

冷間圧延作動ロール用高 C-5Cr-V 鋼の
微視組織と耐摩耗性腰塚 典明*・木村 達己*²・大堀 學*³
上田 修三*³・和中 宏樹*²Influences of Microstructure on the Wear Resistance of High
C-5Cr-V Steels for Work Rolls in Cold Rolling MillsNoriaki KOSHIZUKA, Tatumi KIMURA, Manabu OHORI,
Syuzo UEDA and Hiroshige WANAKA

Synopsis :

Influences of microstructures on the wear resistance of high C-5%Cr-V steels are studied using a two-cylinder type wear test machine. Under the test conditions of low Hertz stress ($100\text{kgf}/\text{mm}^2$)-high slip ratio (20%) and high Hertz stress ($150\sim 200\text{kgf}/\text{mm}^2$)-low slip ratio (9%), the main results obtained are as follows.

(1) The initial wear rate decreases with C content, which increases primary carbides and spheroidized carbides. However, the steady state wear rate is increased by pit-like flakings which often occur in the primary carbides.

(2) The initial and steady state wear rates tend to decrease with the increase in V content up to the amount which makes the ratio of V content to C content, V/C, larger than 1. This decrease of wear rate closely relates to the fine precipitation of MC type carbides and the increase in the fraction of spheroidized carbides.

(3) In the case of the steels having V/C of less than 1, the steady state wear rate increases with the increase in the spheroidized carbides and the retained austenite.

Under the test condition of high Hertz stress and low slip ratio, the significant increase in wear loss is obtained in the steel having V/C of less than 1. It is indicated that the increase in wear loss is caused by the flaking which results from the nucleation, growth and coalescence of voids from the spheroidized carbides larger than $1\mu\text{m}$.

Key words : wear ; cold rolling ; work roll ; high carbon steel ; chromium steel ; vanadium steel ; micro-structure.

1. 緒 言

冷間圧延用ミルでは、作動ロールの小径化が進み¹⁾²⁾、ロールの耐久性に対する要求はますます厳しくなっている。冷延用圧延作動ロールには、従来から高炭素 Cr 系鍛鋼が使用されてきた²⁾。Cr 含有量は 2~3% からさらに増加の傾向にあり、昨今 5% Cr 鋼が実用化されつつある。Cr 含有量の増加は、炭化物の析出を促進し耐摩耗性を向上させると考えられている^{3)~7)}。また、ロールと潤滑油との反応性は高 Cr ほど低いため、ロール粗度低下は Cr 量が多いほど少ないことが指摘されている⁸⁾。しかし、大型ロールの製造において Cr 量の大幅な増加

は、内部欠陥の発生を容易にし、鍛造性の低下をまねくので加熱、鍛造条件に多くの制約が生じる。ロールの耐摩耗性向上に対して、硬質炭化物量の増加は大きな改善手段であり、Cr 以外にも Mo, V などの増量が試みられている³⁾⁷⁾。しかし、ロールの耐摩耗性におよぼす Mo, V 添加の効果について、微視組織面からの系統的な観察や摩耗の進行過程における表面粗度や摩耗痕に着目した研究は数少ない。

本研究では、冷間圧延用圧延作動ロールの耐摩耗性向上のため、高 C-5% Cr 鋼を基本成分として、C 及び V 量を変えた鋼について、摩耗の進行と表面状態に注目して摩耗試験を行った。それらの結果から、炭化物の形態、

昭和 61 年 10 月・62 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 63 年 7 月 6 日受付 (Received July 6, 1988)

* 川崎製鉄(株)鉄鋼研究所 (現:川崎製鉄(株)研究企画部) (Iron & Steel Research Laboratories, Now Research Planning Dept., Kawasaki Steel Corp., 1 Kawasaki-cho Chiba 260)

*² 川崎製鉄(株)鉄鋼研究所 (Iron & Steel Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp.)

*³ 川崎製鉄(株)鉄鋼研究所 工博 (Iron & Steel Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp.)

種類, 基地組織と耐摩耗性の関係について検討した。

2. 実験方法

2.1 試験材

1% C-5% Cr 鋼を基本成分として, C量及びV量を変えた Table 1 に示す化学組成の 100 kgf 高周波真空溶解鋼を用いた。これら鋼塊を直径 65 mm の丸棒に鍛造後, 980°C, 5 h の焼ならし, 続いて 850°C, 6 h → 700°C, 3 h の球状化焼なましにより組織の均一化, 炭化物の球状化を行った。さらに, 実体ロールの表層付近の加熱および冷却条件をシミュレートして, 950°C, 4 h のオーステナイト化後油焼入れし, 690°C, 6 h の焼もどしを行い, 摩耗試験片に近い形状に粗加工した。これらについて, 冷延ロールの表面硬化部と同等の硬さを得る目的で, アルミナ流動層炉中で 950°C, 10 min のオーステナイト化後油焼入れし, さらにオイルバス中で 110°C, 24~96 h の焼もどしを行い, 硬さをピッカース硬さで HV 800 に調整し, 仕上加工して摩耗試験に供した。なお, V含有量の高い B, E, F 鋼は最終焼入温度を 1000°C とした。

