

論 文

超高炭素クロム鋼のすべり摩耗特性

砂田 久吉*・泉 久司*・田村 今男*²

On Sliding Wear of Ultra-high Carbon-Chromium Steels

Hisakichi SUNADA, Hisashi IZUMI, and Imao TAMURA

Synopsis:

The sliding wear performance of high carbon-chromium steels has been investigated. The specimens were prepared by hot forging and isothermal rolling in order that the sizes of grains and size, shape and distributed carbide particles were varied. The wear tests were carried out by changing contact load, hardness of specimen and contact ring without lubricant. The wear resistance was determined by weight loss after 100 h sliding.

The results obtained were as follows:

- 1) The wear loss of quenched and tempered structure increased with increasing the contact load, decreasing the hardness of specimen and decreasing the ring hardness.
- 2) For as-worked structure, forged or pearlite structure had more improved wear resistance than rolled or ferritic structure. While wear resistance of rolled structure was better than that of forged one in the case of quenched-and-tempered structure.
- 3) As-forged structure which consisted of pearlite showed as much wear resistance as quenched structure.
- 4) Wear surface was flat in the case of hard specimen against hard ring, whereas combination of soft-soft tended to become rough. The thickness of wear damaged layer was almost constant in spite of hardness or structure.

1. 緒 言

鉄鋼材料の摩耗特性については数多くの研究報告がある。その摩耗特性におよぼす因子^{1)~3)}には、機械的因子として接触荷重、すべり速度、表面粗さ、残留応力のほか雰囲気、湿度、潤滑の有無などが、材料的因子として炭素含有量、組織、炭化物の寸法形状やその体積率、残留オーステナイト量などがあげられている。

耐摩耗性の向上を目的としてクロムの添加が行われるが、JIS 規格でも軸受け鋼 SUJ-2 は炭素含有量 0.95~1.10 wt% (以後%とする) にクロム量 1.3~1.6% を含有している。この鋼は焼入れ後低温度で焼もどして用いるが、マルテンサイト中の未溶解の球状炭化物を残存させた組織は耐摩耗性がよく⁴⁾、その平均炭化物粒径は 0.5~0.6 μm 程度で均一に分布し、基地マルテンサイト中の炭素量は 0.4~0.5% 程度が最適であるといわれる⁵⁾。焼入れの際に生ずる残留オーステナイトは摩擦中にマルテンサイトに変態し、摩耗疲労の進展を遅らせる効果がある⁶⁾。しかしこれらの摩耗試験結果はいずれも転がり摩耗疲労の場合であり、すべり摩耗に関する報告は少ない。

炭素含有量が 1.5% 以上の超高炭素鋼を制御圧延法によつて結晶粒とともに炭化物を球状微細化した組織は温間加工域で微細粒超塑性現象を生ずる。このほか常温においても靱性に富んだ引張性質を有することから⁷⁾⁸⁾、この鋼の構造用鋼への活用が期待される。本報告は軸受け鋼よりも炭素量の多い超高炭素クロム鋼を熱間鍛造および等温圧延加工によつてフェライト粒径および炭化物粒径を変化させた組織の無潤滑すべり摩耗試験を行った結果について述べる。

2. 実験方法

摩耗試験に用いた材料は 1.43%C-1.88%Cr 鋼および 1.86%C-1.62%Cr 鋼の 2 種類である。比較のため一部 0.89%C および 1.56%C 普通炭素鋼も用いた。それらの化学成分を Table 1 に示す。これらの組成を持

Table 1. Chemical composition of the specimens (wt%).

	C	Si	Mn	P	S	Cr
0.89%C	0.89	0.20	0.25	0.008	0.007	0.25
1.56%C	1.56	0.14	0.33	0.004	0.005	0.03
1.43%C-1.88%Cr	1.43	0.15	0.32	0.004	0.006	1.88
1.86%C-1.62%Cr	1.86	0.14	0.30	0.004	0.007	1.62

昭和 58 年 7 月 7 日受付 (Received July 7, 1983)

* 姫路工業大学工学部 (Faculty of Engineering, Himeji Institute of Technology, 2167 Syosha Himeji 671-22)

*² 京都大学工学部 (Faculty of Engineering, Kyoto University)

