- (15) J.F.Elliott and M.Gleiser: *Thermochemistry for Steelmaking*, Addison-Wesley Publishing Co., Reading, Mass., (1960).
- (16) W. A. Fischer und W. Ackermann: *Arch. Eisenhüttenw.*, **37** (1966), 697.
- (17) K. T. Jacob and J. H. E. Jeffes: *Trans. Inst. Min. Met. Sec. C*, **80** (1971), C 32.
- (18) F. D. Richardson and R. J. Fruehan: *Trans. Met. Soc. AIME*, **245** (1969), 1721.
- (19) W. A. Fischer und W. Ackermann: *Arch. Eisenhüttenw.*, **41** (1970), 361.
- (20) W. A. Fischer und D. Janke: *Arch. Eisenhüttenw.*, **46** (1975), 297.

焼なました炭素鋼の潤滑摩擦で生じた白色硬化層について

山 田 俊 宏*

Toshihiro Yamada: A Study on the White Hardened Layer Induced in the Sliding Surface of Annealed Carbon Steels under the Lubricated Condition. The frictional Hardened layers which occurred in the sliding as well as in the cutting and grinding surfaces under a severe condition would be classified into two different types by microscopic observation: black colored one which can be recognized without etching, and the white one which is stable with nital or picral etching.

In this study, the mechanism of the formation and some properties of the white hardened layers induced in the sliding surface of the annealed carbon steels were examined in the case of a similar metal contact under the lubricated condition.

The experiments were carried out using a Pin-and-Disk type wear machine at a constant sliding speed and load (4.0 m/sec and 40 kg).

The specimens were prepared from 0.20%, 0.40%, 0.58% and 0.90% C steels containing nearly equal amounts of silicon and manganese.

It was found that the white hardened layer was very hard (Hv (50 g) = 1100) and exhibited a compressive stress of about 60 kg/mm². But the value of compressive stress and the maximum hardness of this hardened layer did not vary with the carbon content of the specimens.

Many carbides were observed in the hardened layer when etched with alkaline sodium picrate, and X-ray microanalysis showed only the presence of carbon in the hardened layer.

On the other hand, it was found by X-ray diffraction that the hardened layer consists of α -Fe, α' -Fe, γ -Fe and Fe₃C, and that the amount of retained austenite does not vary with the carbon content of the specimens.

It was considered that the source of the carbon contained in large quantities in the hardened layer was the lubricant.

Accordingly, it was concluded that the white hardened layer was the result of rapid solidification of the melting regions onto the real contacting zone.

(Received December 24, 1975)

I. 緒 言

摩擦、摩耗に伴う発熱および塑性変形は、材料表面層の性質に種々の変化を与えることがある。

たとえば、鉄鋼材料を高速あるいは高荷重のもとで摩擦すると、摩耗硬化層(以後、硬化層と称す)と称される基地とは全く異なる組織で、しかも高い硬さをもつ異常層が発生することがある^{(1)~(22)}。

この硬化層は、摩耗のみならず、切削^{(23)~(26)}や研削^{(27)~(29)}など主に摩擦を伴う表面に発生し、硬さ分布、形態な

どが類似しているため、ほぼ同様の機構で生成すると考えられている。

一方、これらの硬化層は光学顕微鏡による観察結果から、2形態に分類されるようである。すなわち、一つは腐食しなくても容易に識別することができ、かつ、基地と明らかな境界を示す黒色あるいは灰黒色の硬化層である。もう一つは、ナイタル、ピクラルなどの腐食液に対して安定で、腐食されずに白色[†]を呈する硬化層である。これらはいずれも Hv 800~1000 程度の高い硬さを示すことでは共通しているが、その生成機構は必ずしも明らかではない。たとえば、前者は酸素または酸化物に起因している

[†] 腐食の程度によって、部分的に灰褐色あるいは黄褐色になる場合もあるが、多くは白色を呈する。

* 株式会社日立製作所機械研究所(Mechanical Engineering Research Laboratory, Hitachi Ltd., Tsuchiura)