2.2 摩耗試験方法

摩耗試験には, 2円筒式の西原式摩耗試験機を用いた。摩耗試験の概要及び試験条件を Fig. 1 及び Table 2 に示す。摩耗試験片は, 外径 30 mm, 内径 16 mm, 厚さ 8 mm とし, 摩耗面は研削加工により粗さ Ra 0.2~0.4 μm とし試験に供した。なお, 摩耗面幅は, 低荷重のとき

きは 7.2 mm, 高荷重のときは 3 mm とした。

荷重は, ばねにより負荷した。試験条件 A は, 作動ロールと圧延材との関係を考慮してヘルツ応力を 100 kgf/mm^2 (981 MPa) とし, 試験材と相手材の間に 20% のすべりを生ずるように回転数を調節した。試験前後で試験片重量を天秤により測定し摩耗減量を求めた。試験片は 1×10^4 , 3×10^4 , 6×10^4 , 1×10^5 , 3×10^5 , 6×10^5 及び 1×10^6 回回転後それぞれ取りはずし, 洗浄, 乾燥, 秤量を繰り返した。なお, 相手材はそのつど交換した。試験条件 B は, 中間ロールとの転動を考慮しヘルツ応力を 150 kgf/mm^2 (1471 MPa) 及び 200 kgf/mm^2 (1961 MPa) とし, すべり率 9% で, 試験し, 摩耗減量を測定した。相手材は硬さ HV 700 とした。

2.3 摩耗面の観察

摩耗試験前後の摩耗面の粗さを触針式三次元粗さ計を用いて, 測定範囲 $1 \times 1 \text{ mm}^2$, X 倍率 200 倍, Y 倍率 100 倍, Z 倍率 2000 倍で測定した。摩耗面のレプリカを採取し, 光学顕微鏡, 走査型電子顕微鏡により摩耗状況を観察した。また, 摩耗面近傍の断面組織を走査型電子顕微鏡により観察した。

2.4 組織観察

試験片の微視組織を走査型電子顕微鏡を用いて観察し, また, 析出物を抽出レプリカにより分析型透過電子顕微鏡を用いて同定した。組織因子として, 一次炭化物量, 球状炭化物量及び残留オーステナイト (γ) 量を測定した。一次炭化物量は, 組織解析装置を用いて 200 倍の倍率で測定した。レプリカ組織写真 (倍率 3000 倍) を用いて, 粒径 $1 \mu\text{m}$ 以上の炭化物量を測定し, 球状炭化物量とした。残留 γ 量は, X線回折装置により $\text{CrK}\alpha$ 線を用い, γ の (111) 面と α の (211) 面の回折強度比から求めた。

Table 1. Chemical compositions of steels used (wt%).

Steel	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V
A	0.96	0.66	0.41	5.10	0.15	0.32	0.076
B	0.94	0.64	0.40	5.13	0.15	0.31	1.01
C	1.28	0.65	0.40	5.02	0.15	0.31	0.076
D	1.32	0.64	0.40	5.11	0.15	0.32	0.53
E	1.26	0.67	0.41	5.20	0.15	0.32	1.57
F	1.26	0.66	0.42	5.30	0.15	0.32	2.08
G	1.59	0.65	0.40	5.14	0.15	0.33	1.06
H	1.54	0.70	0.40	5.12	0.15	0.32	1.53
I	1.58	0.67	0.41	5.18	0.15	0.32	2.06

Table 2. Wear test condition.

Test condition	A	B
Hardness of test specimen	HV 800	
Pair specimen	S45 C HV 200	3%Cr HV 700
Hertz stress	100 kgf/mm^2 (981 MPa)	150 kgf/mm^2 (1471 MPa) 200 kgf/mm^2 (1961 MPa)
Rolling speed	770 min^{-1}	
Slip ratio	20%	9%
Lubrication	3% Mineral oil emulsion, 60°C	

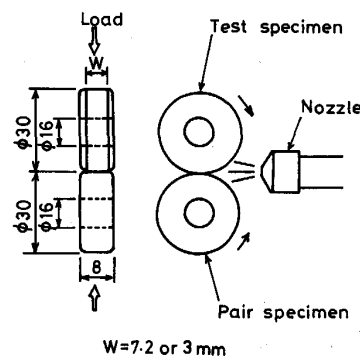


Fig. 1. Schematic illustration of two cylinder type wear test.

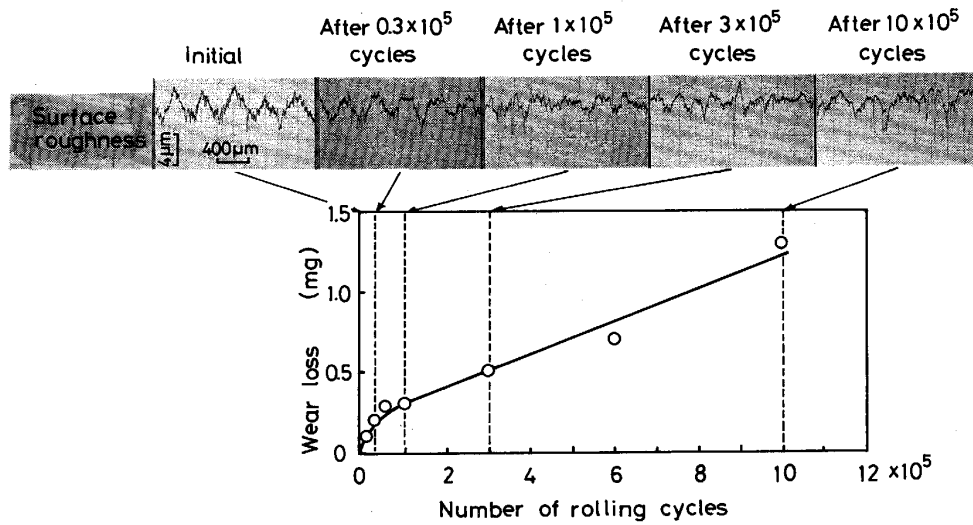


Fig. 2. A typical example of the relation of wear loss and surface roughness of wear specimen with number of rolling cycles during wear test.