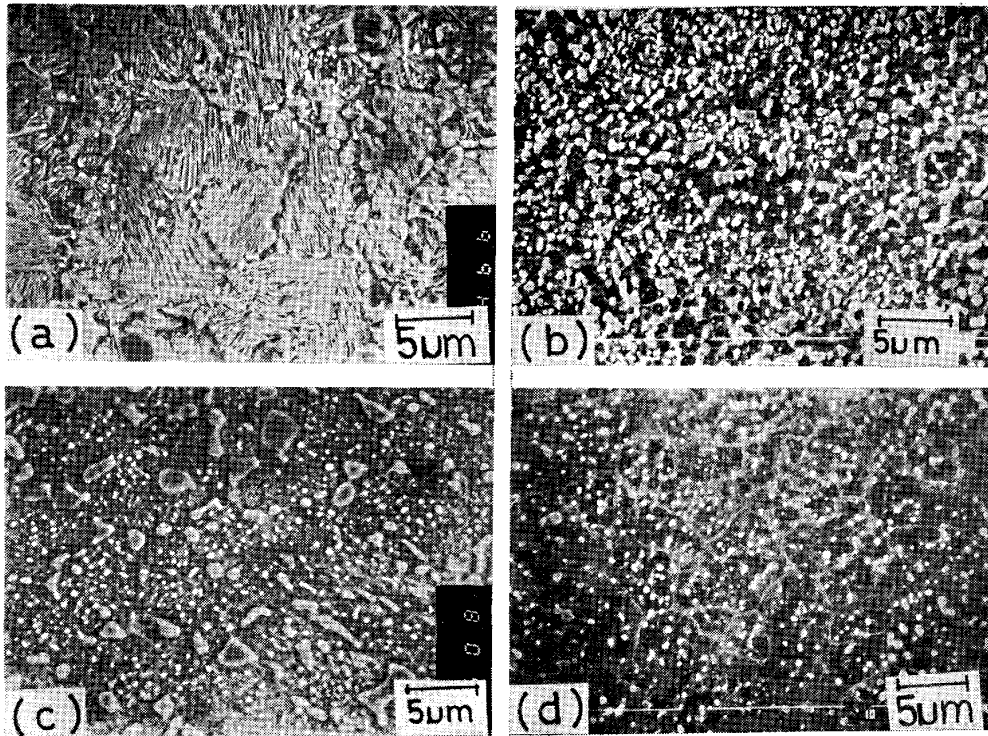


Photo. 1. Microstructure of 1.43%C-1.88%Cr steel (a) as-forged, (b) as-rolled, (c) as-quenched for forged steel (1 023 k 15 min), (d) as-quenched for rolled steel (1 023 k 15 min).

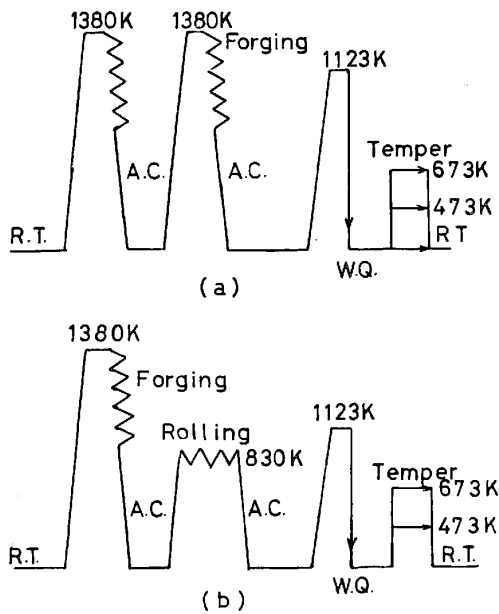


Fig. 1. Schematic diagrams for (a) forging and (b) isothermal rolling and heat treatment.

つ 490N 鋼塊を 1 380~880K にて 70 mm 角材に鍛造加工後空冷した。その一部はさらに同一の温度範囲で鍛造加工によって厚さ 5 mm の板材に加工した。70 mm 角材の残部は約 930K で 16 回の等温圧延加工を繰り返して厚さ 5 mm の板材にした。以上の両加工法の概略を Fig. 1 に示す。一例として 1.43%C-1.86%Cr 鋼の鍛

Table 2. The grain size and the diameter, spacing and volume fraction of carbide in steels. Bracket indicates standard deviation.

	As-forged	Forged quenched	As-rolled	Rolled quenched	
Grain size (μm)	0.89% C	—	2.6 (0.9)	3.3 (0.7)	
	1.56% C	—	3.0 (0.5)	3.3 (1.1)	
	1.43% C-1.88% Cr	10.1 (3.7)	26.8 (95)	4.0 (0.5)	3.5 (1.2)
	1.86% C-1.62% Cr	10.4 (3.6)	30.2 (136)	1.6 (0.6)	3.2 (1.0)
Diameter of carbide, μm	0.89% C	—	0.6 (0.1)	0.9 (0.3)	
	1.56% C	—	0.8 (0.2)	0.5 (0.1)	
	1.43% C-1.88% Cr	1.0 (0.5)	0.9 (0.4)	0.5 (0.2)	0.2 (0.1)
	1.86% C-1.62% Cr	1.4 (0.8)	1.1 (0.9)	0.5 (0.1)	0.2 (0.1)
Spacing of carbide, μm	0.89% C	—	0.8 (0.4)	1.8 (1.1)	
	1.56% C	—	1.1 (0.7)	1.5 (0.8)	
	1.43% C-1.88% Cr	—	0.6 (0.3)	0.6 (0.2)	
	1.86% C-1.62% Cr	—	0.5 (0.2)	0.8 (0.4)	
Volume fraction	0.89% C	—	0.19	0.01	
	1.56% C	—	0.36	0.04	
	1.43% C-1.88% Cr	—	0.05	0.29	
	1.86% C-1.62% Cr	—	0.07	0.21	

