

精密プレス加工用超硬合金の耐摩耗性改質

岩手大学工学部機械工学科
助教授 清水友治
(平成12年度研究開発助成 AF-2000016)

1. 緒言

超硬合金(WC-Co)は高硬度ながら靱性も持たせた材料で、耐摩耗性に優れることから、切削工具や金型の材料として、現在広く使われている。しかし、例えばプレス金型において、被加工材に比べて十分な硬さを持っているにもかかわらず、金型が摩耗することがわかっている¹⁾。また集積木材や石英など、いずれも超硬合金より軟らかい材料に対しても、摩耗することがわかっている^{2,3)}。このような高硬度材料が、軟らかい材料によって摩耗するという例は日常的にも目にするものであるが、この摩耗機構についてはまだ十分にわかっていない。

また、超硬合金の機械的性質は構成要素に大きく影響され、使用用途によりバインダの含有量や炭化物粒子の粒径を変化させている。最近では、WC粒子の超微小化により、超硬合金の特性を向上させる研究もなされている⁴⁾。

材料が高硬度であることは、裏を返せば加工が難しいということである。このため超硬合金の加工法は研削加工、電解加工、放電加工などに限られ、今日では放電加工法が多く利用されている。放電加工法とは、加工液中に浸けられた被加工材と電極の間でアーク放電を起こさせ、このとき生じる高熱で被加工材を溶かし、同時に加工液の蒸発による高圧で溶けた材料を吹き飛ばしながら加工する方法である。この加工法は加工自由度が高く、被加工材の硬度に左右されないという利点を持つが、材料表面を高温にさらすため、クラックなどの欠陥を生じさせる。また放電による電解作用のため、加工表面には、バルクとは違った性質を持つ加工変質層が生成される。さらに、放電加工面とは別の面においてもCoの流出が起こり、摩耗特性に悪影響があるという報告もある⁵⁾。こうした表面は、製品の精度や寿命にかかわるため、使用にあたっては除去するのが一般的となっている。金型製造における除去(みがき)作業が占める割合は、15~45%とも言われている。この作業は手作業で行われることが多く、機械化が望まれており、自動研磨装置に関する研究もいくつか見られる^{6,7)}。逆に、例えばSKD材を油中で型彫放電加工をした場合、油の炭素成分がSKD材表面に浸炭し、母材より優れた機械的特性を持つと言われ、加工変質層を有効に利用する場合もある。しかし、超硬合金に生じる加工変質層についての研究は、ほとんどなされていないようである。

そこで本研究では、超硬合金に放電加工したときに生

じる加工変質層を詳細に調べ、特に摩耗特性についての検討を行った。また、超硬合金が軟らかい材料を相手に摩耗するメカニズムについても言及した。

2. 実験装置および方法

本研究で使用した装置構成図をFig. 1に示す。この装置は、ブロックオンシリンダ型の摩擦試験機で、旋盤に被削材の丸棒を取り付け、回転させた丸棒に、ブロック試験片を押し付け摩擦させている。ブロック試験片にかかる荷重と摩擦力は、ひずみリングにより検出している。検出された荷重はPCによりフィードバックされ、一定荷重になるようサーボモータにより制御した。摩擦速度は、旋盤のチャック横に取り付けたフォトセンサにより検出される回転数と、丸棒の直径からすべり速度を算出し、旋盤の変速機構により、所定の速度になるよう調節した。

