



室蘭工業大学

学術資源アーカイブ

Muroran Institute of Technology Academic Resources Archive



超硬工具の拡散摩耗に関する研究

メタデータ	言語: jpn 出版者: 室蘭工業大学 公開日: 2014-07-24 キーワード (Ja): キーワード (En): 作成者: 菊地, 千之, 田中, 雄一, 横内, 弘宇 メールアドレス: 所属:
URL	http://hdl.handle.net/10258/3623

超硬工具の拡散摩耗に関する研究*

菊地千之・田中雄一・横内弘宇

On the Diffusion Wear of Cemented Carbide Cutting Tools.

Kazuyuki Kikuchi, Yuichi Tanaka and Hirotaka Yokouchi.

Abstract

To investigate the influence of non-metallic inclusions in the steel on diffusion type wear rate of the cemented carbide tool which containing titanium carbide, machining tests were carried out with the tow steels processed by different type of deoxidation.

Diffusion process between work material and tool material in static annealing experiment was also examined to discuss the wear reducing effect of oxide layer built-up on tool rake face and the role of TiC included in cemented carbide tool.

Followings are the results obtained.

1. The wear of P-10 cemented carbide tool is substantially reduced when machining the Ca-Si deoxidized steel in comparison with that of the Fe-Si + Al deoxidized.
2. Among the various diffusion reaction layers in the interface of the diffusion pair specimens, the outer of the tool material side is enriched by double carbide including Fe and which is regarded as the cause of weakend toughness of the cemented carbide surface.
3. Ample diffusion of Ti from P-20 tool material into the oxide layer and also Ca and Mn from the layer into tool material were confirmed by X-ray micro analyser, as may provide good adhesivity of the oxide layer on P-type cemented carbide.
4. Formation of double carbides of the type M_6C is partly prevented in the cemented carbide including TiC-TaC.

1. ま え が き

切削工具の摩耗は通常の機械部品などの摩耗と異なりきわめて苛酷な条件下において生じ複雑な要素を含んでいる。工具摩耗では連続的な摩耗の外、工具被削材間の機械的衝撃による各種の欠損、さらに切削温度による工具材軟化、摩耗面に生ずる凝着摩耗などがある。

1962年にOpitz¹⁾らはCa-Si合金で脱酸した中炭素鋼を用いて切削工具摩耗実験を行い鋼材組織、機械的性質がまったく同一な材料とくらべCa-Si脱酸鋼が工具摩耗をいちじるしく抑制することを報告した。この原因は中炭素鋼の高速切削において工具面上にある種の酸化物が付着堆積して被覆する形となり、切りくずおよび被削材仕上面との直接接触を妨げる効果によるものであるとした。このことから鋼の脱酸の過程で酸化物の組成を調整して工具寿命からみた被削性向上の研究²⁾が多くなされるようになった。

*71-10 日本機械学第49期全国大会講演会発表

この研究では或種の酸化物系介在物は TiC を含む超硬合金工具の摩耗を抑制するという点に着目し、脱酸法の異なる二鋼種について切削実験を行ない工具摩耗の相違を検討した。さらに工具中の Ti の役割、工具すくい面上付着物の工具摩耗への影響などについて工具一被削材間の拡散現象を拡散焼鈍モデル実験によって検討した。

2. 実験方法

2-1. 切削実験

切削実験に使用した被削材は機械構造用鋼 S22C 相当の Ca-Si 脱酸鋼および Fe-Si + Al 脱酸鋼の一種である。前者は 300 kg 高周波炉で大気溶解した後、鍛造比 10.4 で径 ϕ 100 mm に鍛造した鋼で〔Ca-Si 鋼と略称〕ある。後者は普通転炉鋼で〔Fe-Si + Al 鋼と略称〕ある。これら被削材の化学成分、機械的性質を表-1 に示した。

使用工具は超硬 P-20 種で工具形状〔-5, -5, 5, 5, 15, 15, 0.8〕、切削条件は切込み 1.5 mm, 送り 0.3 mmpr, 切削速度 200 mpm の一定とし、それぞれ 60 分, 45 分切削した。工具摩耗部表面の観察、工具摩耗プロフィールおよび工具摩耗量の測定は触針式粗さ計と工具顕微鏡で行った。工具摩耗部表面の観察後、放電加工機を用いてすくい面上方よりそれと直角に、前切刃稜より 0.7 mm の位置で平行に切断し、その断面をダイヤモンドペーストで鏡面仕上げをした。研磨面は食刻剤で腐食し光学顕微鏡で組織の観察および EPMA で元素分析を行った。

表-1 被削材の化学成分および機械的性質

鋼種	化学成分 (%)					
	C	Si	Mn	P	P	O
Ca-Si 鋼	0.21	0.26	0.43	0.022	0.026	0.0140
FeSi+Al 鋼	0.22	0.24	0.47	0.016	0.010	0.0042

鋼種	引張試験 (圧延、鍛造状態)				
	降伏点 kg/mm ²	引張強さ kg/mm ²	伸び %	絞り %	硬さ H _R B
Ca-Si 鋼	25.3	43.8	31.4	59.8	67.7
FeSi+Al 鋼	25.4	43.6	33.6	63.1	69.9

工具摩耗部表面の観察、工具摩耗プロフィールおよび工具摩耗量の測定は触針式粗さ計と工具顕微鏡で行った。工具摩耗部表面の観察後、放電加工機を用いてすくい面上方よりそれと直角に、前切刃稜より 0.7 mm の位置で平行に切断し、その断面をダイヤモンドペーストで鏡面仕上げをした。研磨面は食刻剤で腐食し光学顕微鏡で組織の観察および EPMA で元素分析を行った。

2-2. 拡散焼鈍モデル実験

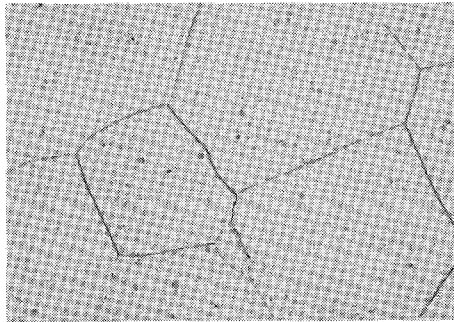
拡散対は超硬合金工具としてその成分が (TiC + TaC) + WC からなる P-20 種および WC からなる K-10 種の二種類を用い、鋼材として電解鉄および炭素工具鋼 SK-5 とをそれぞれ組合せた。鋼材の化学成分を表-2 に示した。なお電解鉄は含有水素を除去するために 900°C, 10 分間加熱後、空冷し圧延率 50% で 7 mm 厚さに加工しさらに真空状態で 900°C, 10 分間加熱を行い組織の均一化を行った。炭素工具鋼は球状セメンタイト組織のものである。これら鋼材の顕微鏡組織を写真-1 に示した。

表-2 使用鋼材の化学成分

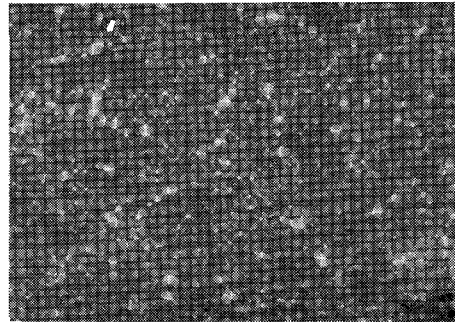
拡散対の大きさは、工具材 6 × 6 × (3 ~ 5) mm, 鋼材 6 × 6 × 6 mm で、拡散面の仕上げはダイヤモンドペ

鋼種	化学成分 (%)							
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu
電解鉄	0.004	tr	0.002	0.002	0.006	-	-	-
SK 5	0.82	0.25	0.40	0.08	0.011	0.06	0.09	0.15

ーストで研磨し脱脂洗浄後小型バイスで固定加圧して炉に装入した。



電解鉄 ×400



Sk5 ×400

写真-1 試料の顕微鏡組織

拡散面に酸化物が介在する場合の拡散対では、酸化物としてCaO (20.3%), SiO₂ (13.2%), Al₂O₃ (35.8%) およびMnO (28.4%)を混合し、黒鉛るつぼ中で600°C 4時間加熱後1250°C ~ 1300°Cで溶解し、冷却後の塊状酸化物を粉末としアルコールで液上にして拡散面に塗布して上記と同様の拡散対を作り試料とした。

拡散実験ではシリコニット電気炉を使用し、真空度 3×10^{-2} mm Hg, 加熱温度1250°C ± 2°Cで保持時間は1時間とした。また酸化物を介在させた拡散対は加圧固定後、1250°Cに保持した上記の混合割合の熔融酸化物中に1時間浸漬した。

拡散焼鈍後の試料は切削実験で行った処理と同じで顕微鏡組織の観察, EPMAによる元素分析を行った。また拡散反応層の硬度分布をマイクロビッカース硬度計により測定した。