造および圧延加工組織の走査電顕観察結果を Photo. 1 (a) および (b) に示した。鍛造加工ではパーライト組織中に球状炭化物が分散した組織に、圧延加工組織では炭化物は鍛造組織よりもさらに微細に球状化されてフェライト基地に分散している。鍛造加工組織については旧オーステナイト粒径の、圧延加工組織ではフェライト粒径の大きさ、分散している炭化物粒径とその間隔および体積率を線分法により測定した。その測定結果を

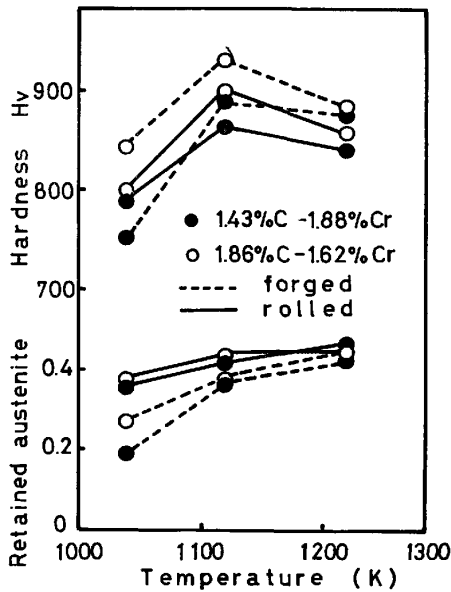


Fig. 2. Relationship between the quenching temperature and the retained austenite, the quenched hardness.

Table 2 に示す。パーライト組織中の旧オーステナイト粒径および炭化物粒径はフェライト組織のそれよりもいづれも大きくなっている。

一般に軸受け鋼は焼入れ後焼もどし処理して使用する。本実験では焼入温度を決めるため、1023, 1123 および 1223K に 15 min 保持後水冷を行い、焼入れ硬さ HV と X 線回折法 (ターゲット Cu-K α 線) により α (110) と γ (111) 面からの回折強度比 $I_{\gamma}/(I_{\alpha}+I_{\gamma})$ より便宜的に残留オーステナイト量を比較することにした。Fig. 2 には焼入温度と焼入れ硬さおよび残留オーステナイト量の関係を示した。図において結晶粒径の小さな圧延加工材のフェライトの焼入組織 (図中実線) は鍛造材に比べて残留オーステナイト量はいづれも多く、焼入れ硬さは小さくなっている。1023K 焼入組織では残留オーステナイト量は少ないが、焼入れ硬さが不十分のため、以後焼入温度は 1123K を採用することにした。

Photo. 1 (c) および (d) には 1.43%C-1.88%Cr 鋼の鍛造および圧延加工材の 1123K 水焼入組織を示す。両組織とも未溶解炭化物が分布していて、焼入れ前パーライト組織で炭化物粒径の大きい場合は焼入れ後の炭化物粒径は不揃いになっている。熱処理後の旧オーステナイト粒径、炭化物粒径とその間隔および体積率を Table 2 に併せて示した。焼入れ前微細な炭化物が均一に分散した組織ではオーステナイト化時の結晶粒の成長は少ないが、焼入れ前パーライト組織の結晶粒は異常な成長を示す。

先にも述べたように軸受鋼は構造用鋼に較べて焼入れ

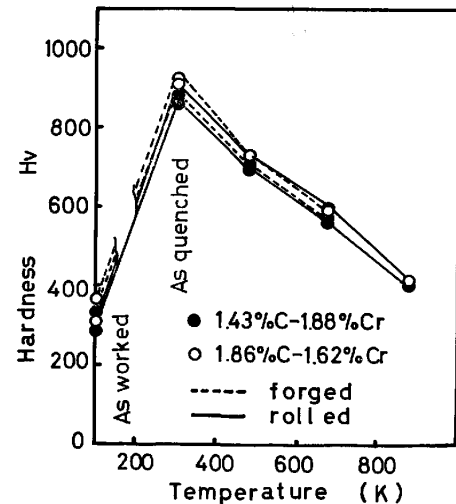


Fig. 3. Relationship between tempering temperature and hardness.

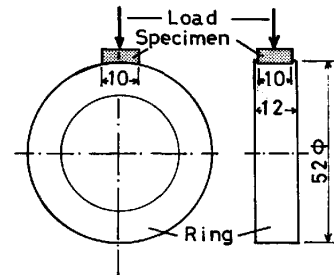


Fig. 4. Sketch of a specimen-on ring sliding wear test.

後比較的低温度で焼もどしを施す。本実験でも摩耗におよぼす焼もどし後の硬さの影響を調べるため、水焼入れ後 473 および 673K に焼もどし処理を行った。焼入れ前、焼入れのまま、焼もどしによるビッカース硬さの変化を Fig. 3 に示した。

摩耗試験は Fig. 4 に示す固定試験片 (10×10×5) と回転輪 (52 ϕ , 160 rpm, 周速度 0.43 m/s) とからなり、すべり摩耗により接触荷重 33, 78 および 125N と変化させ、大気中無潤滑すべり摩耗試験を実施した。なお試験片は回転輪に全面接触するようあらかじめ凹面に加工した。回転輪はその硬さを HV 120 (SS41, 受入材), HV 450 (SCM22, 焼入れ焼もどし) および HV 850 (SUJ-2, 焼入れ) の 3 種類にして、試験片硬さ H と回転輪硬さ H_0 の組み合わせを変化させた。各組織の耐摩耗性は試験前と試験時間 100 h (すべり摩擦距離 153 km) 後の秤量による差を摩耗重量減として比較することにした。