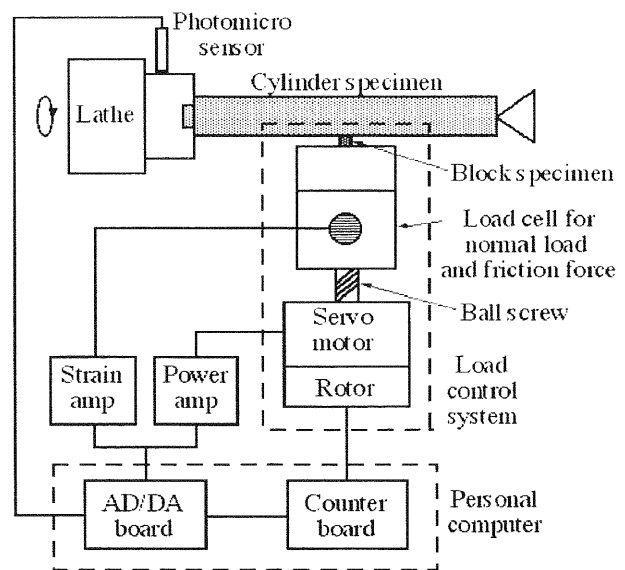


Fig. 1 Sliding wear test system

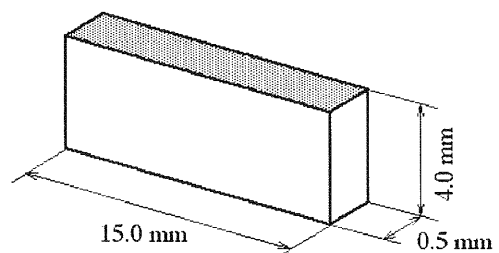


Fig. 2 Shape of block specimen

本試験で用いた試験片は、丸棒試験片には S45C 炭素鋼（初期直径 50mm）を用意し、摩擦表面を一定にするために、試験前に回転数 1000rpm、切込み 0.5mm、送り 0.1mm で切削し、円周の振れが $10 \mu\text{m}$ 以下となるよう調節した。丸棒の表面粗さは、円周方向で $R_y = 2 \sim 3 \mu\text{m}$ 、軸方向に $R_y = 5 \sim 6 \mu\text{m}$ だった。ブロック試験片には超硬合金 (92WC-8Co, 粒径公称値 $1 \mu\text{m}$) を用意した。一般的な手順で焼結し、最後に HIP 処理をした材料で、硬さはおおよそ HV2000 だった。Fig. 2 にブロック試験片の形状を示す。ハッチング部が摩擦面で、長手方向に滑らせた。切断はスライサで行い、ハッチング部分だけに Table 1 の条件で放電加工を行っている。放電加工の種類としては、ワイヤカット放電加工法（以後 W.C. と呼ぶ）と形彫放電加工法（以後 D.S. と呼ぶ）を採用した。W.C. は加工液がイオン交換処理をした水道水（比抵抗 $100\text{k}\Omega$ ）で、電極には黄銅製 $\phi 0.25$ のワイヤを使用している。Table 1 の A1 ~ A4 はそれぞれ 1 番カット ~ 4 番カットに対応している。1 番カットとは一番最初に行う粗加工であり、ほとんどの場合、材料の切断も兼ねているため加工速度は他に比べて遅い。2 番カット以降は、すでにカットしてある面を、微小なクリアランスで沿わせることで、わずかに飛び出した突起部を加工し、仕上げの表面粗さを小さくする目的で行われる。一方、D.S. での加工液は灯油（第 3 石油類、引火点 70°C 以上）で、電極には CuW を使用した。Table 1 には各加工法の仕上げ面粗さの設定値と測定値を、また、加工速度（D.S. では単位時間当たり加工量）も示した。設定値の仕上げ表面粗さにするには、電極の送り速度や電流、放電時間などを細かく設定する必要があるが、今回は、仕上げ粗さと加工回数を指定しただけで、これら以外の条件は、各放電加工機で標準の最適条件とした。放電加工後は、加工変質層の影響を見る目的から、放電加工面をダイヤモンド砥石 #500、切込み $2 \sim 3 \mu\text{m}$ で研削した。研削量は表面から、それぞれ 0.5, 10, 15, 30, $50 \mu\text{m}$ とした。研削による残留応力や、仕上げ面の粗さの影響を考えると、電解研磨やラッピングなどの加工法の方が適しているが、表面からの深さに対する相対的な比較をするには、平面研削で十分であると考えた。

以上で述べた超硬合金と S45C 炭素鋼の組み合わせは実際のプレス加工での金型と被加工材を模擬している。摩擦条件も実際のプレス加工の面圧や速度、寿命を考慮し、押し付け荷重 100N、滑り速度 232mm/s 、総すべり距離 800m とした。ただし摩耗を明確に把握するために無潤滑で実験を行った。

3. ブロック試験片の表面性状

ブロック試験片を放電加工した表面の SEM 画像を Fig. 3 に示す。また、粗さ計の計測結果から描き出し

Table 1 EDM conditions of each specimen

Designation	EDM	Roughness (R_y) [μm]		Working speed
		Setting value	Actual value	
A1	Wire-cut	16 - 18	19.41	1.8 - 2.6 [mm ³ /min]
A2	Wire-cut	11 - 13	9.82	6 - 7
A3	Wire-cut	3 - 5	3.64	6 - 7
A4	Wire-cut	0.8 - 1.2	0.84	6 - 7
B1	Die-shinking	14	14.92	0.11 [g/min]
B2	Die-shinking	9.8	9.51	0.02
B3	Die-shinking	5.5	8.02	0.0034
B4	Die-shinking	1.2	1.87	0.000026

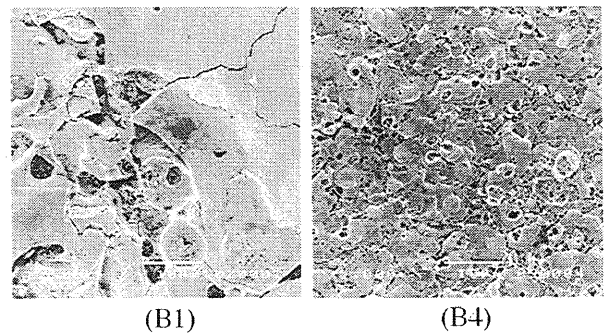
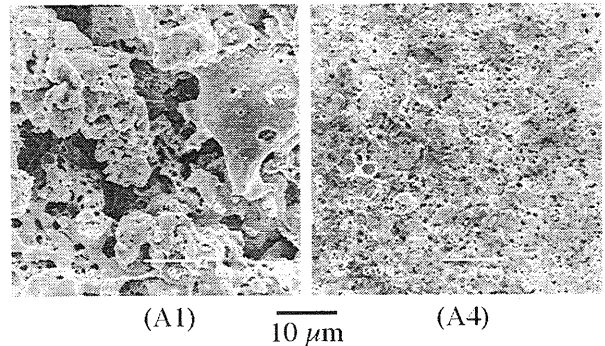