3. 実験結果と考察

3-1. Ca-Si 脱酸鋼および Fe-Si + Al 脱酸鋼を超硬工具で切削した場合

Ca-Si 鋼および Fe-Si + Al 鋼を超硬工具 P-20 でそれぞれ切削した時の逃げ面摩耗経過曲線を図-1に示した。またこの時のすくい面摩耗プロフィールを図-2に示した。

写真 (a) は Ca-Si 鋼 60 分切削した場合, (b) は Fe-Si + Al 鋼を 45 分切削した場合の工具摩耗状態を示した。

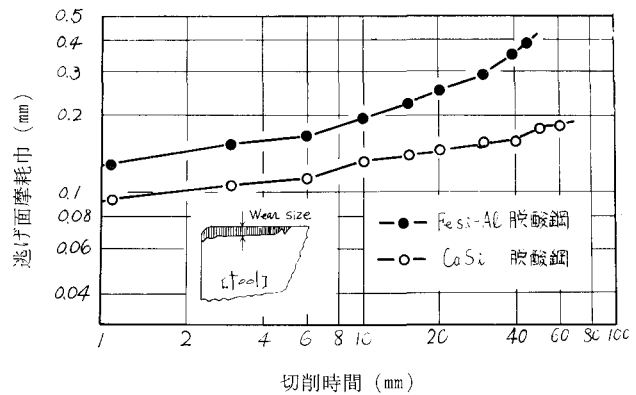
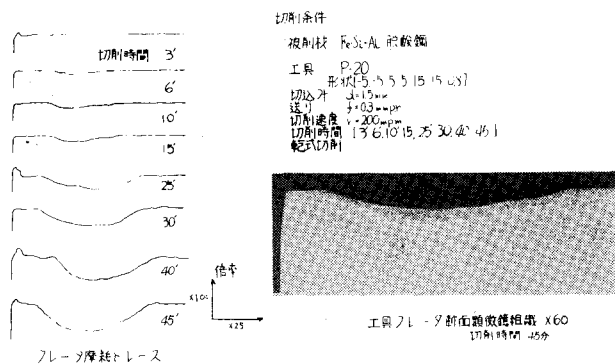
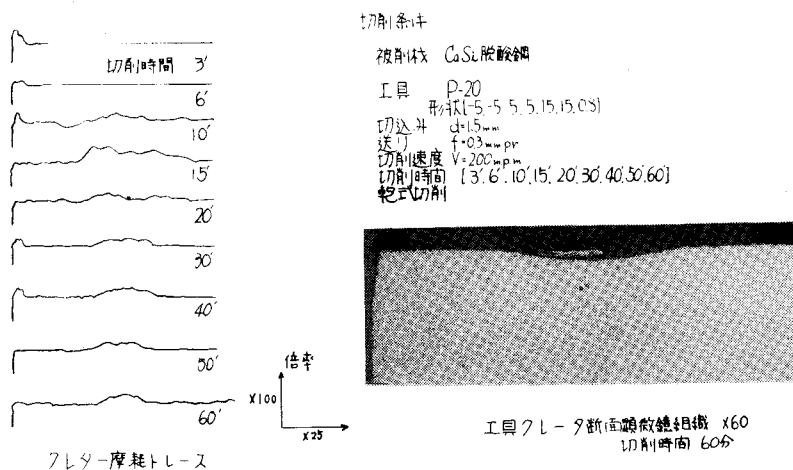


図-1 逃げ面摩耗巾の切削時間による変化

これらの観察結果から、Ca-Si 鋼を切削した場合の工具摩耗は Fe-Si + Al 鋼のそれに比較して著しく異なり僅かであることが明らかである。すなわち Ca-Si 鋼切削の場合において逃げ面摩耗巾は切削初期から少なく、切削時間に対する摩耗巾増加率も小さくなっている。Fe-Si + Al 鋼切削では切削時間 30 分位より急激に摩耗巾が増大している。すくい面摩耗では図-2 より直ちに明らかなように工具すくい面に生成するクレータの形状がまったく異なる。同図 (a) にみられるように Ca-Si 鋼の場合にはすくい面全面に付着物が生成しており、付着物の大部分は切りくずがすくい面を離脱する部分に推積してしているのが観察される。また工具切りくず接触長さも Fe-Si + Al 鋼にくらべ小である。Fe-Si + Al 鋼の場合同図 (b) から明らかなように時間の経過に従いクレータ深さは増大してゆき、摩耗巾も拡大し切刃堤防巾が漸次減少して



(b) Fe-Si+Al 脱酸鋼



(a) Ca-Si 脱酸鋼

図-2 工具すくい面摩耗経過曲線およびクレータ断面写真

ゆき Ca-Si 鋼にみられるような付着物の堆積は観察されなかった。

Ca-Si 鋼切削において工具すくい面上に生ずる付着物の生成は工具摩耗を抑制することは明らかである。そこでこの付着物組成を明らかにするため切削速度 200 mpm, 切削時間 5 分切削した後の工具すくい面に生成した付着物について X 線微小分析を行った。その結果付着物部分には多くの Al が検出され工具、被削材成分のそれより高濃度となり逆に Fe の濃度は低くなっている。このことは Opitz³⁾らの研究結果による (Al-Ca-Si-O) 系の酸化物であるとしたことと一致している。それゆえこの付着物が一種の酸化物であり工具すくい面摩耗を抑制していることは明白である。

3-2. 拡散焼鈍モデル実験の場合

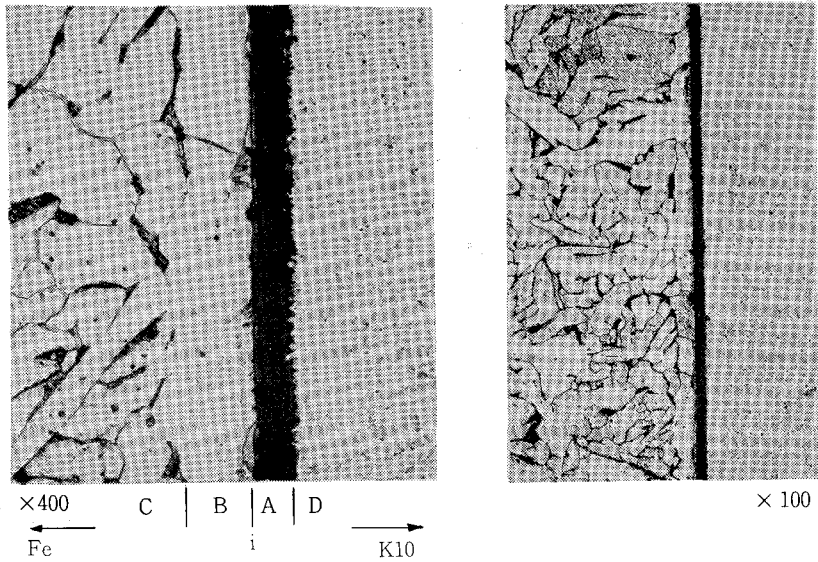
3-2-1. 酸化物が介在しない場合

写真-2 に 1250°C で 1 時間拡散焼鈍し 5% (硝酸+ピクリン酸) アルコール溶液で腐食したときの拡散界面近傍の顕微鏡組織を示した。拡散対における超硬材と被削材 (電解鉄または SK5 材) との境界を矢印で示した。これらより、いずれの組合せ試料においても、接着界面近傍に二層が形成されていることが明らかである。すなわち界面 i より超硬合金側に黒色に腐食される層 (以後 A 層と略称), A 層より鋼材側に腐食液によっても腐食されない層 (以後 B 層と略称) の二層である。超硬合金 (P20) —電解鉄の組合せ試料では B 層の外側に 5% ナイタールで判別されたパーライト組織の拡散層 (以後 C 層と略称) が観察された。超硬合金 (K 10) との組合せ試料では A 層より超硬合金側に超硬合金と比較して腐食されない層 (以後 D 層と略称) が観察された。また超硬合金 (K 10) —炭素工具鋼 SK5 では電解鉄との組合せ試料の C 層に相当する部分に特異な相 (以後 E 層と略称) が観察された。TiC + TaC を含有する P20 との組合せの場合 A 層より外側に不連続状の腐食層 (以後 A' と略称) が観察された。これは写真-3 の腐食を落した顕微鏡組織では白色に見える。