摩耗試験後の摩耗面の観察と摩耗面観察後の試験片を摩耗面に垂直に、摩擦方向に平行に切断して摩耗面下近傍の組織、変形を走査電顕により観察した。

3. 実験結果および考察

3.1 接触荷重, 試料硬さ, 相手材硬さと摩耗量

すべり摩耗におよぼす組織の影響を検討するに先立つて機械的因子として接触荷重, 試験片硬さの影響から調べた. Fig. 5 には (a) 1.43% C-1.88% Cr 鋼と, (b) 1.86% C-1.62% Cr 鋼の接触荷重による摩耗減量の変化を回転輪硬さごとに, 焼もどし温度をパラメータとして示した. 図中の実線は圧延加工材の, 破線は鍛造加工材の加工のまま焼入れ焼もどし材の摩耗減量を示す. 従来から言われるように接触荷重の増加とともに摩耗減量は増加する.

鋼の耐摩耗性はホルム則で知られるように硬さに依存する. 上述の Fig. 5 の試験結果を焼入れ前, 焼入れのままのほか焼入れ焼もどし後の硬さ変化と摩耗減量の関係に再プロットしたのが Fig. 6 である. 実線は前図と同様焼入れ前はフェライト組織, 破線はパーライト組織を示している. いずれも焼入れ後の焼もどし温度の上昇による硬さの低下とともに摩耗減量は増加する傾向がみられ, 従来の試験結果と一致している. 注目すべきことはパーライト加工組織 (P 印) の摩耗減量はフェライト

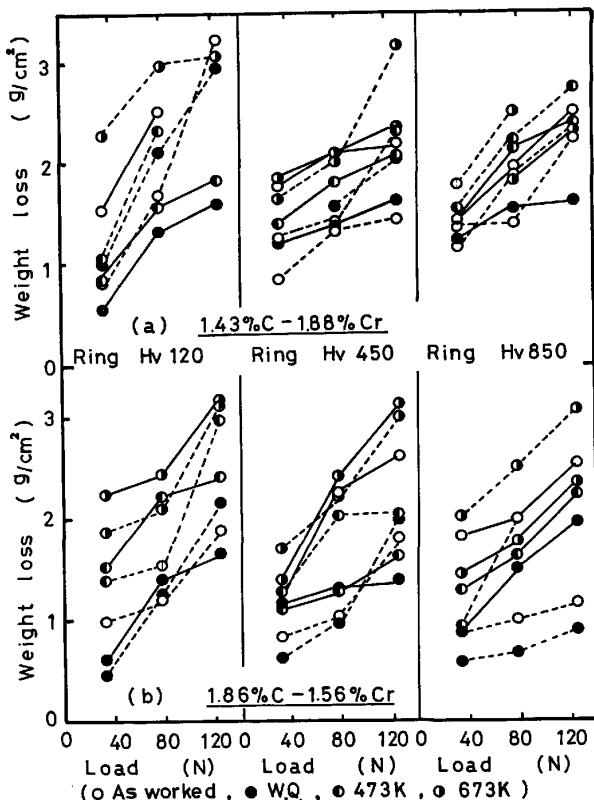


Fig. 5. Correlation of wear loss with contact load for (a) 1.43% C-1.88% Cr steel and (b) 1.86% C-1.56% Cr steel. Solid lines are rolled steel, dotted lines are forged one.

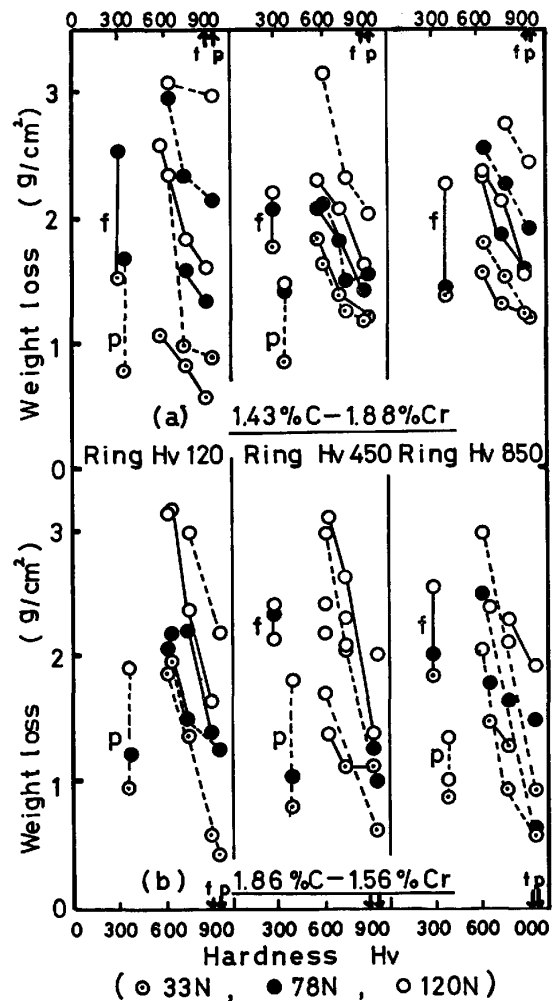


Fig. 6. Correlation of wear loss with specimen hardness for (a) 1.43% C-1.88% Cr steel and (b) 1.86% C-1.56% Cr steel. Arrows indicate as-quenched hardness. p=pearlite, f=ferrite.