Fig. 3 SEM images of surface machined by EDMs

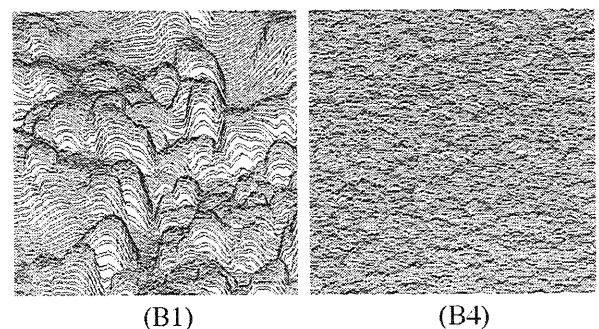
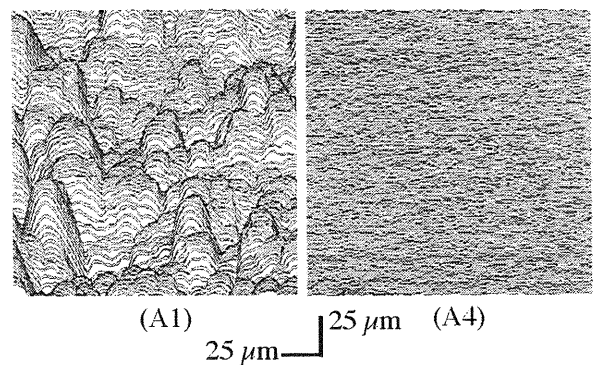


Fig. 4 Geography of EDM surface

た表面形状を Fig. 4 に示す。表面粗さの違いで比較すると、D.S.、W.C. とともに粗い方 (A1, B1) の形状のパターンを縮小したような表面になっていることがわかる。D.S. (B1, B4) に見れる半球状の穴はおそらく放電痕である。B1 の放電痕は大きく、場所が偏っているが、B4 ではこの放電痕も小さく、均一に存在する。これに対して W.C. (A1, A4) では、はっきりした放電痕は見られない。加工法で比較すると、W.C. では材料が溶けて沸騰したような形状であるのに対し、D.S. では溶けたものがべったりと表面に付着したようになっている。これは、電極が通り過ぎるだけの W.C. に対して、D.S. は加工が終わるまで電極と対峙していることで、溶けた状態が維持されるためと考えられる。SEM 画像では違いが見られたが、Fig. 4 では、加工法による表面形状の差はほとんど見られなかった。

肉眼で表面を観察すると W.C. では光沢のない黄土色をしており、B1 が一番濃い色をしていた。これに対し、D.S. では母材の色と同じであった。A1 と B1 の表面を EPMA で元素分析した結果を Fig. 5 に示す。併せて母材のスペクトルも示した。A1 では Cu が検出され、相対的に W は他の場合より少なかった。これは黄銅製の電極が放電時の高熱により溶着し、材料に Cu が被ったためである。しかし、電極に Cu W を使ってる B1 では検出されなかった。常に新しい電極 (ワイヤー) を供給し、すばやく加工する W.C. と、できるだけ電極の消耗を抑えながら、正確な形状に加工する D.S. の性格の差がこれらの結果に現れている。

研削後の表面粗さを Fig. 6 に示す。放電加工面は、研削を進めることで最終的には $Ry = 0.4 \mu\text{m}$ 程度となった。

4. 実験結果および考察

4.1 加工変質層の摩耗特性

実験後の摩耗痕の SEM 写真を Fig. 7 に示す。点線で囲まれた部分が摩耗痕である。研削面、摩耗部、移着部、はく離部の拡大写真も併せて示した。また、三次元粗さ計によりトレースした結果を Fig. 8 (a) に示した。Fig. 7 (d) の移着部は Fig. 8 (a) 矢印の部分ではなく、摩耗痕内部に見られるものであり、EPMA 分析によると鉄が検出されることから、これは丸棒の鋼が移着したものである。そしてこれらの観察結果から、移着物がはく離するにより、摩耗が進むものと予想される。この摩耗機構については後で述べる。

次に、三次元粗さ計による測定結果より摩耗量を算出した。Fig. 8 (a) に示したトレースの一本を Fig. 8 (b) に示している。点線を基準として、下の面積を摩耗とし、全てのトレースから求めた面積を総和し、これにトレースの間隔を掛け合わせ求められた体積を、摩耗量と定義している。この結果から求めた比摩耗量と、研削量の関