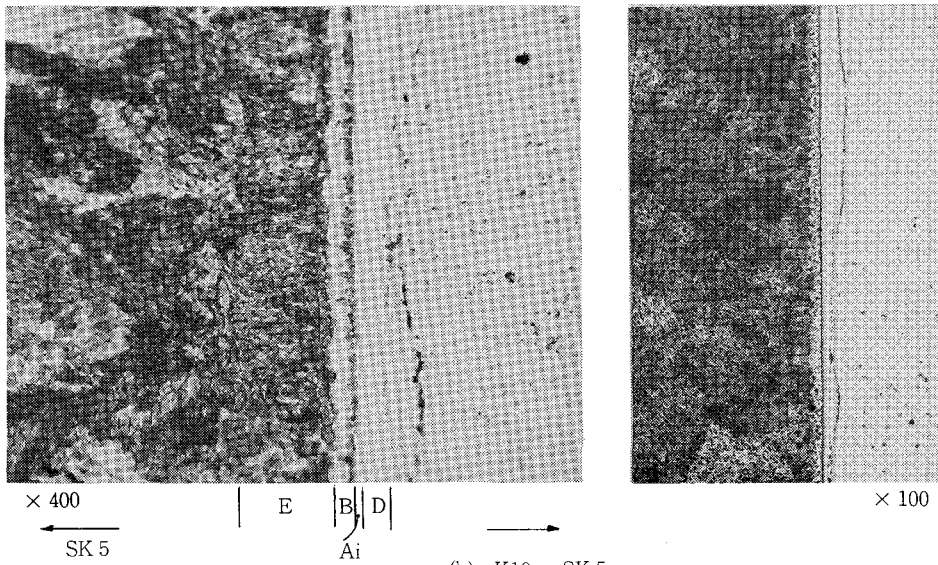
写真-2 から明らかなように A 層, A' 層の生成は電解鉄との組合せの場合に大きく, SK5 との組合せではその生成は僅かである。したがって A 層の生成には組合せ試料の炭素含有量が大きく影響していると考えられる。また A' 層の生成は P 20 との組合せ試料にのみ観察されることから工具材中の TiC + TaC による影響と考えられる。

B 層は K 10—SK5 の試料を除きその中は 20 μ である。したがって K 10—SK5 では、他の拡散対に比較し特異な拡散現象が起っていると考えられる。

図-3 に拡散対界面近傍の微小硬度を測定した結果を示した。これらはいずれも顕微鏡観察の結果と極めてよく一致している。すなわち K 10 との組合せ試料において、食刻剤により腐食されなかった超硬中の D 層は比較的軟化している。このことは Co の拡散流出を示唆している。一方 A 層はいずれの組合せ試料においても、その硬度値は 1500~2000 Hv と極めて硬く、写真-4 に示したようにピッカースの圧痕によって割れを生じているのが観察された。A 層そ



(a) K10 - Fe

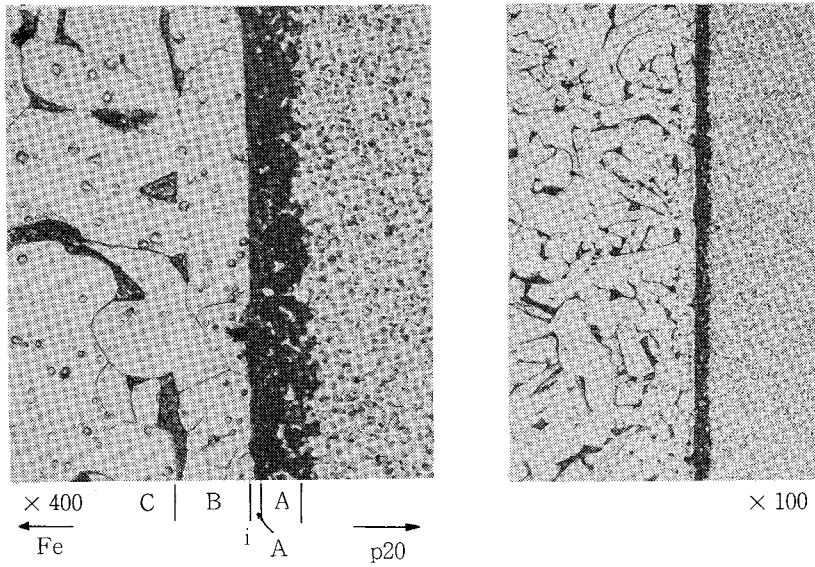


(b) K10 - SK5

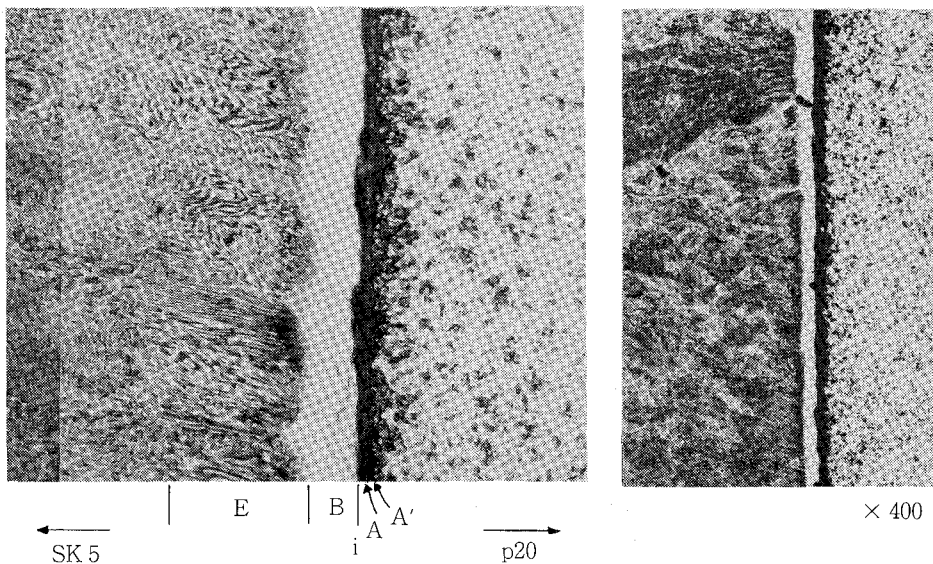
写真-2 拡散層の顕微鏡組織(K10)

のものが極めてもろいことが知れる。このことは鈴木⁴⁾らの結果ともよく一致している。B層における硬度はSK5ではかなり低い値を示し、電解鉄では逆に高い値を示している。K10-SK5拡散対に特有なE層の硬度はSK5母材組織の硬度より僅か低くなっている。また電解鉄拡散対に生ずるC層では母材組織硬度にくらべ高くなっている。

図-4に各拡散対のX線微小分析を行なった結果を示した。この結果より、超合金側か



(c) p20 - Fe

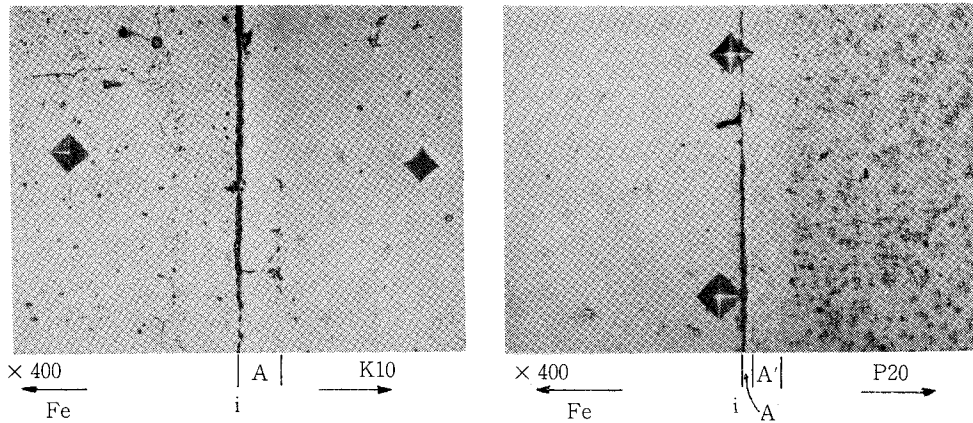


(d) P20 - SK5

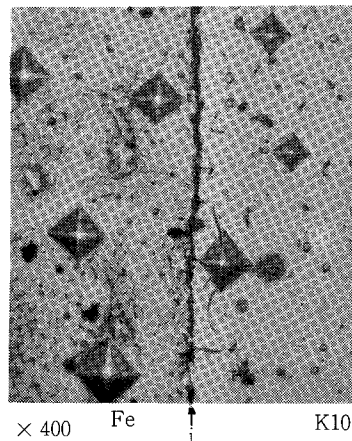
写真-2 拡散層の顕微鏡組織(P20)

ら鋼材側へ大量の Co が拡散流出しており W, Ti などの元素は流出が比較的少なく, 鋼材側から超硬合金側へ Fe の拡散流入が認められる。また炭素の拡散方向は, 電解鉄拡散対では超硬合金から電解鉄へ拡散流入しており, 炭素含有量の多い SK5 拡散対では鋼材側から超硬合金側へ拡散流入していることが確認された。このことは一般的概念とは逆であるが, 鈴木⁴⁾らの詳細な超硬合金-鋼間の拡散焼鈍研究における結果と一致していることである。A 層の部分は Fe と