基地に球状炭化物の分散した組織 (f 印) よりも少ないことである. しかもこのパーライト組織は焼入れ焼もどし (673K) 組織の硬さよりも低いにもかかわらず, その耐摩耗性は焼入れされたマルテンサイト組織にあまり劣らないことである. また圧延加工状態の軟らかいフェライト組織の摩耗は, 試験中塑性変形し試験片幅が両側面に膨出して, その剝離脱落が繰り返されて摩耗速度が大きくなったようである. 一方パーライト組織や焼入れ焼もどし組織ではこのような変形はみられなかった. この試験結果から耐摩耗性は硬さだけでなく基地組織の変形抵抗あるいは摩耗破壊形態の相違なども考慮しなければならないことになる. 組織の効果として同一硬さの場合, 焼入れ焼もどし組織よりも微細パーライト組織のほうが耐摩耗性に優れているため, レールなどにこの組織が用いられている例⁹⁾がある.

江川の摩耗試験結果¹⁰⁾によれば, 同じ硬さの試験片を

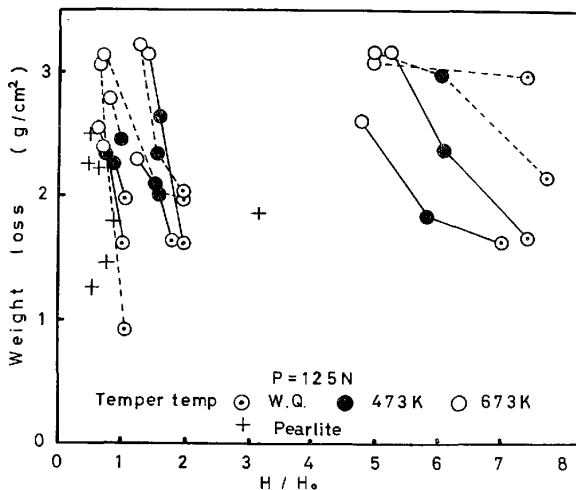


Fig. 7. Wear loss versus the ratio of specimen hardness H to ring hardness H_0 .

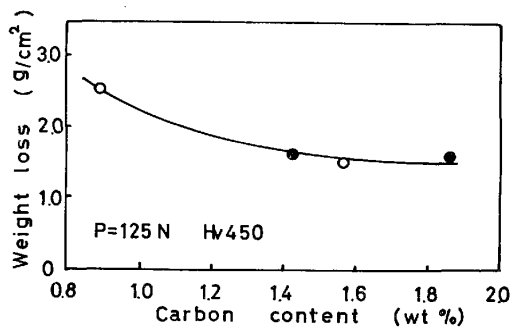


Fig. 8. Relationship between wear loss and carbon content.

組み合わせた転がり摩耗では硬さの増加とともにその摩耗形態はシビヤ摩耗からマイルド摩耗へと変化し摩耗減量は低下する。Fig. 7 は Fig. 5 の摩耗試験結果を再プロットしたもので (接触荷重 125 N), 横軸を試験片硬さ H と回転輪硬さ H_0 の比 (H/H_0) として, 縦軸には摩耗減量を示した。全体的に見れば同一組織のデータは右上がりに分布しているのので, 接触する両者の硬さの差が大きくなるほど摩耗量は増加する傾向があり, 組織で比較すればマルテンサイト, トルースタイトの順に低下する。前述したように加工状態のパーライト組織 (図中 + 印) は焼もどしマルテンサイト (●印) に劣らない耐摩耗性が認められる。これには試験中の摩擦熱によつてマルテンサイトの焼もどしによる硬さの低下或いは組織変化が摩耗量を増加させたのかもしれない。

3.2 炭素量, 炭化物と摩耗量

焼入れ焼もどした鋼の硬さは炭素量, 炭化物量やその間隔, フェライト粒径, フェライト中の固溶元素濃度などによつて支配される¹¹⁾ので, 耐摩耗量も基地組織, 第2相の大きさやその量, あるいは摩耗形態からも検討する必要がある。まず $C\%$ の摩耗減量におよぼす影響につ