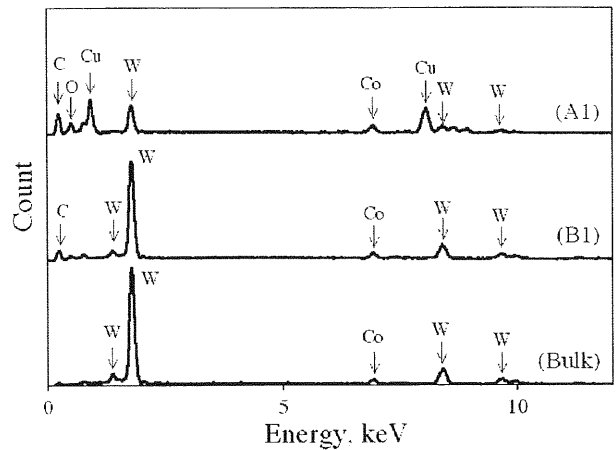


Fig. 5 Spectral analysis of EDM surface

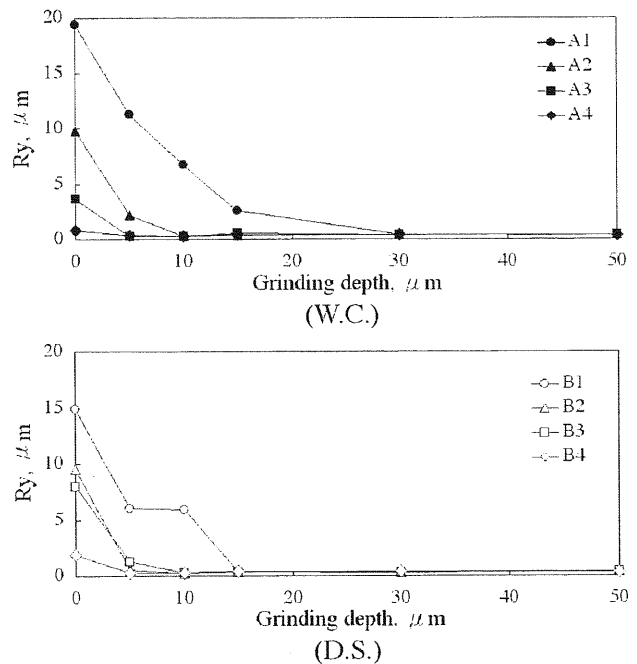


Fig. 6 Roughness of ground surface

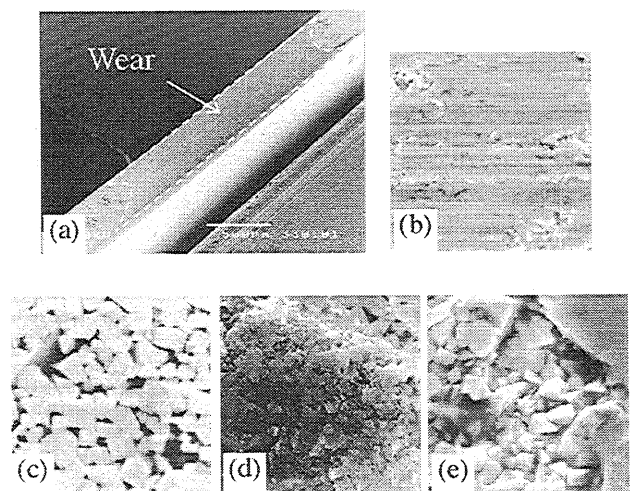


Fig. 7 SEM image of wear scar (A2, $30 \mu\text{m}$); (a) overview, (b) initial, (c) wear, (d) transfer and (e) separated regions