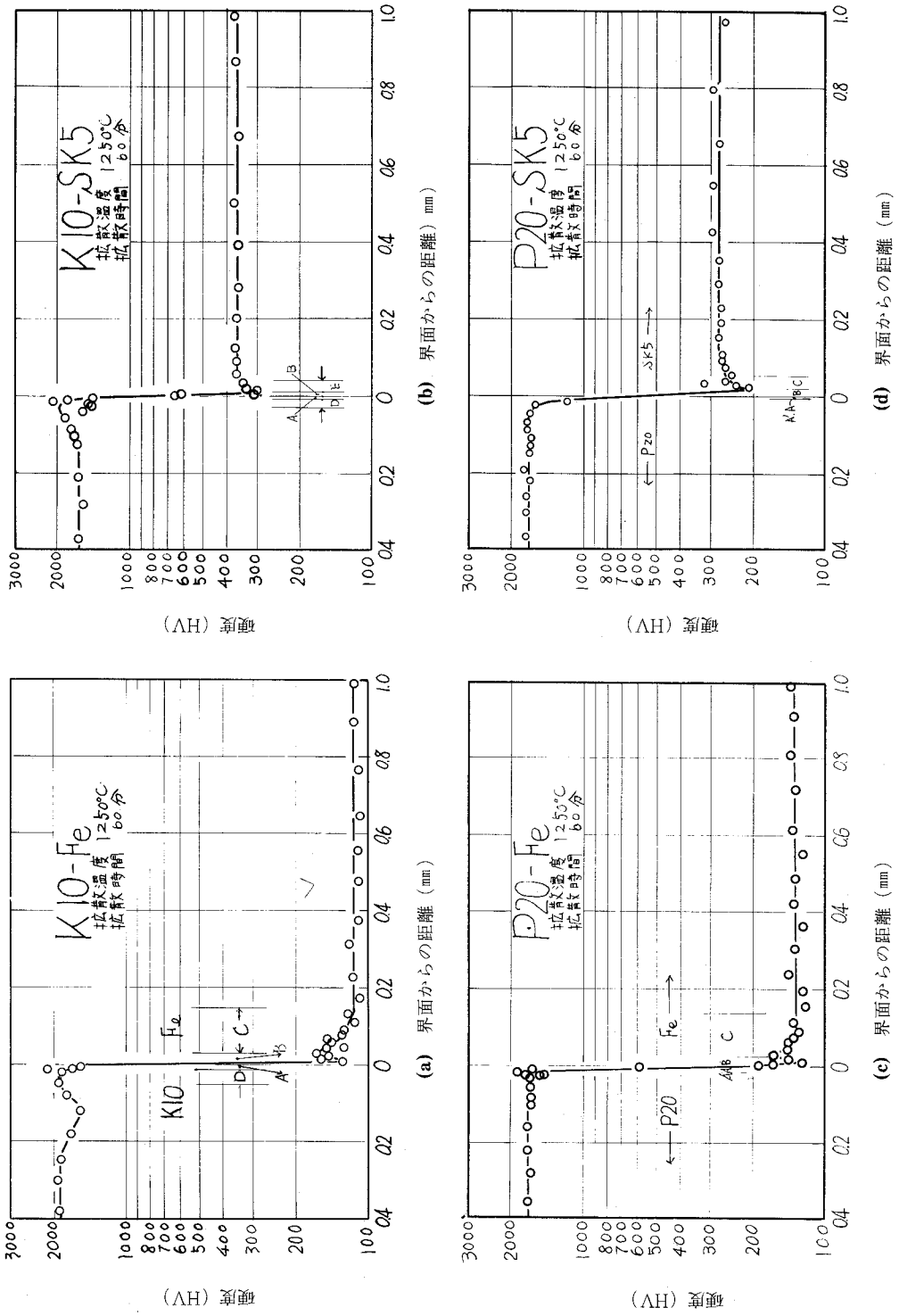
Co および Fe と C に関する X 線微小分析結果からも明らかなように Co, C および鋼から拡散してきた Fe を含んでおり, 硬度測定, 食刻の状態が複炭化物相 $(Fe, Co)_3W_3C$ であると判断される。したがって A 層の存在は超合金をもろくすることになる。B 層ではいずれの拡散対試料においても Co 含有量が極めて増大しており, SK5 との組合せでは炭素が減少している。また電解鉄との組合せでは炭素はほとんど含まれていない。これは Co の存在によって Fe_3C の生成が抑制されるためである。したがって B 層の硬度が低下するものと考えられる。電解鉄との組合せ試料で見られた C 層は炭素のみが超合金側から拡散流入し, Co など他の元素は認められない。一方 SK5 との組合せ試料で見られた若干硬度の低下した E 層では, Co 量がかなり多く存在していることが観察された。



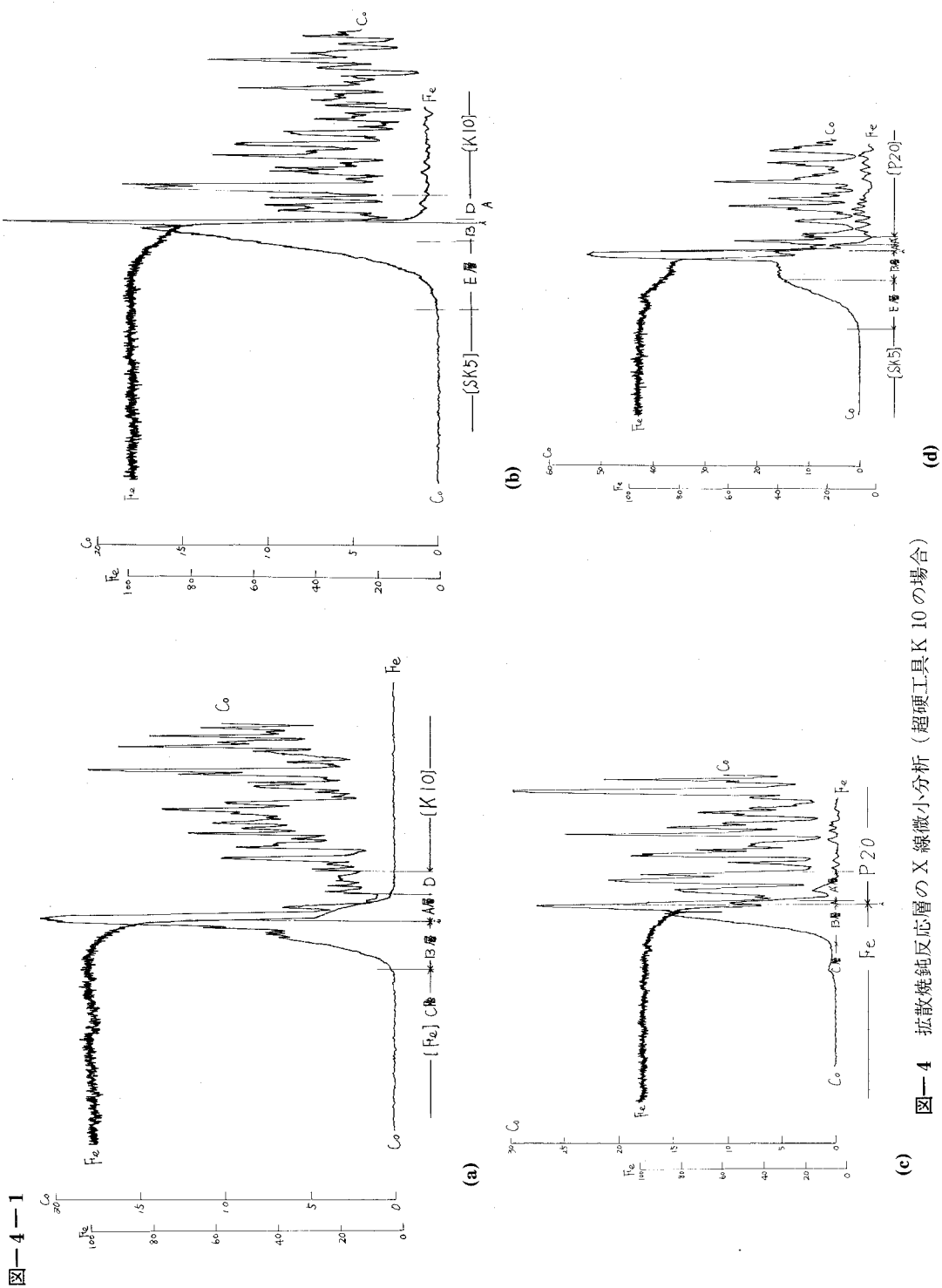
写真一三 拡散対の腐食を落した場合の顕微鏡組織



写真一四 拡散界面の微小硬度によるクラック



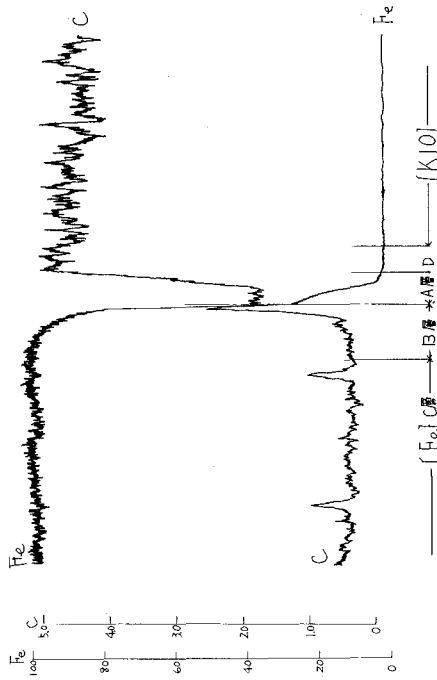
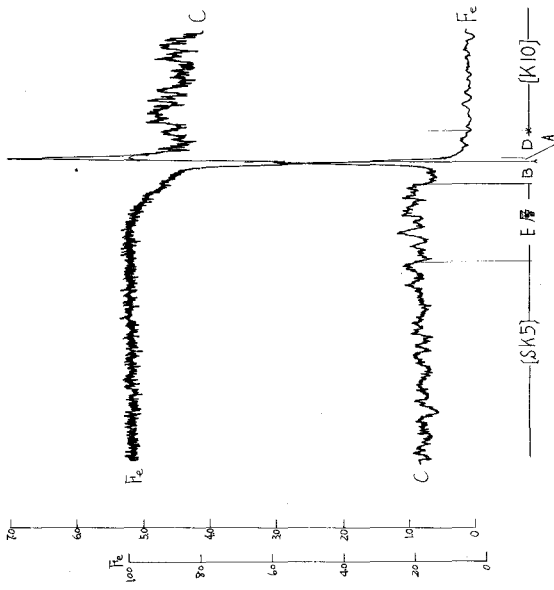
図一三 拡散界面近傍の微小硬度分布