3. 実験結果

3.1 低ヘルツ応力-高すべり率における耐摩耗性とC及びV量

3.1.1 摩耗減量と摩耗面粗さの変化

ヘルツ応力 100 kgf/mm^2 及びすべり率 20% における摩耗減量, 摩耗面粗さと回転数の関係の 1 例を Fig. 2 に示す. 試験前の摩耗面は, 規則正しい研削面をもつ. 回転回数が 1×10^4 から 1×10^5 回へと増加するにしたがい粗さプロフィルの凸部が順次摩耗し, 山の高さが減少し, 摩耗減量が増加している. 初期の凸部の高さは $1.4 \mu\text{m}$ であつたが, 1×10^5 回後では $1.0 \mu\text{m}$ と減少した. さらに, 回転数が増加するに伴い, 凸部の平滑化が進み, 摩耗痕がみられるようになる. 1×10^6 回では摩耗痕の発生が顕著となる. 回転数当たりの摩耗減量の増加が著しい初期摩耗は, 1×10^5 回程度までとみなされ, それ以上の回転数では摩耗減量が直線的に増加する定常摩耗といえる. 初期摩耗領域では, 主に研削目の粗さ凸部の低下により摩耗が生じている.

3.1.2 摩耗減量と回転数の関係

ヘルツ応力 100 kgf/mm^2 , すべり率 20% の条件で摩耗試験を行ったときの, 1% C-5% Cr-0.08% V の基準鋼 (鋼 A) と 1.3% C-5% Cr 系で V 量を変えた鋼 C~鋼 F の摩耗減量と回転数の関係を Fig. 3 に示す. 各鋼とも, 摩耗減量が急激に増加する初期摩耗を経たのち, 定常摩耗になることがわかる. C 量が 1% から 1.3% への増加は, 初期摩耗量を減少させるが, 定常摩耗量を増加させている. また, V 量の増加は, 初期及び定常摩耗量とも減少させている. 10×10^5 回で比較すると,

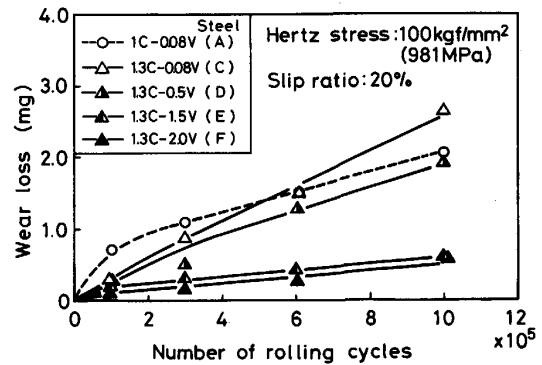


Fig. 3. Relation between wear loss and number of rolling cycles of 1%C-0.08%V steel and 1.3%C-V steels tested under the condition of low Hertz stress and high slip ratio.

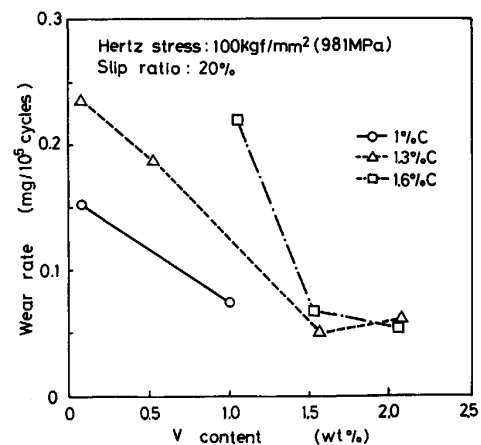


Fig. 4. Effect of V content on wear rate obtained by the low Hertz stress and high slip ratio wear test.

2.0%Vの鋼Fの摩耗減量は0.08%Vの鋼Aの約1/6である。

3.1.3 摩耗速度

摩耗減量と回転数の関係が直線関係を示す定常摩耗領域の直線の傾きを摩耗速度と定義し、耐摩耗性をあらわす一つのパラメーターとして用いた。ヘルツ応力 100 kgf/mm²、すべり率 20%、相手材の硬さ HV 200 で行った摩耗試験における摩耗速度とV含有量の関係を Fig. 4 に示す。摩耗速度は 10⁵ 回転当たりの摩耗減量 (mg) を用いた。摩耗速度はV含有量の増加とともに減少する。同一V量で比較するとC量の高いほど、摩耗速度は大となる。V量が 1.5% 以上ではC量に依存せずほぼ等しい摩耗速度を示している。