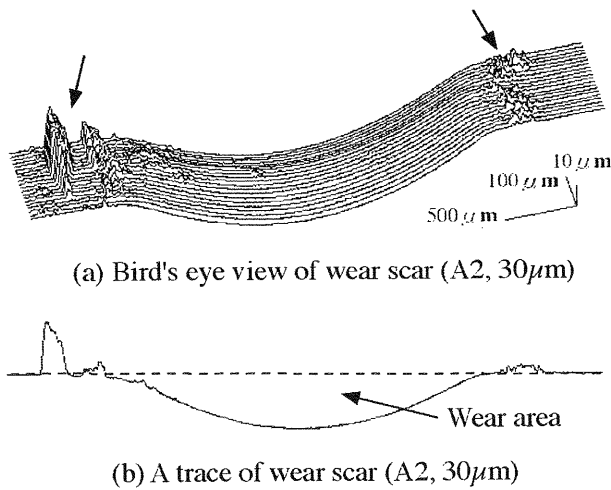


Fig. 8 Illustration of wear scar by Profilometer

係を Fig.9 に示す。W.C. では A1 以外では同様の傾向にあり、研削量が小さいほど比摩耗量も小さいという結果になった。研削量が 0 ~ 15 μm で A1 の値が高いのは、Fig. 6 で示したように、表面粗さがかなり大きいことと、その表面には軟らかい Cu 成分が付着しているためと考えられる。D.S. では、全ての試験片でほぼ傾向が同じとなり、研削量が 10 ~ 30 μm で、比摩耗量の値が減少傾向にあることがわかる。また、表面の粗い B1 は、W.C. 同様に、研削量の少ないところで値が上昇している。このように、表面粗さの大きさによる多少のばらつきは予想されることで、このままで摩耗量を比較することは適当ではない。そこで、表面粗さの谷底を基準に、粗さの山部をマイナス、試験片内部方向をプラスとし、プロットしたものを Fig.10 に示した。つまり、横軸は研削量から最大高さを引いた値である。よって研削量が 0 のときは当然負の値となり、また正の値では、放電加工による粗さの影響を除いた特性を見ることができる。その結果、Fig. 9 と比べると Fig.10 の方が、傾向がより一致している。A1 を除き、A2 ~ A4 は表面に行くほど比摩耗量が減少しており、一番深いところの値を母材の特性値とすると、2/3 程度になっている。A1 は深さが負の部分で増加傾向を示す。これは Fig.11 に示す硬さと Cu 検出量の関係からもわかるように、A1 試験片だけ Cu の検出量が飛び抜けて高く、硬さも低いためだと考えられる。D.S. では全ての試験片で傾向がほぼ一致しており、-5 ~ 30 の範囲で摩耗が減少し、表面では W.C. とは逆に増加傾向にあるが、それでも母材の値よりも小さい値である。母材に比べると、最大で 1/2 ~ 1/3 も摩耗が減少した。

一般に摩耗と硬さとは密接な関係がある。そこで、比摩耗量と硬さの関係を Fig.12 に示す。A1 試験片の Cu 成分による軟化以外には傾向を読みとることは出来ない。同じ硬さを持つ表面でも比摩耗量が 3 倍近く違うものもある。放電加工面では硬さが大きいことが直接耐摩耗性には繋がらないようである。

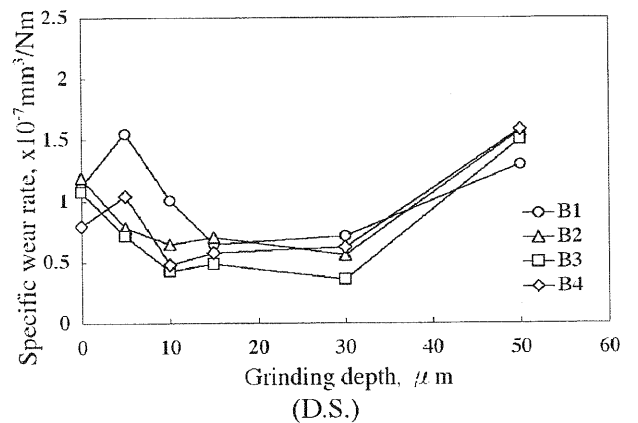
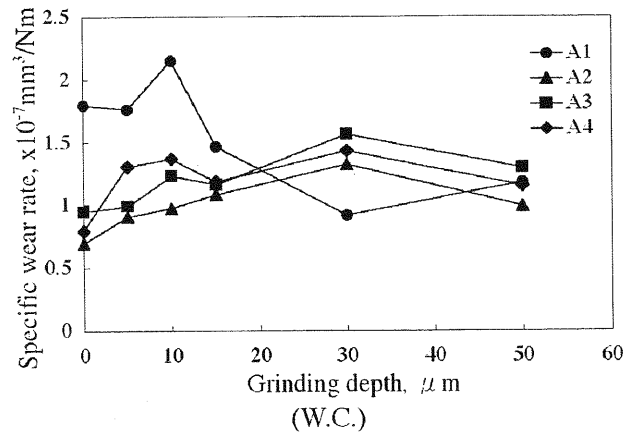


Fig. 9 Specific wear rate vs. grinding depth

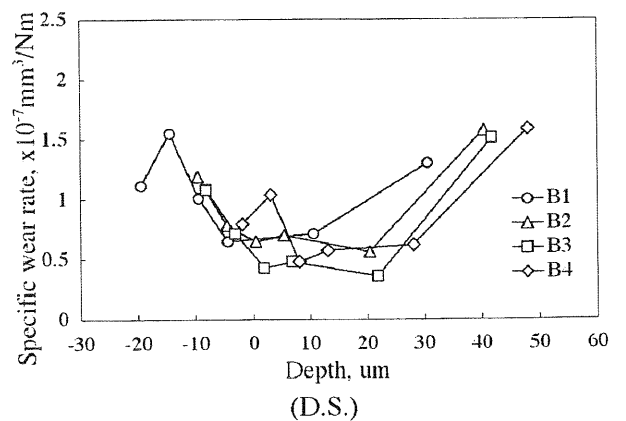
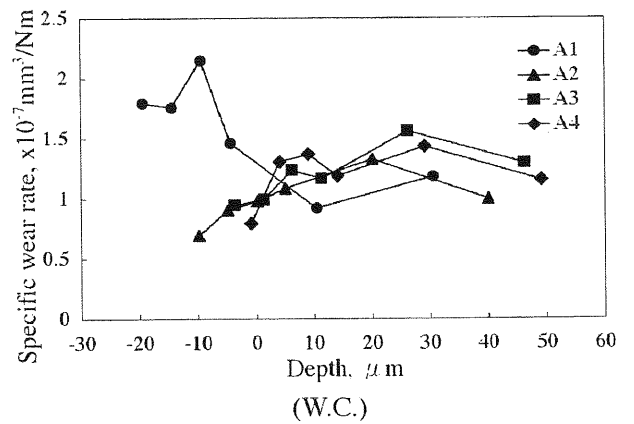