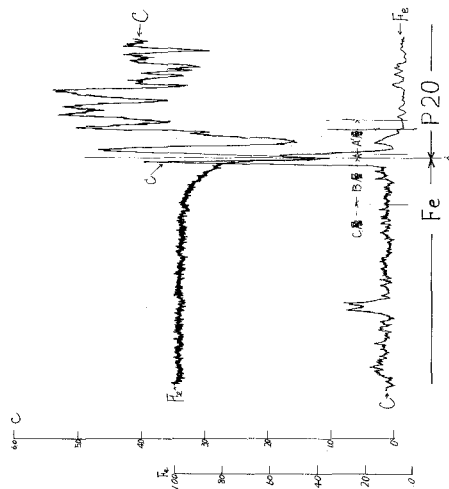
図一4 拡散焼鈍反応層の X 線微小分析 (超硬工具 K 10 の場合)

図一4—1

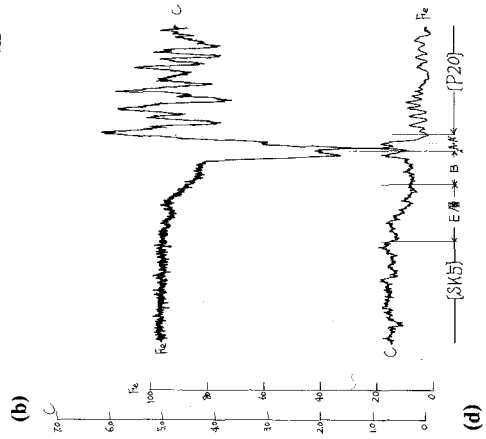
図-4-2



(a)

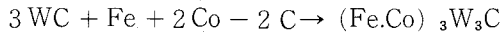


(c)



(d)

A層生成により工具のじん性を著しく低下させることになるがこの理由としては次のように考えられる。電解鉄拡散対において写真—2からも明らかなように炭素の拡散方向は超硬合金から鋼向きであるから超硬合金中の炭素は減少する。それゆえその部分にはW-C-Co三元状態図^{4,5)}から考えて η 相($\text{Co}_3\text{W}_3\text{C}$)の形成が考えられるが、Feの拡散流入のためにより安定な M_6C を形成すると考えられる。すなわち



したがって、SK5(炭素量0.8% C)との組合せでは炭素の拡散は抑制あるいは鋼から超硬合金向きに起るので M_6C 複炭化物は減少するか、あるいは生成しないことになると考えられる。事実写真—2に示したK10—SK5拡散対では、この M_6C はほとんど生成していない。

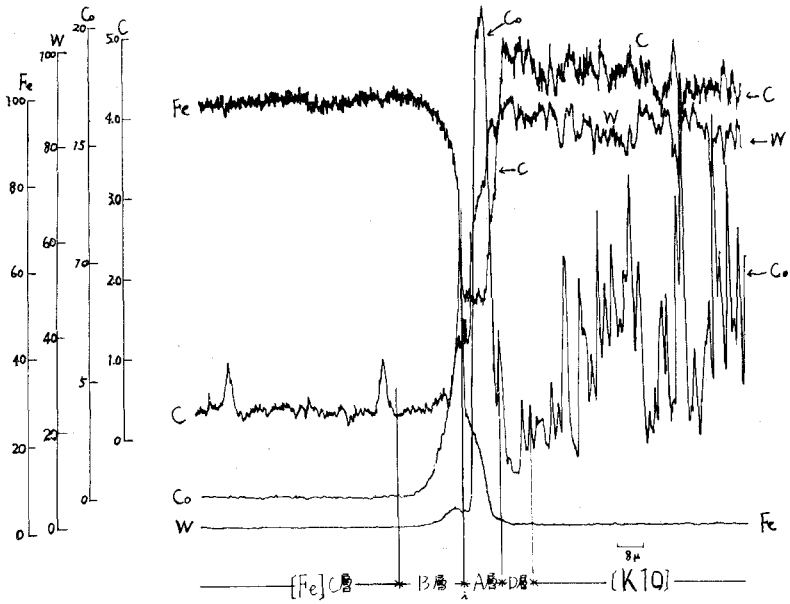
一方 $\text{TiC} + \text{TaC}$ のA層生成におよぼす影響はこのX線微小分析結果から明らかではないがA層生成は極めて少ない反面、A'層が生成されるのが観察される。写真—2(C)(d)にみられるようにA'層は不連続に生成されている。TaCおよび β 相(TiC 70% WC 30%)固溶体が界面近傍まで安定に存在しているのがわかる。これはX線微小分析したTiが鋼側へわずかしか拡散されていないことによっても説明される。この β 相は炭素量の増減、Feの拡散流入、Coの拡散流出などに関係なく安定であることが示された。さらにTaCおよび β 相は炭素をかなり広い範囲にわたって吸収、放出するので M_6C 相の生成抑制作用が生ずるものと考えられる。

A'層の組成については不明であるが、 M_6C 複炭化物よりは硬度が低く、ピッカース圧痕によっても割れを生ずることがないので M_{27}C_6 のような炭化物ではないかと推定される。

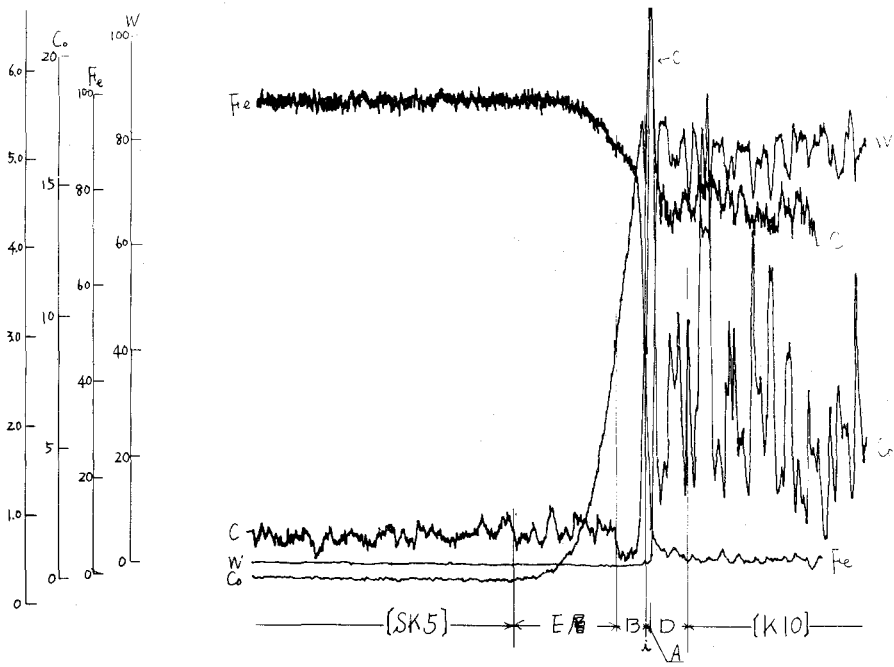
3—2—2. 酸化物が介在する場合

写真—5に5%(硝酸+ピクリン酸)アルコール溶液で食刻し、さらに村上氏液で再腐食したときの拡散界面近傍の顕微鏡組織を示した。これより明らかなように電解鉄との組合せ試料では、超硬合金から酸化物層を通して電解鉄へ炭素の拡散があるらしく、電解鉄中にパーライト組織がみられる。この組織は、酸化物が介在しない場合の拡散対においてみられたC層に相当するが量的には著しく少ない。超硬合金とSK5あるいは電解鉄の界面に挿入した酸化物層は、拡散焼鈍後の冷却時に生じたと考えられる亀裂が存在している。しかしこの亀裂は超硬合金近傍には生じていない。