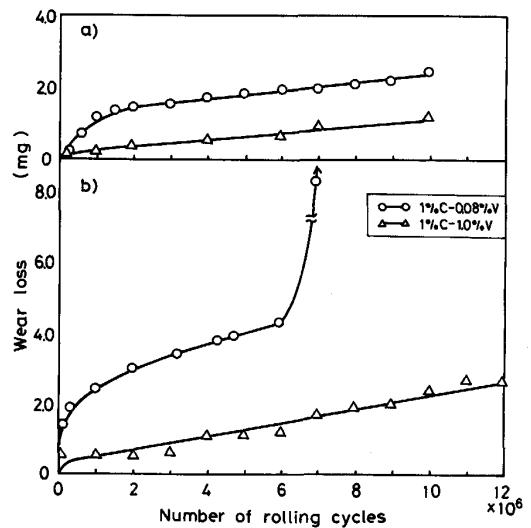
3.1.4 摩耗面の性状

0.08%Vの鋼C、0.5%Vの鋼D、1.5%Vの鋼EなどのV含有量の相違する3鋼種の摩耗試験後の摩耗面の三次元粗さ表示を Fig. 5 に示す。摩耗試験はヘルツ応力 100 kgf/mm²、すべり率 20% で行い 1×10⁶ 回転後の摩耗面を観察した。摩耗面には回転方向に長く伸びた深さの異なる痕(摩耗痕)と点在する小さな窪み(ピット状剝離)がみられる。V含有量の少ない鋼Cは摩耗痕が著しく発生し、その深さも大きい。また、一部ピット状に剝離した部分もみられる。V量が0.5%と多くなると痕の数はやや少なくなり、深さも浅くなる。ピット状に剝離した部分もまだみられる。1.5%Vの鋼Eでは、摩耗痕の形成が少なく、ピット状剝離の数も減少している。また、C含有量の異なる鋼Bと鋼G(いずれも1.0%V添加)の摩耗面を比較すると、C量の多い鋼G(1.6%C)の方がピット状剝離の数が多い。ピット状剝離は一次炭化物で生じている。

3.2 高ヘルツ応力-低すべり率における耐摩耗性とC及びV量

3.2.1 摩耗減量と回転数の関係

作動ロールと中間ロールとの転動を考慮して、硬さ HV 700 の相手材を用い、150あるいは200 kgf/mm² の高ヘルツ応力、9%の低すべり率の試験条件Bで摩耗試験を行った。1%C-0.08%Vの鋼A及び1%C-1.0%Vの鋼Bにおける、摩耗減量と回転数の関係を Fig. 6 に示す。a)に示すヘルツ応力 150 kgf/mm² では、鋼Aは 2×10⁶ 回転まで初期摩耗領域にあり、摩耗減量が急激に増加している。鋼Bの初期摩耗は鋼Aに比べ少ない。当然ながら、b)に示すヘルツ応力 200 kgf/mm² では、150 kgf/mm² の場合に比較し、摩耗減量は増加している。



Hertz stress a) 150 kgf/mm² b) 200 kgf/mm²

Fig. 6. Relation between wear loss and number of rolling cycles for 1%C-0.08%V steel (steel A) and 1%C-1.0%V steel (steel B) tested under the condition of high Hertz stress and low slip ratio.

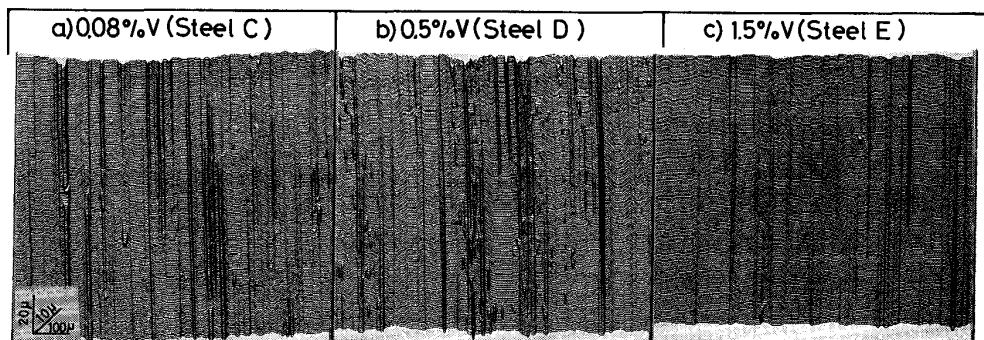


Fig. 5. Three dimensional roughness profiles of wear surface of a) steel A, b) steel D and c) steel E after 10⁶ cycles tested under the condition of low Hertz stress and high slip ratio.