Fig. 10 Specific wear rate vs. depth

4.2 平均自由行程

4.1では、加工変質層の一部に見られる耐摩耗性が、硬さに依存しないことを明らかにした。次に、超硬合金の特性を言及するときに良く利用される平均自由行程について調べた。今回、ブロック試験片に使用している超硬合金は、高硬度なWC粒子と、韌性を持たせるためのバインダ材 (Co) が、一定の割合で混合されているが、焼結後に隣り合うWC粒子の距離、あるいはバインダ材の厚さを表すのが平均自由行程である。平均自由行程は λ と表され、Fullman⁹⁾の式から式(1)のように計算される。

$$\lambda = \frac{1-f}{N_L} \quad \dots (1)$$

$$f = \frac{8}{3\pi} \cdot \frac{N_L^2}{N_S} \quad \dots (2)$$

ここで、式(2)で求められる f は粒子の体積率、 N_L は単位長さあたりの粒子数、 N_S は単位面積あたりの粒子数である。WCとCoの割合を変えずに平均自由行程の値を減少させる、すなわちWC粒子を微粒化すると一般的に硬さが増し、耐摩耗性が向上すると言われている。現在の超硬合金に超微粒子のものが多いのはこのためである。

ここでは特に顕著な結果を示したB4の試験片を斜めに切断し、断面の平均自由行程と硬さを測定した。その結果をFig.13に示す。横軸は最表面からの深さを表している。比摩耗量が減少した深さでは、平均自由行程が増加し、逆に硬さは減少していることがわかる。これらの結果と、SAITOHら⁹⁾の結果を比較したものをFig.14に示す。矢印の指すプロットが今回のデータである。SAITOHらのデータと良い相関を持ち、今回の結果が妥当であることが分かる。前述のように平均自由行程が大きいと摩耗が大きくなると言われており、硬さとの関係は妥当であったが、摩耗との関連性は見られなかった。この結果から、摩耗の減少は物理的な構造が原因ではないと言える。

4.3 ESCA 分析結果

これまで、物理的な特性を述べてきたが、ここでESCAにより化学的な分析を行った結果を示す。D.S.の代表的な試験片の結果から、成分比 (Co at.% / W at.%) を求めFig.15に示した。横軸は研削量である。放電加工面に近いほどCoの割合が増加していることがわかる。これは放電加工時の高熱により、構成成分中では比較的融点の低いCoの一部が熔融し、比重が大きいWC粒子が深く沈んだものと考えられる。そしてこの結果は平均自由行程の増加や、硬さの減少を示したことの原因とも考えられる。しかし、Coの露出により摩耗が抑えられる理由はわからない。例えば、硬い基板の上に