図—6に各拡散対試料の界面近傍における微小硬度変化を示した。SK5試料の界面組織変化は写真—5から明らかなように観察されなかったが、硬度測定から明らかなように界面より40~60 μ の距離まで硬度が低下している。これはSK5から酸化物への炭素の拡散の結果と考えられる。超硬合金界面は若干低硬度を示しているが、後述のX線微小分析結果から推定されるようにCoの影響と考えられる。酸化物層の硬度はマイクロピッカース硬度700~800程度である。

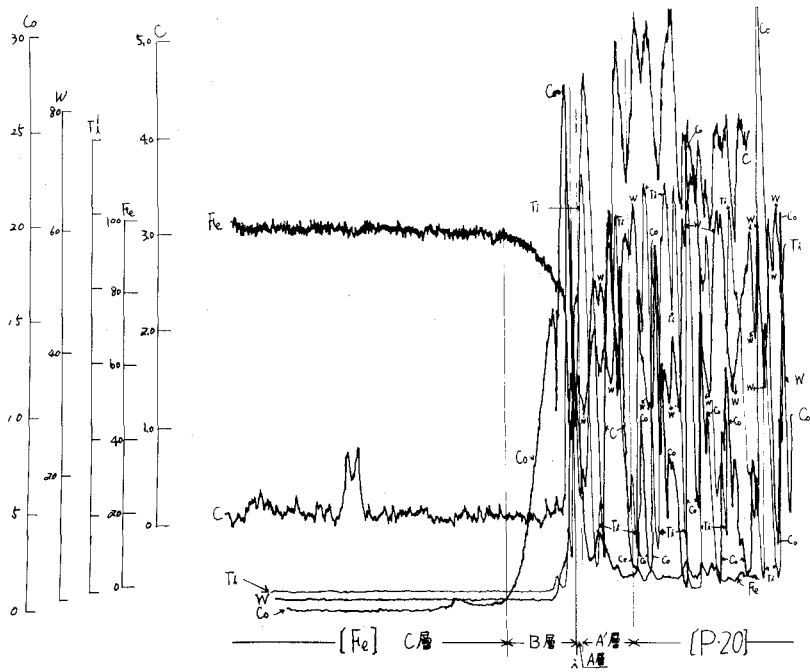


[a] Fe - K10

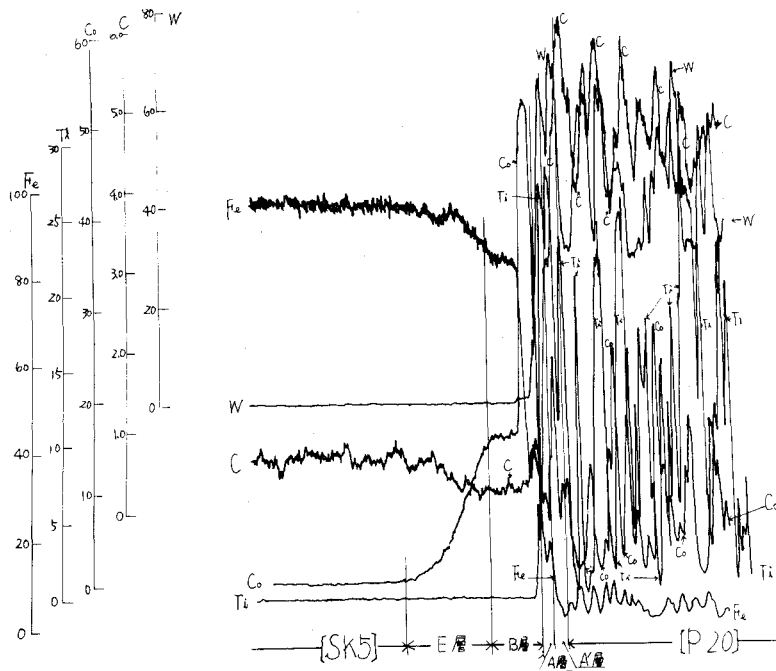


[b] SK5 - K10

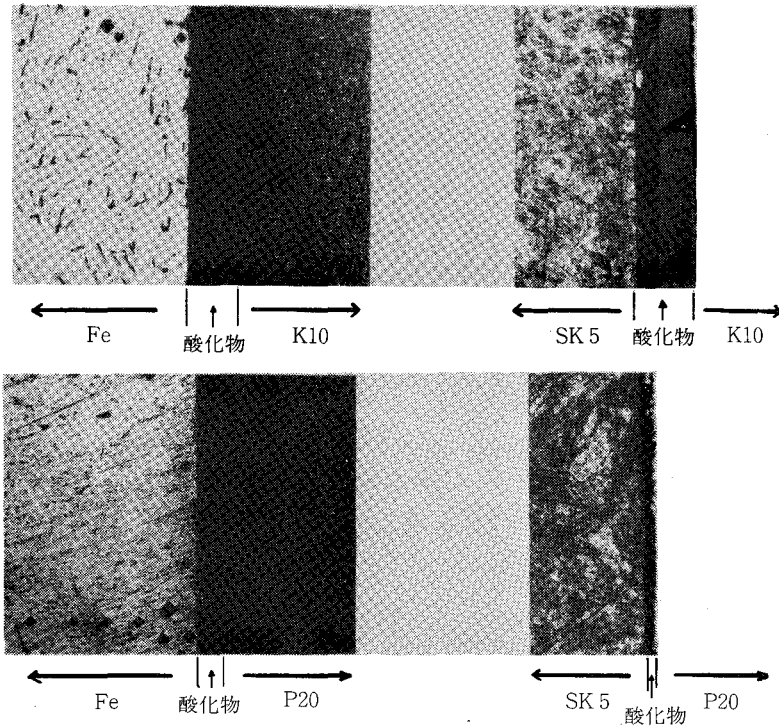
図一五 拡散焼鈍反応層のX線微小分析



(c) Fe - P20

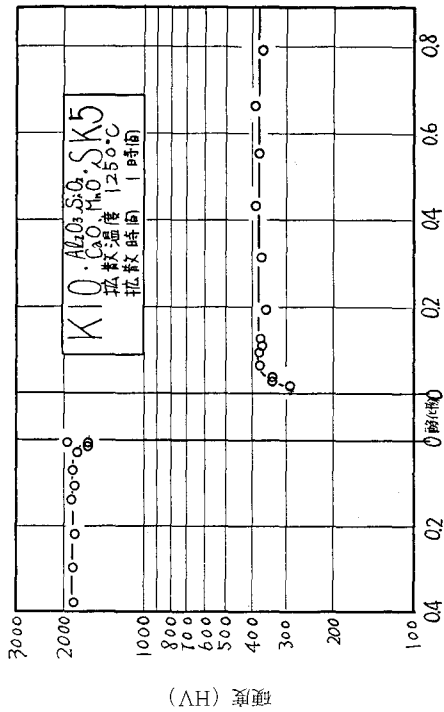


(d) SK 5 - P20

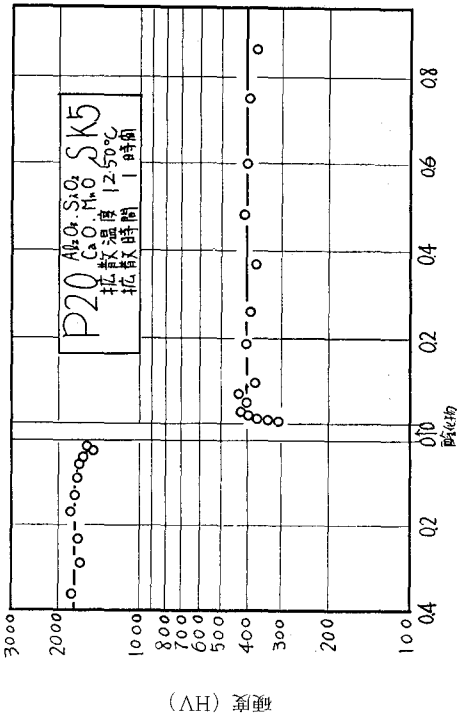


写真—5 酸化物が介在する場合の拡散対顕微鏡組織

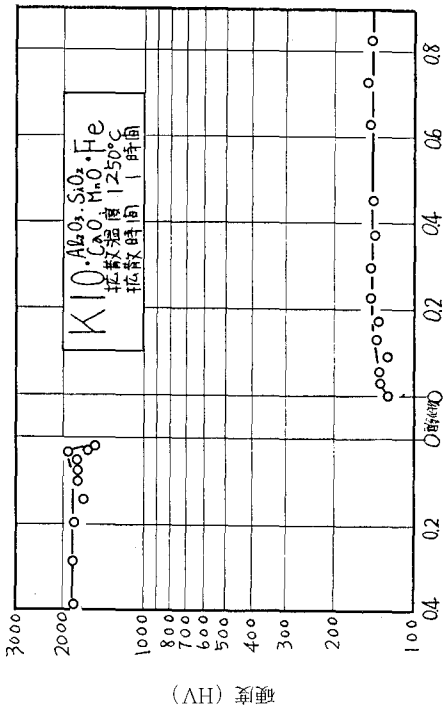
図一7, 8に各拡散対の界面近傍におけるX線微小分析結果を示した。これらの結果より、いづれの組合せ試料においても超硬合金—酸化物の界面にCoおよびFeの高まりが認められる。Coは超硬合金内部より界面へ拡散流出してきた結果である。しかしFeは超硬合金中へは極く微量しか存在していないはずであり、酸化物層にも拡散勾配が見られず、なにゆえに高濃度を示したか不明である。