また、鋼 A は、 7×10^6 回転後、摩耗減量が急激に増加している。鋼 B では、実験した範囲内でこのような変化はみられない。両ヘルツ応力で、試験条件 A の場合と同様に、定常摩耗の摩耗速度は V 添加により低減する。ヘルツ応力 150 kgf/mm^2 で比較すると、摩耗速度は 0.08 %V の鋼 A で $0.13 \text{ mg}/10^6$ 回、1.0 %V の鋼 B で $0.08 \text{ mg}/10^6$ 回である。ヘルツ応力 200 kgf/mm^2 では、鋼 B の摩耗速度は $0.18 \text{ mg}/10^6$ 回である。前述の試験条件 A に比べ、すべり率が低いため、ヘルツ応力が高いにもかかわらず、摩耗速度は小さい。

3.2.2 摩耗面の性状

鋼 A 及び鋼 B を用いて、ヘルツ応力 200 kgf/mm^2 でそれぞれ 7×10^6 回転後及び 1.2×10^7 回転後の摩耗面を走査型電子顕微鏡で観察した結果を Photo. 1 に示す。0.08 %V の鋼 A は回転方向に多数の深い摩耗痕がみられ、摩耗痕の量、深さともヘルツ応力 150 kgf/mm^2 に比べ増大している。また、ピット状剝離が生じている部分がみられ、摩耗減量の急激な増加と対応している。1 %V の鋼 B では、摩耗痕の数は少なく、わずかに小さなピット状剝離が観察された。



Photo. 1. Scanning electron micrographs of wear surfaces of a) 1%C-0.08%V (steel A) after 7×10^6 cycles and b) 1%C-1.0%V (steel B) after 1.2×10^7 cycles tested under the condition of high Hertz stress (200 kgf/mm^2) and low slip ratio (9%).

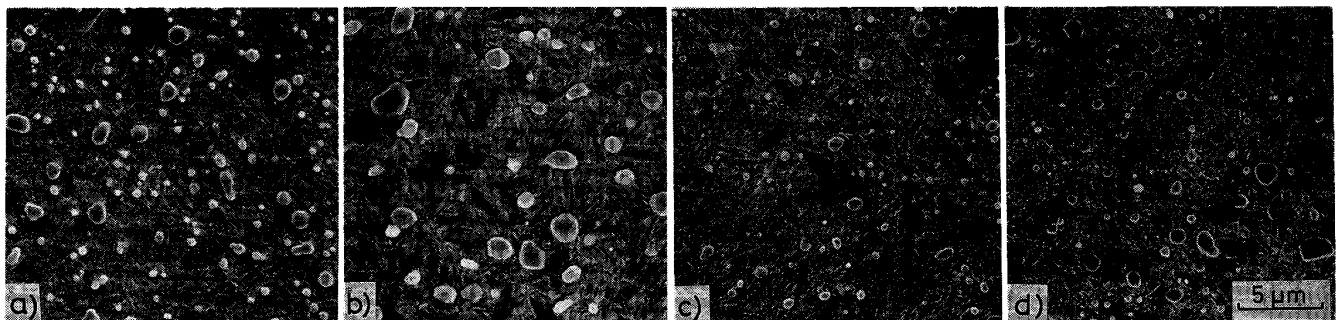


Photo. 2. Scanning electron micrographs of wear test specimens of a) steel A (1%C-0.08%V), b) steel C (1.3%C-0.08%), c) steel F (1.3%C-2%V) and d) steel I (1.6%C-2%V) after the quench and temper treatment (nitral etched).

3.3 炭化物及び残留オーステナイト量

鋼 A, C, F 及び I の微視組織を走査型電子顕微鏡で観察した結果を Photo. 2 に示す。いずれの組織も微細な球状炭化物が分布した低温焼もどしマルテンサイト組

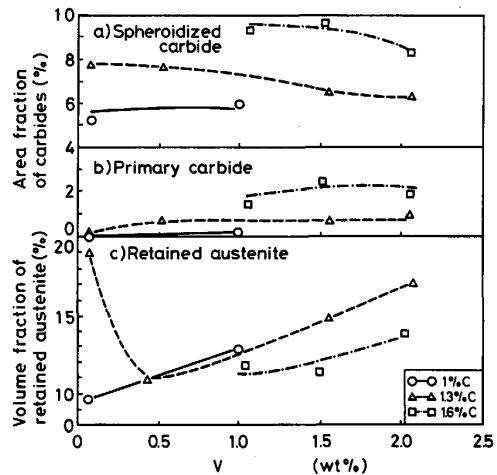


Fig. 7. Effect of V content on the area fraction of primary carbides and spheroidized carbides, and the volume fraction of retained austenite.

織である。C及びV含有量により球状炭化物の大きさ及び量が変化している。C量またはV量が高い場合、凝固時に形成された巨大な一次炭化物が鍛造及び熱処理過程で消失せず残存している。一次炭化物量及び球状炭化物量とC量、V量の関係をFig. 7に示す。一次炭化物量はV量の増加とともにわずかに増加する傾向を示す。また、C量が高いほど、一次炭化物量は多く、1.6% C鋼(□印)では面積率で2.0%を示した。粒径 $1\mu\text{m}$ 以上の球状炭化物量は、C量の増加により増大するが、V量の増加とともに減少する傾向を示している。Fig. 7c)に示す残留オーステナイト量はV量の増加によりわずかに増加する傾向を示している。

4. 考 察

4.1 耐摩耗性に及ぼす組織因子の影響

本研究で用いた鋼材の組織は、焼もどしマルテンサイト、球状炭化物、一次炭化物及び残留オーステナイトから構成されている。これら組織因子が摩耗に及ぼす影響について考察した。