ことはほぼ明らかとなっているが⁽⁴⁾⁽⁷⁾⁽²¹⁾, 酸素または酸化物がどのような過程を経て硬化層となるのであるか, などその因果関係には不明の点が多い。

これに対して, 本研究で対象とする白色の硬化層は, 黒色を呈する硬化層に比べて観察される機会が多いために, その生成機構について論じた報告は多く, 焼入れ効果^{(5)~(7)}, 加工硬化⁽⁸⁾⁽¹²⁾, 炭素, 窒素などの拡散及びその化学反応^{(10)(11)(23)~(26)}, 局部溶融層の急冷凝固⁽¹⁵⁾⁽¹⁷⁾⁽²²⁾⁽³⁰⁾⁽³¹⁾などが考えられているが, やはり不明の点が多い。とくに, 硬化層の生成機構が局部溶融層の急冷凝固であるとする実験の多く⁽¹⁵⁾⁽¹⁷⁾⁽²²⁾⁽³⁰⁾が, 鋳鉄を用いて行なわれていることからわかるように, 鋳鉄に比べて相変態の少ない炭素鋼で発生した硬化層の生成機構には不明の点が多い。

ところで, 硬化層が発生したことによって材料の諸特性が変化することになるが, これについても, 硬化層の硬さが摩耗を減少させる⁽¹⁹⁾⁽²⁶⁾⁽³²⁾⁽³³⁾, 硬化層の硬さは摩耗に影響を与えない⁽³⁴⁾, 硬化層中のき裂から破壊が進行する⁽¹⁾⁽²⁷⁾など, その功罪は明らかではない。硬化層が諸特性に及ぼす影響については別途検討するとしても, その生成機構を知る必要がある。そこで本報告では, 炭素量の異なる炭素鋼を用いて潤滑摩擦を行ない, 発生した硬化層について検討したところ, 硬化層から α Fe, α' Fe および γ Fe とともに多量の Fe_3C が認められるなど, 従来の報告例にはない現象が認められたので, 以下に報告する。

II. 実験方法

1. 試験機および実験条件

実験には, 水平軸のまわりに回転する外径 46 mm, 内径 21.4 mm のディスク試片に 12.3 mm ϕ $\times$ 30 mm のピン試片を押し付けて 100% のすべり摩擦を行なわせる方式のピン-ディスク型摩耗試験機を用いた。Fig. 1 に試験片形状および試験方法の概略を示す。

Fig. 1 Schematic diagram of essential parts of the apparatus.

本実験では, 白色硬化層の観察を目的としているために, 実験雰囲気は, 厚い酸化膜の生成しにくい潤滑摩擦とした。潤滑油には JIS 2 号冷凍機油 (粘度: 37°C, 33.8 cst) を用い, 約 1.5 l/min の割合で噴射給油した。

実験条件は, 先に球状黒鉛鋳鉄の硬化層について検討した結果を参考にして⁽²²⁾, 荷重および摩擦速度をそれぞれ, 40 kg, 4.0 m/sec に一定した。

試験片の組合せはすべて同種材である。摩擦距離は, 試験片表面の全域が新しい摩擦こんで覆われる 5 km に一定し, 5 km まで連続摩擦を行なった。なお硬化層の観察はすべてピン試片について行なっている。

試験片表面の定性分析, ならびに表面応力の測定には X 線を用いた。すなわち, 定性分析には Co ターゲットより得られる Co $K\alpha$ 線を用い, 管電圧 30 kV, 管電流 8 mA, 時定数 1 の条件で行った。表面応力の測定は Cr ターゲットより得られる Cr $K\alpha$ 線を用いて, 回折面 α Fe (211), 管電圧 30 kV, 管電流 6 mA, 時定数 16 の条件で行い, 応力値は $\sin^2 \psi$ 法で算出した。表面応力の測定方向は摩擦こん (痕) に対して平行方向および直角方向の 2 方向とした。

