表2より、強度（引張強さ σ_u ）は10%Ni材がもっとも大きい、ねばさは2%Ni材が特に大きく、10%Ni材の約1.8倍、20%Ni材の約4.7倍の値を有している。従って、2%Ni材の切削抵抗が大きいのはそれ自体が持つ被削材の優れたねばさ、すなわち延性の高さに起因するものであり、母材であるアルミニウムが被削材中に占める割合が高いことを反映したものである。10%Ni材は ϵ_{TF} が2%Ni材の約6割であるため、切削抵抗は2%Ni材の結果より小さくなっているが、強度が高いため半減までには至っていない。

Fig.4 Effect of cutting speed on surface roughness in cutting of Al-Ni and Al-Si alloys (P20)

い。これらの切削抵抗の挙動は硬質粒子の面積率によっても説明できるが、詳細は既報⁶⁾に示したのでここでは割愛する。

仕上面粗さ（十点平均粗さ）は図4に示すように、Ni含有量の増加に伴い悪化する。これは上述の切削抵抗同様次のように説明できる。Ni含有量の増加は被削材のせん断破断ひずみの減少、硬質粒子の数および面積率（体積率と等価と考えて良い）の増加を招く。こ

Fig.5 SEM photographs of tool deposits and tool wear at flank of carbide tool P20 in cutting of Al-Ni and Al-Si alloys (Turning, $v=4\text{m/s}$, $L=400\text{m}$) (a)(c) 20%Ni, (b)(d) 20%Si (a)(b) are before etching. (c)(d) are after etching observed in back electron image (BEI).

のことは逆の見方をすれば、Ni含有量の増加は延性の高い母材が被削材中に含まれる割合が減少することを示す。このため、加工表面近傍での被削材の塑性流動は当然Ni含有量が多い程小さくなるであろうし、また一方では硬質粒子による切欠き効果によりそれらの周囲の母材に大きな変形が起こる頻度は高くなると考えられる。20%Si材は低速域で仕上面粗さが悪化しているが、高速域では10%Ni材に近い値を示している。

図5(a)~(d)は20%Ni材および20%Si材を400m切削した後のP20工具の逃げ面をSEMにより観察した例である。(a),(c)は20%Ni材を、(b),(d)は20%Si材を旋削したものであり、(c),(d)は5%NaOH水溶液中に30min浸漬して工具付着物を除去している。工具付着物は20%Ni材の方が若干多いものの、(c),(d)より明らかなように20%Si材を切削すると400mの段階で既にVB0.22mmの逃げ面摩耗が明りように認められる。一方、20%Ni材ではすくい面および逃げ面においても工具摩耗はほとんど発生しておらず、また他の工具材種においても同様な結果が得られた。なお、P20について図5と同じ条件で4000mまで切削したが、工具摩耗はほとんど観察されなかった。これらの違いについて説明するには切削温度およびねじり試験の結果が必要であり、考察の項で詳しく述べる。

3.2 切削温度

Ni系合金とSi系合金における工具摩耗量の著しい違いを説明するため、切削温度を工具逃げ面に埋め込んだ直径0.1mmのK熱電対により測定した。図6中に示すような0.5mmの穴を工具の前切れ刃側から横切れ刃に垂直になるように開け、熱電対を挿入後、固定材を用いて絶縁、保持した。切削速度は1.0~4.0m/sとし、

Fig.6 Relation between cutting temperature and cutting speed measured on flank (Turning, P20)

切削温度が定常状態になるまで測定した。

図6は用いた4種類の被削材における切削温度と切削速度の関係を示す一例である。切削温度の測定位置が切れ刃より若干離れているため、切削点での温度はもう少し高いと考えられるが、同一方法により得られた切削温度の結果から推察すれば、工具摩耗の激しい20%Si材の切削温度は工具摩耗のほとんど観察されないNi系合金と同程度であろうと考えられる。従って、本研究のような中低速の切削速度域では20%Si材での工具摩耗の原因は、硬質粒子による機械的引っかかり摩耗が大きな割合を占めていると考えられる。よって、以下では硬質粒子の切削中の挙動およびそれらが工具摩耗に及ぼす影響に注目した。

3.3 硬質粒子の微細化挙動

硬質粒子、特にSi系合金中の初晶けい素粒子は切削加工に伴い微細化されることは良く知られている。ここではSi系合金と対比させながらNi系合金における硬質粒子の微細化について調べ、両合金間における工具摩耗量の著しい違いを説明するための一助とする。

Fig.7 SEM photographs of second phase particles at shearing zone in orthogonal cutting of Al-Ni and Al-Si alloys ($t=0.2\text{mm}$, $v=0.03\text{mm/s}$)
(a) 20%Ni (b) 20%Si