4.1.1 一次炭化物

Photo. 3に 1×10^7 回転後の1% C-1.0% V鋼試片の断面組織を示す。巨大な一次炭化物が摩耗面直下に存在する。この巨大な炭化物はそれ自身も摩耗により削られており、そのうえ炭化物中に割れが生じている。Fig. 5に示す摩耗面のピットは、巨大な一次炭化物が摩耗面に存在し、試験中の応力の作用により炭化物中に割れを生じ、炭化物と基地の境界から剥離を起こし、Photo. 3に模式的に示す過程で形成したものと考えられる。巨大な炭化物は初期摩耗に対しては効果を示すと考えられる

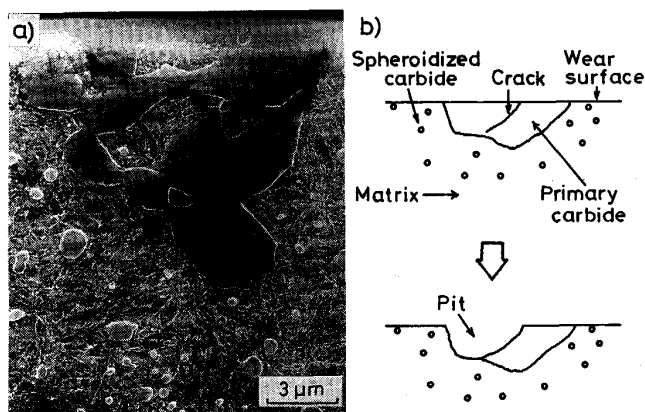


Photo. 3. Scanning electron micrographs of a) the cross section of the wear specimen after 10^7 cycles showing the cracking of primary carbides, and b) schematic illustration of the pit-formation of primary carbides.

が、転動回数が増加するとともに、それ自身削られると同時に、ピット状剥離を生じるので耐摩耗性をかえつて減少させるといえる。しかし、巨大な一次炭化物が存在する場合についても摩耗速度が増加しない場合がある。Fig. 4に示すように、1.6% C-2.0% V鋼(□印)の摩耗速度は小さい。この現象は耐摩耗性が一次炭化物の分布のみならず基地の性質に強く影響されることを示唆している。

4.1.2 球状炭化物

ヘルツ応力 100 kgf/mm^2 の試験条件Aで得られた摩耗速度と球状炭化物量の関係をFig. 8に示す。V含有量とC含有量の比、V/C、が1以上では、摩耗速度は炭化物量の増加にしたがい減少する。しかし、7%以上ではわずかに増加傾向を有している。いつぼう、V/Cが1未満では、摩耗量は炭化物量の増加にしたがい増加している。また、この傾向は、試験条件Bでも同様であった。同一球状炭化物量で比較すると、V/Cが1以上の成分系の摩耗速度は、V/Cが1未満のそれに比べ小さい。V/Cが1以上となる成分系では、 $1\mu\text{m}$ 以上の球状炭化物のほかに、Photo. 4に示すように微細炭化物が多数分布している。EDX分析によると、 $1\mu\text{m}$ 程度の炭化物(A)はCr、Fe及びVの複合炭化物であり、微細な炭化物(B)はVとFeを含む炭化物である。V/Cが1未満の成分系では、Photo. 5に示すようなCr、Feを主体とした複合炭化物のみである。V/Cが1を境として炭化物の種類及び分布状況に大きな相違がみられる。V/Cが1以上では、 M_3C 、 M_7C_3 炭化物が減少し、MC炭化物(VC)が増加する。これは、含V高Cr鋳鉄での結果¹⁷⁾¹⁸⁾と一致する。このように、V/Cが1以

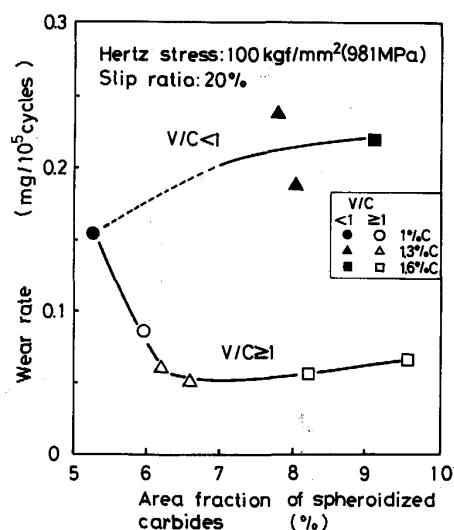


Fig. 8. Relation between wear rate and the fraction of spheroidized carbides.

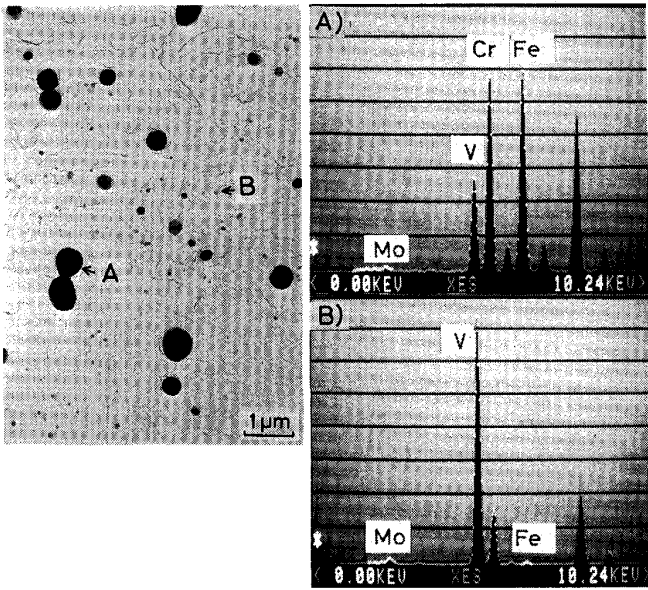


Photo. 4. Electron micrograph of carbon extraction replica of 1.3%C-1.5%V steel (steel E) wear specimen, and results of EDX analyses of precipitates A and B.