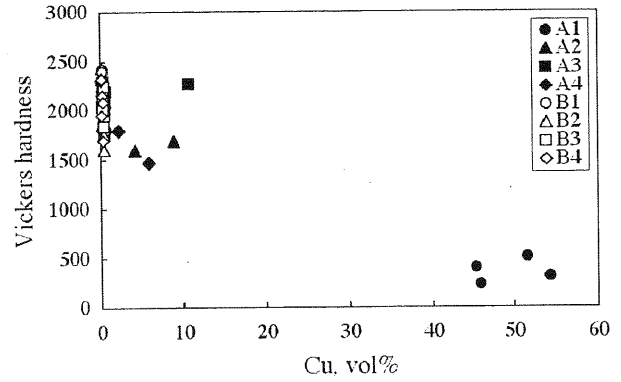


Fig. 11 Vickers hardness vs. Cu value

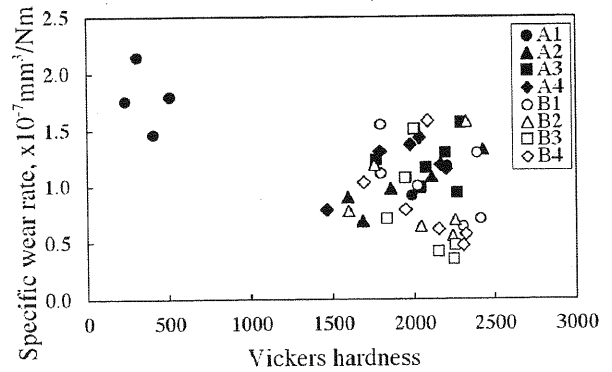


Fig. 12 Specific wear rate vs. Vickers hardness

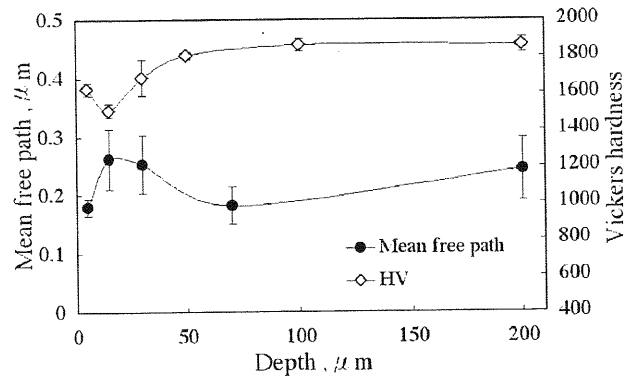


Fig. 13 Mean free path and HV against depth (B4)

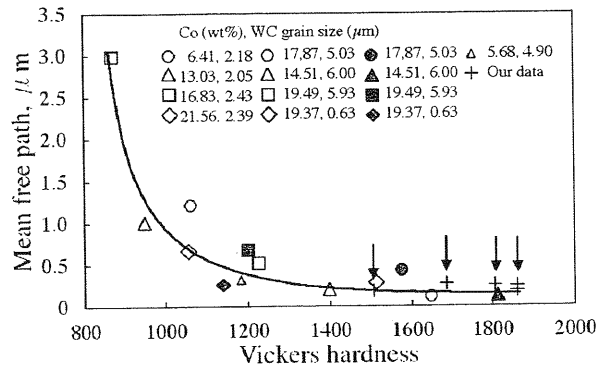


Fig. 14 Mean free path vs. Vickers hardness

Coの膜ができ固体潤滑剤として働き、より下層の摩耗が抑制されたとも考えられる。

4.4 超硬合金の摩耗機構

4.1で超硬合金の摩耗痕のSEM画像を示した。また、Fig.16に丸棒試験片の摩耗面上にあった摩耗粒子付着部のSEM画像とEPMA面分析の結果を示す。中心に見える粒子でW元素が検出された。これはブロック試験片から脱落したWC粒子である。この結果から、超硬合金の摩耗のメカニズムとして、Fig.17で示すモデルを提案する。超硬合金と炭素鋼を摩擦させるとき、(a)初めに軟らかいCoバインダが摩耗し、(b)その隙間に炭素鋼が移着する。(c)そして移着物が大きくなるとWC粒子を巻き込んではいく離し、WC粒子が抜け落ちたところにまた炭素鋼が移着する(→(b))。これらを繰り返して、超硬合金が摩耗する。

超硬合金の工具の研究では、被削材との熱拡散による材料の劣化が、主な摩耗の原因であると言われている。熱拡散はおよそ1300℃で活性化するとも言われており¹⁰⁾、潤滑油を使う実際の金型加工では、ほぼ起こらないと考えても良い。しかし、本研究での実験は無潤滑で摩擦させており、摩擦面でのある程度の温度上昇は考えられる。ただ、今の段階では熱拡散が起こっている証拠はない。もし、摩耗の主流が熱拡散によるものであるとしたら、放電加工で高熱にさらされ変質したCoが、拡散しにくい性質になったため摩耗が減少した、ということも考えられる。この拡散摩耗については今後の課題として取り組む予定である。

5. 結 言

超硬合金の摩耗特性に及ぼす放電加工の影響を調べるため、摩擦摩耗試験機により実験を行い、その結果から各種分析を行った。そして以下の結論を得た。

- (1) ワイヤカット放電加工した試験片では、表面に近いほど摩耗しにくいことがわかった。しかし1番カットでは、ワイヤーの材料成分であるCuの溶着により軟化層ができ、見かけ上、摩耗量が大きくなった。形彫放電加工した試験片では、表面粗さの谷底から下層に、20 μ m程度の耐摩耗層が見られ、比摩耗量は母材に対しておよそ1/2 ~ 1/3であった。
- (2) 形彫放電加工した代表的な試験片において、耐摩耗層での平均自由行程は、母材に比べ増加しているのに対し、硬さは逆に減少していた。
- (3) 超硬合金の成分比Co/Wは、表面に近いほど高く、放電加工面ではよりCoが多く存在することがわかった。これは、放電による高熱が原因であると思われる。
- (4) 超硬合金の摩耗機構として、「相手材の移着と、移着物のはく離によってWC粒子が脱落し、摩耗が進行する」というモデルを提案した。

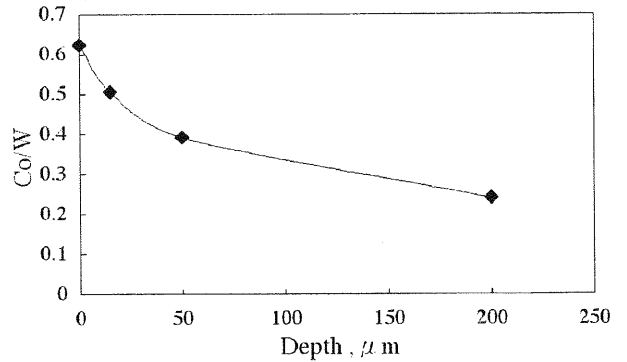


Fig. 15 Ratio of Co to W against depth (B4)