しかし前述の顕微鏡組織観察からCo, Feの高濃度を示す部分がピクリン酸ソーダによって僅かながら腐食されているこいることから、試料界面に酸化物層の存在しない場合の拡散実験で認められた $(Fe, Co)_3W_2C$ なる炭化物層が形成されているものと考えられる。また炭素は電解鉄との組合せ試料において、超硬合金より酸化物層内を拡散して電解鉄まで達しているのが明らかであり、前述の顕微鏡組織観察結果と一致している。超硬合金P20との組合せ試料では、いずれもTiの酸化物中への著しい拡散が認められる。さらにCo, Feが高濃度を示す超硬合金近傍のTi濃度が著しく低下しているのが観察される。J.Stanislaw⁶⁾らは、TiCは酸素と反応してTiC-TiO固溶体を形成することを明らかにしている。またTiOは高温で酸化物固溶体に極めてすみやかに拡散することが知られている。したがってTiCは酸化物(最も不安定なMnO)と活発に反応してTiOを生成し酸化物中に拡散してゆく。その結果超硬合金界面のTi濃度が減少するものと考えられる。Wはいずれの組合せ試料においても、明ら



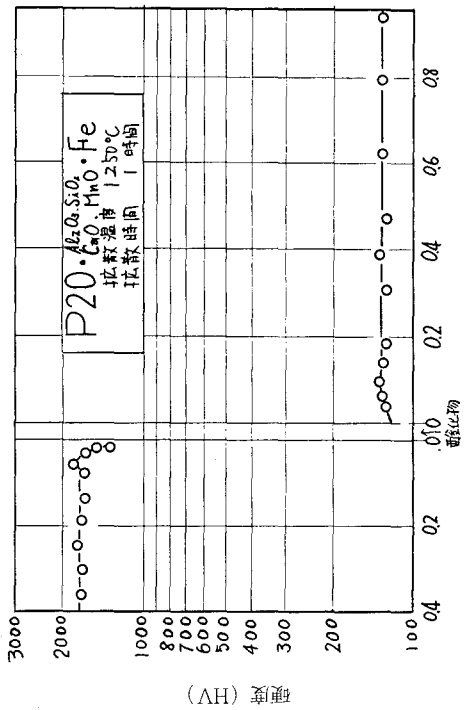
(b) 酸化物界面からの距離 (mm)



(d) 酸化物界面からの距離 (mm)

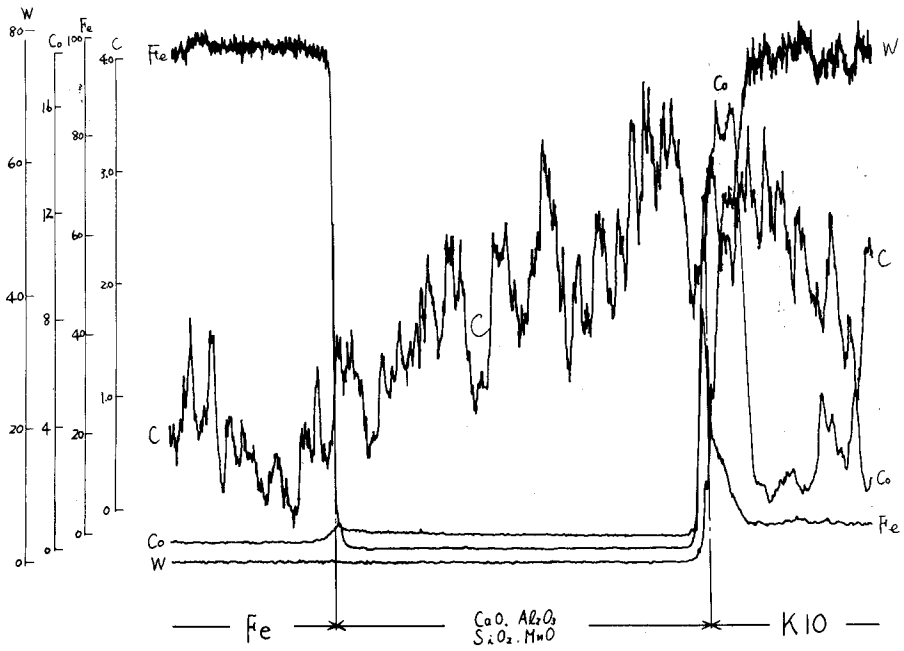


(a) 酸化物界面からの距離 (mm)

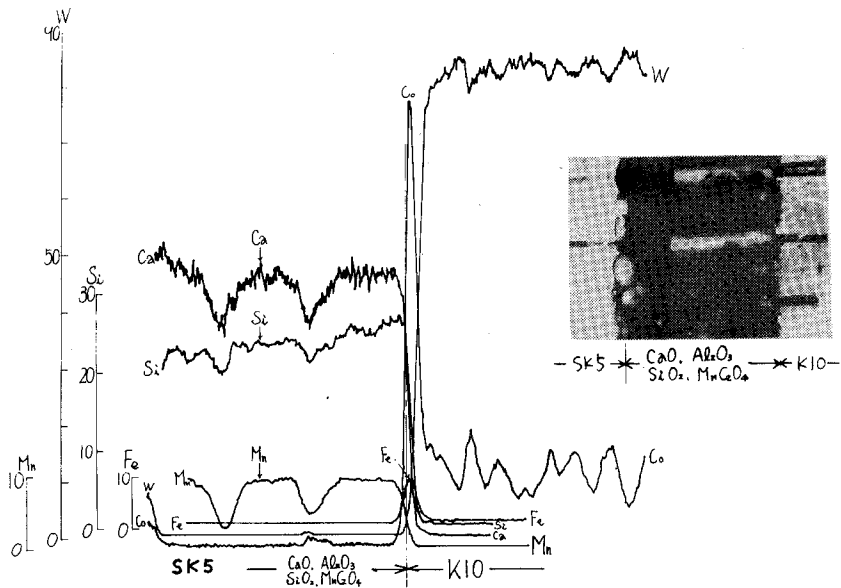


(c) 酸化物界面からの距離 (mm)