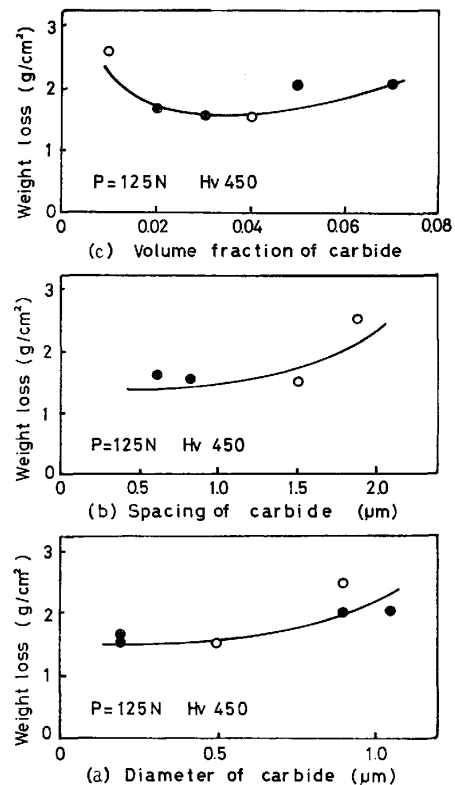


Fig. 9. Variation of wear loss with (a) mean diameter of carbide, (b) spacing of carbide, (c) volume fraction of carbide.

いて調べた。Fig. 8 は等温圧延加工された 0.89~1.86% C 4 種類の鋼を水焼入れしたマルテンサイトの摩耗減量 (接触荷重 125 N, 回転輪硬さ HV 450) を比較したものである。 $C\%$ の増加とともに摩耗減量は低下し, 未固溶の炭化物を多量に含み, その炭化物間距離の狭いマルテンサイトは耐摩耗性が優れている。炭素量が 0.1~1.5% の焼なまし材の円筒端面の無潤滑すべり摩耗では $C\%$ の増加と共に摩耗量はしだいに低下するが, 0.9% 付近で最小となり, それ以上ではかえつて増大している¹²⁾。0.2~0.8% C 焼入れ組織の転がり摩耗ではマルテンサイト中の $C\%$ の多いほど耐摩耗性のみについては良くなる報告⁵⁾がある。この実験のマルテンサイトの無潤滑すべり摩耗では 1.8% C 近くまで $C\%$ の増加は炭化物粒径の増加と硬さの上昇に寄与して摩耗減量低下に効果のあることがわかる。

Fig. 9 は焼入れ組織の未固溶炭化物粒径, その間隔および体積率と摩耗減量 (荷重 125 N, 回転輪 HV 450) の関係を示す。Fig. 8 では未固溶炭化物量は定性的には多いほど良いと述べたが, 図からは炭化物径を大きくしたり, その体積率を大きくしても必ずしも耐摩耗性は向上すると限らない。未溶解炭化物量の増加は基地組織への固溶量を低下させることになり基地強度の低下を招