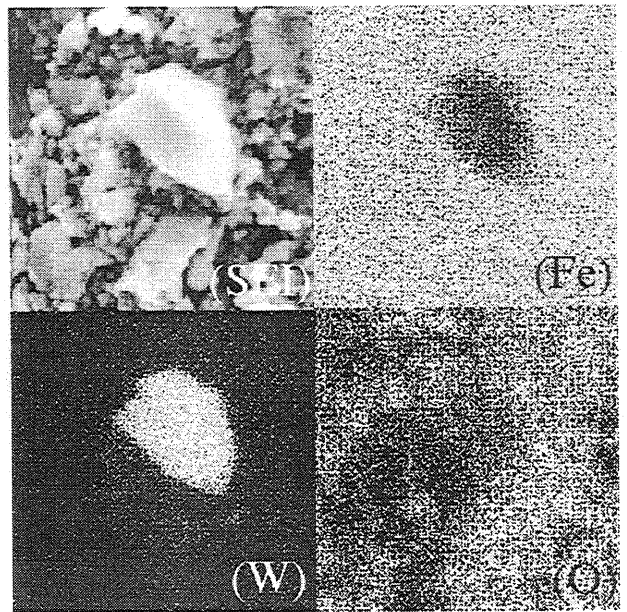


Fig. 16 EPMA image of cylinder specimen

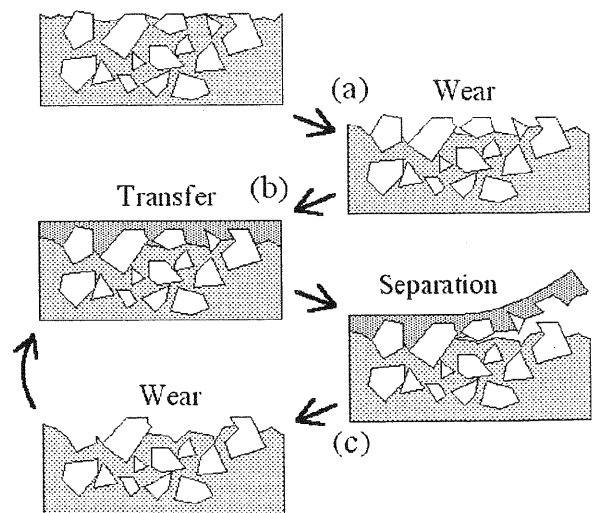


Fig. 17 Wear mechanism of cemented carbide

謝 辞

終わりに本研究の実験に協力いただいた当時の岩手大学 工学部 学生野口裕介君, 坂本洋平君に感謝の意を表す。さらに超硬合金の提供していただいた (株) 小林工業 中津隆氏, 佐藤祐吉氏に感謝の意を表す。

文 献

- 1) A. IWABUCHI, A. B. H. YUNUS, M. HAYASHI, J. NISHI & Y. SATO : Die Life and Workpiece Properties under Dry Condition in High-Speed Pressworking, ASME, 119 (1997) 550.
- 2) J. Y. SHEIKH-AHMAD & J. A. BAILEY : The Wear Characteristics of Some Cemented Tungsten Carbides in Machining Particleboard, Wear, 225 (1999) 256.
- 3) J. LARSEN-BASSE & E. T. KOYANAGI : Abrasion of WC-Co Alloys by Quartz, ASME, 101 (1979) 208.
- 4) K. JIA & T. E. FISCHER : Abrasion Resistance of Nanostructured and Conventional Cemented Carbides, Wear, 200 (1996) 206.
- 5) 西・清水・渡邊・岩淵 : 超硬合金の摩耗に及ぼす放電加工の影響, 日本トライボロジー学会トライボロジー会議予稿集, 名古屋 1998-11 (1998) 602.
- 6) 水野・井山・木村・三船・和村 : 超音波楕円振動を利用した小型金型の磨き加工に関する研究, 砥粒工学学会誌, 43, 5 (1999) 226.
- 7) 岩淵・清水・中村 : 複合電解研磨システムの開発, 日本機械学会東北支部第 32 期総会・講演会, 1997-3 (1997)
- 8) R. L. FULLMAN : Measurement of Particle Size in Opaque Bodies, J. Metals, (Mar., 1953) 447.
- 9) H. SAITOH, A. IWABUCHI & T. SHIMIZU : Effects of Co Content and WC Grain Size on Wear of WC Cemented Carbide, 2nd Asia Int. Conf. on Tribology, Jeju Island, Korea, Oct. 2002 (2002) 213.
- 10) H. OPITZ & W. KÖNG : On the Wear of Cutting Tools, Advances in MTRD, 1 (1967) 173.