図7(a),(b)は低速二次元切削した際のせん断域および切りくず中における硬質粒子をSEM観察した例である。横フライス盤に組み込んだ光学顕微鏡により切削状態を観察し、任意の段階で停止させて被削材を電顕内に持ち込んだものである。なお、切削中の横方向への変形は透明な強化ガラスにより拘束してあるため、図7における結果は近似的に被削材内部と同じ変形状態を観察していると考えられる。図7より、硬質粒子の割れ(以下、微細化)は(b)の20%Si材において顕著に認められる。一方、(a)の20%Ni材では硬質粒子の割れは少なく、むしろ粒子近傍の母材が変形し、空洞⁸⁾の発生が多く認められる。

これらの硬質粒子の挙動はせん断域での大きなせん断力を受けることにより引き起こされたと考えられる。このことについて模擬的に観察するため、前述のねじり試験を行った。図8(a)~(d)は破断後の試験片の表

Fig.8 SEM photographs of second phase particles on Al-Ni and Al-Si alloys after torsion test
(a) 20%Ni (b)-(d) 20%Si

面を硬質粒子に注目して観察した結果の例である。20%Ni材における硬質粒子はねじり試験の前後で大きな違いは認められない。一方、(b)～(d)に示した20%Si材の硬質粒子は図7(b)同様割れの発生が認められ、周囲の母材との剥離や微小なクラックの発生が認められる。これは粒子自体がその破壊応力を越えるような大きなせん断応力⁸⁾を受けて破壊されると共に、周囲の母材も粒子による荷重の集中により変形したことを示している。

一般に、母材の延性が高く、しかもそれらの中に硬質粒子を含む場合に外力が作用すると、弾性域では硬質粒子近傍に応力集中が起こり、そこでの応力が母材の耐力を越えると降伏が起こる。更に外力が増加すると降伏域の拡大が起こると共に、粒子近傍では加工硬化が起こり、そこでの応力は加工硬化指数 (n 値) の大きさに依存して高くなる。最終的に応力が母材の破壊応力に達することにより塑性不安定状態に陥り、粒子近傍に微小な破壊 (微小クラック、図8(d)) が発生することになる。上記の過程で、粒子近傍の応力が粒子自体の破壊応力を上回れば、粒子はその場で破壊され、微細化されると推察される。

Ni系合金において硬質粒子の微細化が起こらないのは次のように考えられる。硬質粒子近傍における母材の変形量は被削材の延性により決定され、それが高いことは被削材自体のいわゆる変形能、具体的には表2に示したせん断破壊ひずみ ϵ_{tr} が大きくなる傾向と一致する。従って、Ni系合金のように変形能が大きい被削材において、工具の刃先が切削中に硬質粒子に直接接触 (衝突) したような場合、粒子近傍の母材が変形してそれらにかかる力を緩和、吸収できる確率は高く

Fig.9 SEM photographs of second phase particles on cut surface in cutting of Al-Ni and Al-Si alloys (Turning, P20, $t=2.0$ mm, $v=2.0$ m/s, $f=0.1$ mm/rev)
(a) 20%Ni (b) 20%Si

なり、粒子の微細化の程度は低下すると考えられる。

硬質粒子の微細化は切削面においても認められる。図9(a)(b)は横切れ刃による切削面上の硬質粒子を急停止実験により観察した一例であり、(b)の20%Si材では硬質粒子は細かく碎かれ、その破片が切削方向に激しく流出しているのが認められる。(a)の20%Ni材では硬質粒子の破碎も一部に認められるものの、それらの多くは母材中に押し込まれたような形で観察され、直接横切れ刃や工具逃げ面に損傷を与えたものは少ないと考えられる。

以上のことから、Ni系合金における硬質粒子の微細化の程度はSi系合金に比較してかなり低く、それはNi系合金における母材の変形能が高いため、硬質粒子にかかる力を緩和できる確率が高いためと考えることができる。

4. 考 察

以上のように、純アルミニウムに最大20wt%までのNiを加えたNi系合金の被削性、工具摩耗および硬質粒子の微細化について調べた。得られた結果より、Ni系合金はSi系合金と同等の被削性を示すことがわかった。しかし、最も大きな違いは測定された範囲内で工具摩耗がほとんど観測されなかったことであり、関連した問題として硬質粒子の微細化の程度が低いことを挙げることができる。ここでは硬質粒子の微細化の挙動と工具摩耗との関連について考察を加える。

Si系合金における工具摩耗は図6の切削温度の測定からも明らかなように、硬質粒子である初晶けい素粒子による機械的な引っかかり摩耗により主として引き起こされる¹⁾。これらには硬質粒子の微細化も影響しており、せん断域で細かく碎かれた硬質粒子が工具に強く押し付けられるため進行すると考えられる⁶⁾。また、図9の観察結果より、硬質粒子は工具の横切れ刃により直接碎かれるものもあり、工具に与える損傷はかな