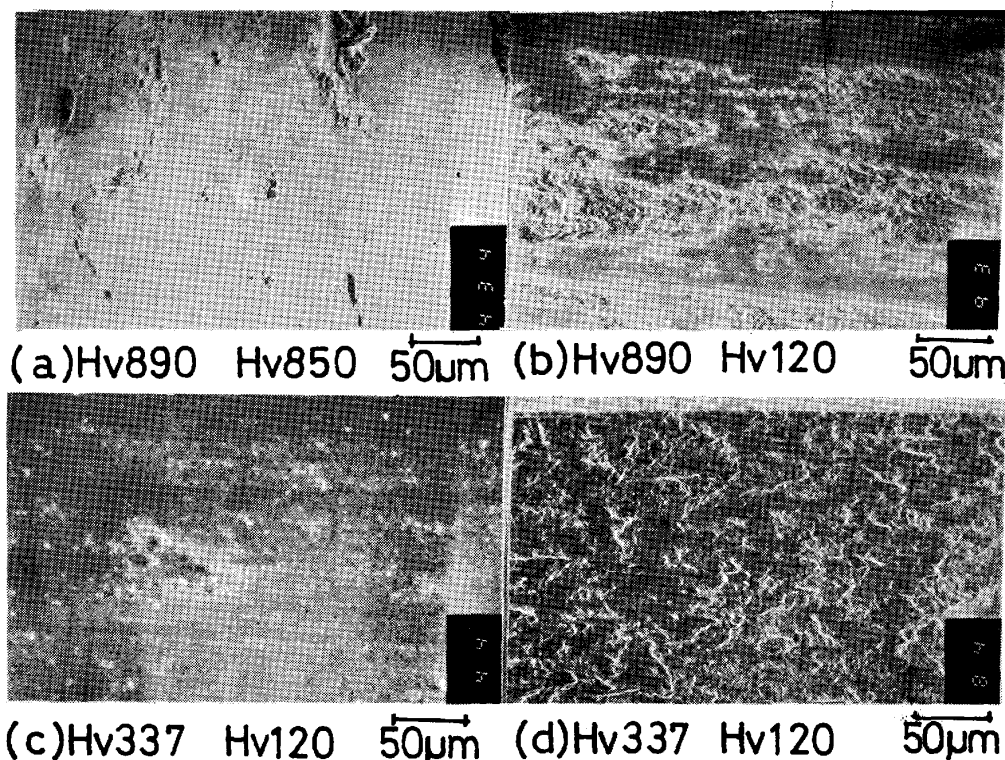


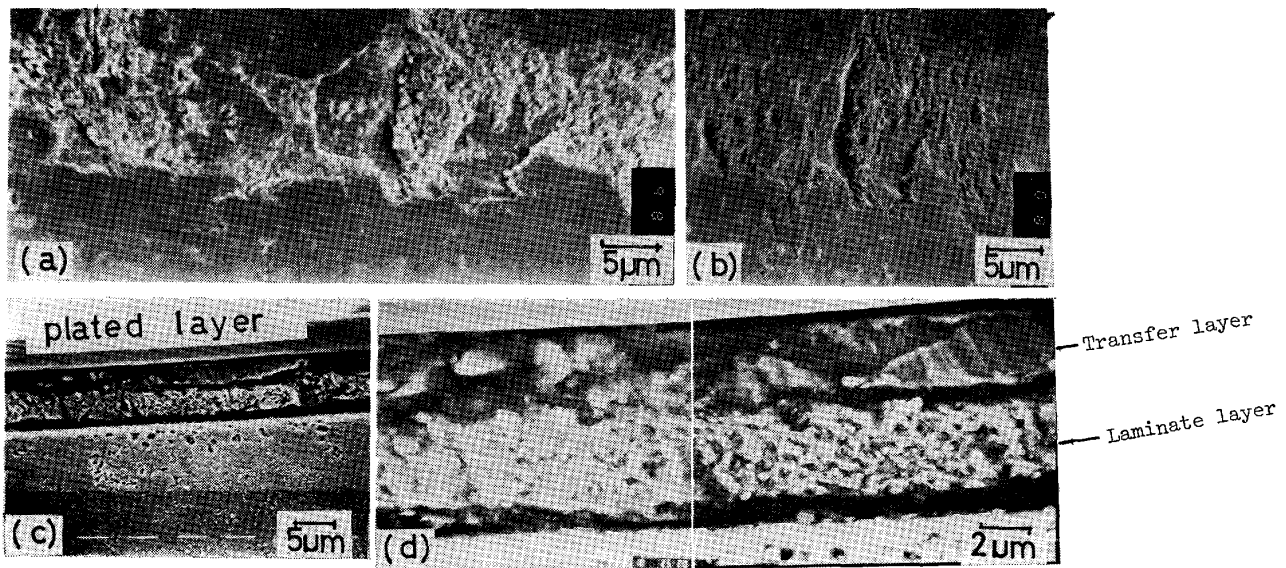
Photo. 2. Wear surface of 1.43% C-1.88% Cr steel (HV specimen-HV ring).

く結果であろう。本実験の範囲ではマルテンサイト組織中の炭化物粒径は $0.5 \mu\text{m}$ 前後で、その炭化物の体積率は 4% 前後に分散させた組織がすべり摩耗に有効である。炭化物間距離の狭いほど摩耗量の少ないのは摩耗破壊に寄与しているのかもしれない。これらの結果は緒言で述べた転がり摩耗に対する炭化物の役割とほぼ一致している。

3.3 摩耗面および変形組織観察

Fig. 7 に摩耗減量は試験片硬さ H だけでなく、相手材硬さによっても変化することを示したが、接触する両者の硬さの組み合わせによる摩耗面の様相の変化を走査電顕観察した。Photo. 2 には 1.43% C-1.88% Cr 鋼のパーライト組織 (HV 337) およびその焼入れマルテンサイト組織 (HV 890) の摩耗面形態の一例を示した。いずれの摩耗面も摩耗損傷層 (以後損傷層とする) によって覆われているが、一部剝離脱落した箇所やくぼみが見られる。接触する両者の摩耗面は硬さが大きい組み合わせ (HV 890-HV 850) では平坦であるが、軟らかい組み合わせでは (HV 337-HV 120) では粗くなっている。金属どうしが接触するときの摩擦係数は、硬さが小さいほど大きくなる傾向を示す¹³⁾。したがって硬さの小さい組み合わせでは摩擦によって接触面の温度が上昇して凝着反応が生じやすく、この損傷層の剝離によって摩耗面は粗くなり摩耗量が増加すると考えられる。

上述の損傷層の構成が母材からの剝離層か、相手材が移着し、圧着された生成層かを知る目的で摩耗面下近傍の断面変形組織観察を行った。Photo. 3 は 1.43% C-1.88% Cr 鋼焼入れ組織 (焼入れ前パーライト) の摩耗面 (125N, 回転輪 HV 450) を (a), (b) に、断面組織を (c) (d) に示す。(b) は (a) の観察面を 30° 傾斜させて観察したもので、表面のくぼみ段部は表面下に入り込んでいて内部き裂の端部になつているようである。また断面組織観察からは摩耗表面は接触相手より移着した層 (transfer layer) と母材から剝離した層 (laminar layer) が合体した損傷層によって覆われている。この損傷層下に摩耗表面にはほぼ平行にき裂が進展して母材金属から分離しているのがみられる。弾性体が接触する表面に接線力が作用する応力状態では表面に対して平行な面に働くせん断力は接触表面から少し内部に入ったところで最大となる¹⁴⁾。この応力成分によって表面層が摩擦方向に塑性流動するとき、ボイドが連結合体してき裂となり、き裂が摩耗表面まで貫通して摩耗薄片となつて脱落する。このデラミネーション説による摩耗破壊の繰り返しにより摩耗過程が進行すると考えれば、本鋼の耐摩耗性は損傷層下のき裂伝ば速度によって決まることになる。したがってマルテンサイトのように基地組織の強度の大きい場合では炭化物周辺にボイドが発生してもき裂は成長し難い。パーライト組織ではフェライト相にボイ



(a) 0 (b) 30 inclined

Photo. 3. Wear surface (a), (b) and metallographic cross section (c), (d) of quenched structure for 1.43%C-1.88%Cr as-forged steel after sliding wear against HV 450.