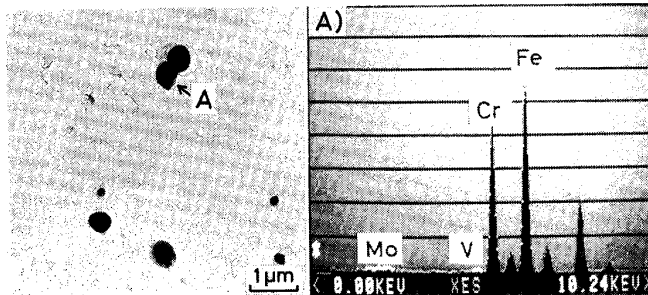


Photo. 5. Electron micrograph of carbon extraction replica of 1.3%C-0.08%V steel (steel C) wear specimen, and the results of EDX analyses of the precipitate A.

上の成分系では、硬いV炭化物⁹⁾の微細分散により基地が強化され、摩耗速度を減少させたと考えられる。

4.1.3 残留オーステナイト

ヘルツ応力 100 kgf/mm²、すべり率 20% の場合の摩耗速度と残留 γ 量との関係を Fig. 9 に示す。V/C が 1 未満では、残留 γ 量が増加するとともに摩耗速度は急激に大きくなるが、13% を超えるとその影響は少ない。V/C が 1 以上では、摩耗速度は残留オーステナイト量の影響をほとんど受けない。V/C が 1 未満の場合のように基地強化の少ないときは、軟質の残留オーステナイトの存在は耐摩耗性を低下させると考えられる。

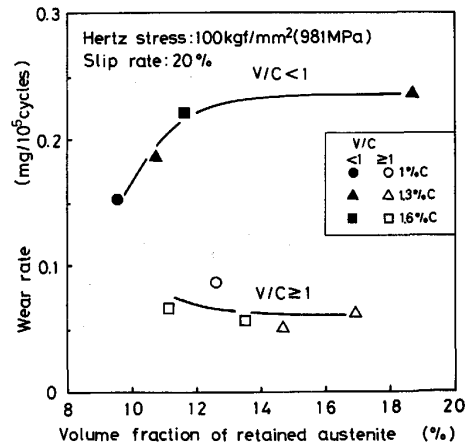


Fig. 9. Relation between wear rate and the fraction of retained austenite.

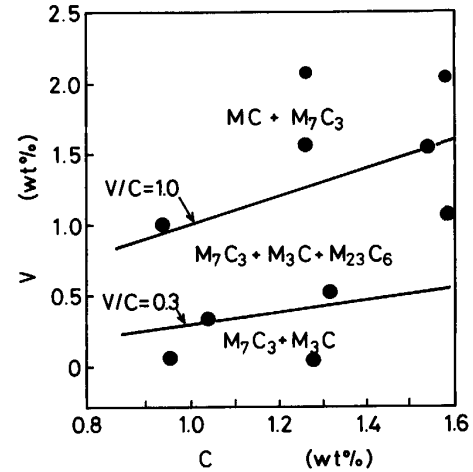


Fig. 10. Influence of C and V content on the type of carbides in 5%Cr steels.

4.2 耐摩耗性に及ぼすVの影響

V量の増加により耐摩耗性は向上し、摩耗速度が低下する。Vの効果はC量と関連して決まる。V/Cが1以上では、耐摩耗性が著しく向上するが、1未満では添加量に応じた効果は生じない。これらの違いは炭化物の形態の変化で説明できる。V/Cが1未満の成分系では、Fig. 10に示すように、M₇C₃、M₃C、M₂₃C₆の炭化物が析出しているが、V/Cが1以上の成分系ではMC炭化物が形成されている。MC炭化物はPhoto. 4のBに示すように1 μ m未満の微細炭化物として析出している。また、Photo.2に示すように、V量の増加により(c), d)), 球状炭化物の粒径は小さくなり、Fig. 7に示すように1 μ m以上の球状炭化物量も減少傾向を示している。これらから、V量の増加による耐摩耗性の向上は、

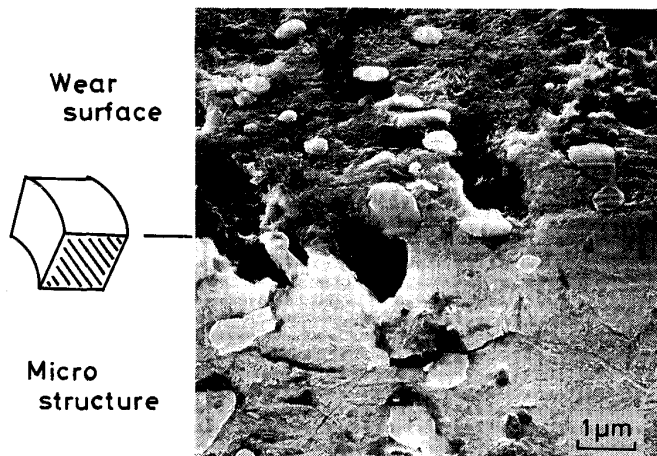


Photo. 6. Scanning electron micrograph of the wear surface and cross section of wear specimen after 10^7 cycles tested under the condition of high Hertz stress (200 kgf/mm^2) and low slip ratio.