り大きいと推察される。

Ni系合金において工具摩耗がほとんど起こらない原因としては母材の変形能が高いこと、およびその結果として生じる硬質粒子の微細化の程度が低いことを挙げることができる。母材の変形能が高くなると、硬質粒子が位置していた場所に拘束する母材の力（母材拘束力）は小さくなる。極端な例として、20%Si材を低速二次元加熱切削し、その仕上面をSEM観察すると、多数の溝状の傷痕が認められる⁶⁾。これは加熱によって母材が軟化し、変形能が向上したことにより母材拘束力が低下し、硬質粒子が工具の刃先により引きずられたことを示している。この場合、硬質粒子の微細化は軽減される⁶⁾。従って、母材拘束力は変形能と表裏一体の関係にあり、その低下は変形能の増大と一致し、硬質粒子が工具を強く引っかく力および頻度の低下を意味する。このことは硬質粒子周囲の母材がどの程度クッションの役割を果たすかにより、工具の摩耗量が決定されることを示唆している。従って、母材のクッション性を表す適切な指標に硬質粒子の機械的性質を示す任意の値を加味したものを選べば、工具摩耗の程度を容易に推定できると考えられる。その指標としてどれが妥当であるか検討するため、硬質粒子のピッカース硬度Hと表2に示した特性値との比をクッション因子（Cushion factor）と名付けて計算した結果の一例が表4である。これより、母材のピッカース硬度H_Vや引張強さσ_{0.2}は計算値の中に説明不可能な増減が認められるため適当ではないと思われる。伸びε_T、シャルピー衝撃値 E/bh あるいはせん断破断ひずみε_{TT}等の母材の変形能を示す特性値との比をとった場合、工具摩耗の激しい20%Si材が最も大きな値を示しており、工具摩耗の程度を表す指標としてかなり有意性が存在するように見受けられる。

以上のことから、Ni系合金における母材の変形能がSi系合金におけるそれより高いことに起因して、工具摩耗に大きな、かつ有意な差異が生じることがわかった。従って、硬質粒子の破壊強度あるいは硬さが必要以上に高いこと、母材の変形能が若干不足しているこ

とがAl-Si系過共晶合金の激しい工具摩耗の原因の一つであり、これらを解決するにはNi系合金に近い性質を持たせることであり、具体的にはそれに有用な元素の添加や加熱切削などの特殊加工を目的に合わせて適用することが必要であると考えられる。

5. 結 言

粒子状金属間化合物を含有するAl-2, 10, 20%Ni合金および参考として初晶けい素粒子を含有するAl-20%Si合金を用いて、それらの被削性、切削温度、工具摩耗および硬質粒子の微細化について調べた。得られた結果は以下の通りである。

- (1) Ni含有量の増加に伴い、粒子状金属間化合物の数および面積率は増加し、切削抵抗の減少および仕上面粗さの悪化が観察される。
- (2) Al-Ni合金の被削性および切削温度はAl-Si系過共晶合金と同程度である。
- (3) 切削加工およびねじり試験による粒子状金属間化合物の微細化は、母材の変形能が高いためほとんど観察されない。
- (4) 超硬工具を用いてAl-Ni合金を切削した場合、測定した範囲内では工具摩耗がほとんど観測されない。これはこの系の合金の母材が高い変形能を有しているため硬質粒子に対する母材拘束力が小さく、硬質粒子が工具を強く引っかく頻度が低いことに起因する。

参 考 文 献

- 1) 財満鎮雄, 高辻雄三, 能登谷久公, 伊藤年秀: アルミニウム-珪素系鋳物合金の切削における工具付着物に関する検討, 日本金属学会誌, 40, 2(1976) 154.
- 2) 財満鎮雄, 高辻雄三, 奥島裕樹, 山田 茂: アルミニウム合金の湿式切削における超硬合金工具摩耗の考察, 軽金属, 31, 10(1981) 660.
- 3) 財満鎮雄, 高辻雄三, 後藤信孝: Al-Si系鋳造合金切削における超硬工具逃げ面摩耗について, 日本金属学会誌, 41, 12(1977) 1221.
- 4) 財満鎮雄, 高辻雄三, 山田 茂: Al-Si系鋳造合金の切削における超硬合金工具の適性について, 日本金属学会誌, 46, 4(1982) 452.
- 5) 貴志浩三, 江田 弘, 海上正治: アルミニウム-けい素合金における切削加工層の微細化組織の生成機構, 精密機械, 38, 12(1972) 1011.
- 6) 長谷川嘉雄, 花崎伸作, 峠 睦: 過共晶Al-Si合金の低速二次元加熱切削, 軽金属, 38, 9(1988) 546.
- 7) 中山一雄: 材料のもらさと切削抵抗, 機械の研究, 38, 7(1986) 767.
- 8) 臼井英治, 帯川利之, 白樺高洋: 快削添加物粒子のぜい性効果(その1), 精密機械, 46, 7(1980) 849.

Table 4 Calculated value for cushion factor

Alloy	H/HV _m	H/σ _{0.2}	H/ε _T	H/U	H/E/bh	H/ε _{TT}
2%Ni	17.1	5.1	12.0	14.6	0.8	660
10%Ni	12.0	3.8	18.8	18.1	4.7	1180
20%Ni	10.7	5.0	54.6	81.3	27.1	3110
20%Si	19.7	11.6	116.4	159.2	70.9	17900

H : Vickers hardness number measured on hard included particles
(1560 on Si, 650 on Al₃Ni)