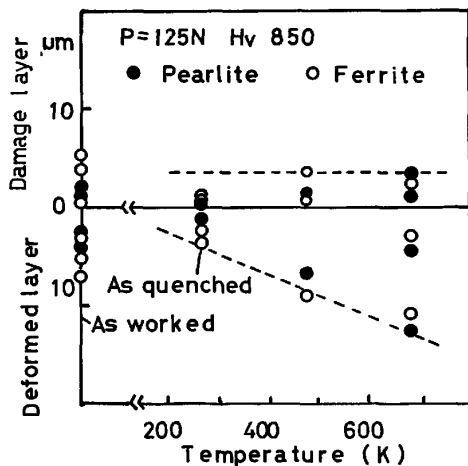


Fig. 10. Tempering temperature versus the thickness of wear damaged layer and deformed layer.

ドあるいはき裂が発生しても隣接するセメンタイトによつてき裂伝ばが抑制されるためにマルテンサイトに劣らぬ耐摩耗性を発揮したと考えられる。

Fig. 10 は断面変形組織観察による損傷層厚さ、損傷層下の母材の塑性流動層深さと焼もどし温度の関係を示す。損傷層の厚さは焼もどし温度、すなわち試験片硬さに関係なくおよそ $5\mu\text{m}$ 程度に一定している。損傷層下の母材の塑性流動層の深さは焼もどし温度の上昇とともに深くなっている。したがって焼入れ焼もどし組織では硬さの低下とともに損傷層の脱落后に新しく形成される損傷層も塑性流動層が深いため、この層中のき裂成長が容易で脱落速度が速くなり摩耗量は増加することになる。一方パーライトのような2相混合組織では損傷層中のき裂成長を抑制させる効果によつて摩耗量が減じたと言え

る。

4. 結 言

在来の軸受鋼よりも炭素含有量の多い超高素鋼を熱間鍛造あるいは等温圧延加工によつて結晶粒径や炭化物粒径を変化させた試料を用いて無潤滑すべり摩耗試験を行い、次の知見を得た。

(1) 摩耗減量は接触荷重が大きく、硬さの小さくなるほど増加する。同一硬さの場合接触相手の硬さの大きくなるほど摩耗減量は少なくなる傾向がある。

(2) 加工状態では鍛造・パーライト組織の耐摩耗性は圧延フェライト組織よりもよい。両加工材の焼入れ焼もどし組織では圧延材のほうが耐摩耗性に優れていた。

(3) マルテンサイトよりも硬さの小さいパーライト組織の耐摩耗性はマルテンサイトに劣らない。熱処理材では適量の未溶解球状炭化物を残存させたり、パーライトのような2相混合組織が摩耗にはよい。

(4) 摩耗表面は接触する両者の硬さが(硬-硬)の場合平坦であるが、(軟-軟)に移るにしたがい粗くなる。摩耗表面に形成される摩耗損傷層は硬さや組織に関係なく一定である。

終わりに本実験は鉄鋼基礎共同研究会摩耗部会の試験研究費の援助をいただいで行つたもので、これを記して感謝の意を表す。

文 献

- 1) 佐藤健児: 表面工学概論(1965), p. 10 [養賢堂]
- 2) 小川喜代一: 金属の潤滑摩耗とその対策(1977), p. 30 [養賢堂]

- 3) 遠藤吉郎: 表面工学 (1980), p. 64 [養賢堂]
- 4) 仕幸三郎, 岡本一生, 渡辺章三: 鉄と鋼, 54 (1968), p. 1353
- 5) 門間改三, 丸田良平, 山本俊郎, 脇門恵洋: 日本金属学会誌, 32 (1968), p. 1193, p. 1198
- 6) 波多野和好, 本間八郎, 安部克郎, 米谷栄二: 日本金属学会誌, 44 (1980), p. 764
- 7) B. WALSER and O. D. SHERBY: Metall. Trans., 10A (1979), p. 1461
- 8) 岡出元宏, 時実正治, O. D. SHERBY: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 2710
- 9) H. ICHINOSE, J. TAKEHARA, N. IWASAKI, and M. UEDA: Proc. of Heavy Haul Railways Conf. (1978) Sep. Session 307, p. 13
- 10) 江川清美: 潤滑, 26 (1981), p. 576
- 11) 邦武立郎: 日本金属学会誌, 32 (1968), p. 170
- 12) 大越 諄, 坂井秀春: 日本機械学会論文集, 9 (1943), p. 67
- 13) 機械設計便覧 (1973), p. 1872 [丸善]
- 14) S. TIMOSHENKO: Theory of Elasticity (1951), p. 99