図一6 酸化物が介在する場合の拉散焼純反応層の硬度分布

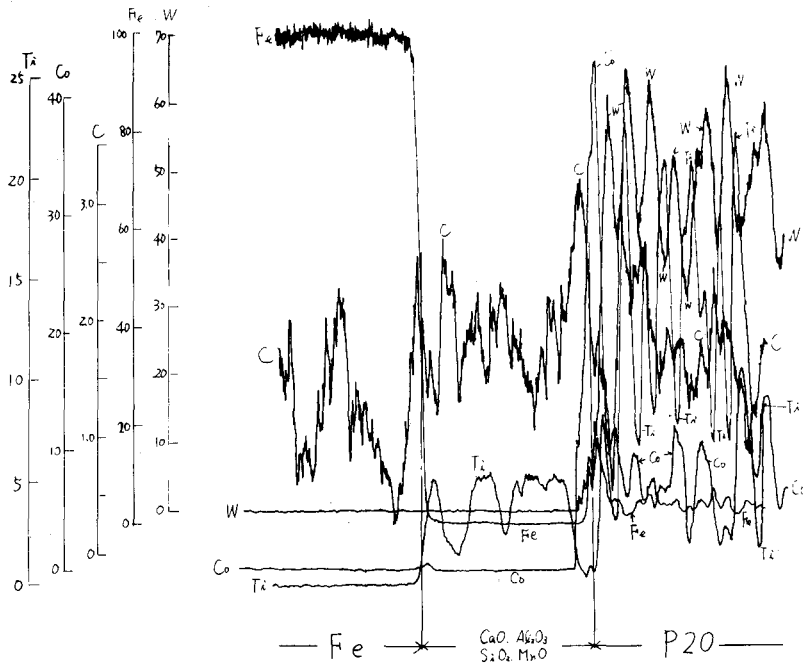


(a) Fe - K10

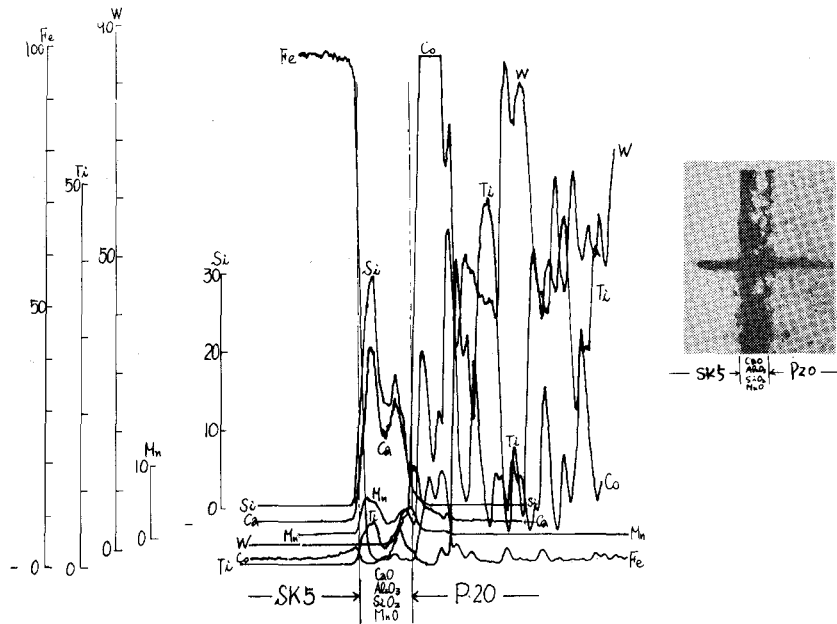


(c) Fe - P20

図-7 酸化物が存在する場合の拡散対反応層の X 線微小分析



(b) SK 5 - K10



(d) SK 5 - P20

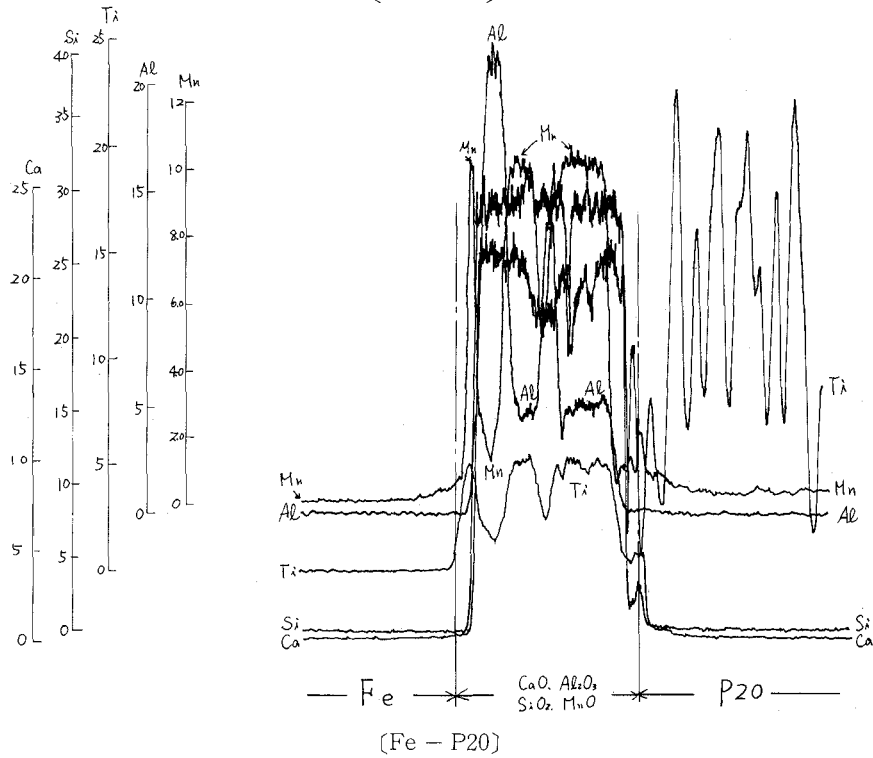
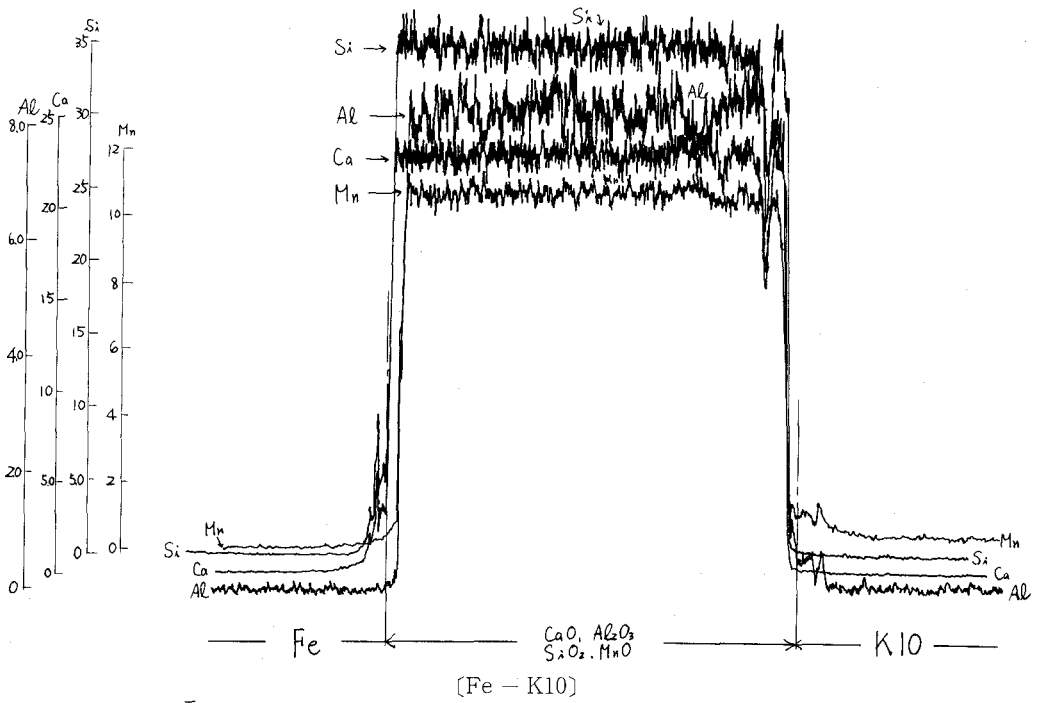


図-8 拡散燃鈍反応層のX線微小分析(酸化分が介在する場合)

かな拡散拳動を示していない。

TiC を含有する超硬合金 P20 との組合せ試料の場合、Ca および Mn が超硬合金中に拡散流入しているのがわかる。しかし他の元素の顕著な拡散は認められない。

このように超硬合金と鋼材間に酸化物を介在させた場合、WC + Co からなる K 種の超硬合金に比較し、(TiC + TaC) + Co からなる P 種の超硬合金の場合において酸化物との拡散反応あるいは界面反応が顕著となる。したがって超硬合金と酸化物の付着性は P 種の超硬合金で大となると考えられる。このことは実際切削において、TiC を含有する超硬合金工具にのみ工具すくい面付着物が存在するという事実を証明しているものと考えられる。

4. 結 言

以上の切削実験、拡散焼鈍モデル実験および検討の結果を要約すれば次のとおりである。

1. 超硬工具 P20 を用いて、Ca-Si 脱酸鋼を切削した場合の工具摩耗は Fe — Si + Al 脱酸鋼を切削した場合に比較して著しく軽減される。
2. 超硬合金と鋼を組合せ拡散焼鈍した結果、超硬合金からは Co, W, Ti の拡散があり、鋼側から Fe の超硬合金への拡散流入が認められた。ただし炭素は電解鉄との組合せ拡散試料において、超硬合金から電解鉄へ、SK5 との組合せ拡散試料ではこの逆向きであることが X 線微小分析より確認された。
3. 拡散対界面には、一般に 2 ~ 3 種の層を生じ、その結果超硬合金は変質しじん性の低下を招くと考えられる。
4. TiC + TaC を含有する超硬合金は M_6C 型の複炭化物の生成が抑制される。
5. 拡散対界面に酸化物を介在させた場合、超硬合金—酸化物の界面に Co および Fe の濃度が高まり、Ti の濃度が低下していることが確認された。したがってこの場合も M_6C 型の複炭化物が僅かであるが生成されると考えられる。
6. 超硬合金 P20 との組合せ試料では、Ti の酸化物中への著しい拡散が認められ、Ca および Mn が超硬合金に拡散流入しているのが確認された。これより Ti を含有する P 種の超硬合金は工具すくい面付着物が工具に付着する条件を備えていると云える。

終りに本研究で使用した各種鋼材の提供ならびに分析などの御便宜をいただいた新日本製鉄室蘭製鉄所に厚くお礼申し上げます。またこの研究の一部は北海道科学研究費の補助を受けたことを付記し、ここに謝意を表します。

(昭和 50 年 5 月 20 日受理)

文 献

1. H. Opitz, W. König : Arch. Eisenhüttenw., 33, 831 (1962), Intern. Research in Prod. Eng. 107,(1963).
2. W.könig : Industrie Anzeiger., 87, 463., 1033. (1965) A.Wicher : Stahl und Eisen., 87 1169, (1967).

3. H.Opitz, M. Gappisch, et al. : Arch. Eissenhüttenw., 33, 841 (1962).
4. 鈴木寿 : 日本金属学会誌, 28, 577., 1964, 31, 1248 (1967)., 8, 721, (1968) 33, 82, (1969).
5. P.Pautala,J.Norton : J. Metals. 4, 1045 (1952).
6. J. Stanialao, et al. : Trans. ASME, ser.B,90,92(1968).