MC 炭化物の微細分散と密接な関係があるといえる。

4.3 摩耗の進行過程

本研究で用いた摩耗試験では、潤滑を行っていないことおよびマルテンサイト中に炭化物が分散した組織で硬さが高いことから、酸化物の形成²⁰⁾や表面からの顕著な塑性流動¹⁹⁾はみられなかった。本研究では前述したように、研削目の凸部がまず摩耗し粗度が低下し、さらに平滑化し摩耗痕、ピット状剥離が形成され摩耗が進行してゆく。初期の粗度低下は摩耗試験の初期摩耗に対応している¹⁰⁾。Fig. 3 に示すように、一次炭化物を含む炭化物量が多いほど初期摩耗は少ない。しかし、一次炭化物の存在はピット状剥離を起こしやすくしている。ヘルツ応力が高くなると、球状炭化物と基地の境界からボイドが発生し、割れとなり基地を進展し、それらが連結して剥離が進行しており、その1例を Photo. 6 に示す。SUH ら^{11)~15)}により提唱されている剥離理論に近い現象が生じているものと考えられる。須藤ら¹⁶⁾もボイドの形成、剥離を観察している。このような剥離現象を防止することが、摩耗を減少させる手段の一つである。V/Cが1以上の成分系ではこのような剥離は見られず、V炭化物の微細分散による基地強化が影響していると考えられる。

5. 結 言

C及びV含有量を変化させた高C-5%Cr-V鋼について

て2円筒の西原式摩耗試験を実施した。低ヘルツ応力-高すべり率および高ヘルツ応力-低すべり率の条件では、

(1) C含有量の増加は、一次炭化物量、球状炭化物量を増加させ初期摩耗を減少させるが、定常摩耗では一次炭化物のピット状剥離を生じ摩耗速度を増加させる。

(2) V含有量とC含有量の比、V/C、が1以上となるV含有量の増加は、初期、定常両摩耗速度とも減少させる傾向にある。この現象は球状炭化物量の増加、MC炭化物の微細分散と密接な関係をもつ。

(3) V/Cが1未満の場合には、球状炭化物および残留オーステナイト量の増加は定常摩耗速度を増加させる。

高ヘルツ応力、低すべり率の条件においては、

(4) V/Cが1未満の鋼では、摩耗減量が著しかった。これは、 $1 \mu\text{m}$ 以上の球状炭化物が基地との境界でボイドを発生させ成長、連結により剥離を生じるためと考えられる。

文 献

- 1) 例えば、西 英俊: 第92・93回西山記念技術講座(日本鉄鋼協会編), (1983), p. 89
- 2) 例えば、鉄鋼材料の摩耗(日本鉄鋼協会編)(1984), p. 13
- 3) 高島孝弘, 溝口孝遠, 太田定雄: 鉄と鋼, **66** (1980), S1145
- 4) 高島孝弘, 溝口孝遠, 太田定雄: 鉄と鋼, **67** (1981), S1074
- 5) 西田正克, 浦川俊吉: 三菱製鋼技報, **16** (1982), p. 25
- 6) 望月俊男, 浦川俊吉: 鉄鋼材料の摩耗(日本鉄鋼協会編)(1984), p. 81
- 7) 清水茂樹: 鉄と鋼, **70** (1984), S1362
- 8) 木原諄二, 糀田俊緑, 萬羽昭夫: 鉄と鋼, **73** (1987), p. 528
- 9) 第3版鉄鋼便覧I(日本鉄鋼協会編)(1980), p. 437 [丸善]
- 10) 山田武海, 関口英男: 鉄鋼材料の摩耗(日本鉄鋼協会編)(1984), p. 69
- 11) N. P. SUH: Wear, **25**(1973), p. 111
- 12) N. P. SUH: Wear, **44** (1977), p. 1
- 13) S. JAHANMIR and N. P. SUH: Wear, **44** (1977), p. 17
- 14) J. R. FLEMING and N. P. SUH: Wear, **44** (1977), p. 39
- 15) S. JAHANMIR and N. P. SUH: Wear, **44** (1977), p. 87
- 16) 須藤 一, 千 炳 善: 鉄と鋼, **68** (1982), p. 2010
- 17) 沢本 章, 大城桂作, 松田公扶: 鋳物, **54** (1982), p. 725
- 18) 桑野正司, 大城桂作, 沢本 章, 松田公扶: 鋳物, **58** (1986), p. 40
- 19) 平野富士夫, 山本雄二: 日本機械学会論文集(第3部), **39** (1973), p. 353
- 20) 平野富士夫, 山本雄二: 日本機械学会論文集(第3部), **39** (1973), p. 997