2. 実験試料の性質

前述したように, 硬化層の生成原因としては, 焼入れ効果, 拡散などが考えられるため, これらの諸因子を可能なかぎり分離して考えることのできる試料が望ましい。そこで本実験では, Table 1 に示す化学組成および硬さの 4 種の炭素鋼を用いた。これらは前報⁽³⁵⁾で用いたものと同一であって, それぞれはばり販の S 20 C, S 40 C, S 58 C および SK 5 (以後, それぞれ 2 H, 4 H, 6 H および 8 H で表示する) に相当するが, Si および Mn 量をそれぞれ目標値で 0.15% および 0.45% にそろえている。したがって, 硬化層が焼入れによって生じたマルテンサイトのみからなるとすれば, その硬さおよび表面残留応力は, 試料の炭素量とともに段階的に変化するはずである。また浸炭などの拡散反応が生じるならば, 低炭素鋼において顕著な組織変化が認められると考えられる。

これらの試料は, 所定の温度で焼ならしおよび焼なましを行なった。

Table 1 Chemical composition (%) and hardness of the specimens.

	C	Si	Mn	P	S	Hardness Hv
2 H	0.22	0.16	0.46	0.015	0.015	130
4 H	0.41	0.18	0.49	0.016	0.018	145
6 H	0.60	0.11	0.41	0.015	0.016	185
8 H	0.88	0.15	0.46	0.015	0.010	230

III. 実験結果および考察

1. 表面状況の観察

Photo. 1 は試験終了後の表面状況を観察したものである。そのときの表面粗さは, いずれも $R_{\max}$ 8~12 μ の範囲にあるが, 表面は金属光沢を示しており, 当初目的としたように, 厚い酸化膜は認められない。また, 表面には摩擦こんに対して直角方向に進展したき裂が認められる。

Table 2 は, そのときの表面残留応力の測定結果である。それによると, 試料表面にはいずれも圧縮応力が残留

Photo.1 An example of the variations of the surface appearance.

(a) 2 H, (b) 6 H

Table 2 Change of surface stress(kg/mm²).

	Parallel	Perpendicular
2 H	-45	-60
4 H	-38	-52
6 H	-45	-54
8 H	-53	-58

を2% ナイタールで腐食して観察したものである。切断面は、残留応力の測定と同様、直角および平行の2方向で、直角方向のみ斜切断法を用いている。ここで、表面に突出した白い部分が硬化層で、腐食液に対して安定で、かつ、基底と明瞭な境界をもっている。硬化層の厚さは15~20 μ程度で、実験試料によって変化は認められないが、硬化層の占める割合は⁽³¹⁾、実験試料によって異なり、2 H~6 H試験片の表面は約80~90%、8 H試験片の表面ではほぼ全面が硬化層によって占められていた。また、硬化層にはき裂が認められ(Photo.2(b)), Photo.1で認められたき裂は、主に硬化層に生じたものであると考えられる。

硬化層下の組織変化に注目すると、Photo.2(a)および(c)で顕著に認められるように、硬化層直下には黒色に腐食された部分が存在している。さらに硬化層には認められなかった塑性変形がこの黒色に腐食された部分から認められるようになる。

Fig.2は、これらの硬さ分布を示したものである。図中、○で示したものは硬化層が表面に存在する場合、●で表示したものは黒色に腐食される部分が表面に存在する場合、×で表示したものはPhoto.2(c)において左上部でみられるように、素地(摩擦の影響を受けない中心部の組織と区別するために、以下、塑性変形部と称す)が表面に存在する場合の、それぞれ深さ方向への硬さ分布を示している。これらの結果から、硬化層表面部の硬さはHv 1100~

している。またそれは、測定方向によって異なり、平行方向に比べて直角方向で大きな値を示している。しかし、測定方向を一定とした場合、表面に残留する圧縮応力は、ほぼ同程度の値を示しており、試料の炭素量によって大きく変化していない。後述するように、試験後の表面は80%以上が厚さ15~20 μの硬化層で占められている。また、本実験におけるX線回折条件では、X線の浸透深さは5~6 μ程度であると考えられるから、Table 2で示した表面

残留応力値は、硬化層自身から得られたものとしてよいであろう。それゆえ、硬化層自身は圧縮応力をもっていることがわかる。さらに、表面の圧縮残留応力が試料の炭素量によって顕著な変化を示さないという事実から、本実験試料で認められる硬化層は、通常の焼入れによって生じたマルテンサイトのみから成るのではないこと、ならびに、硬化層は、ほぼ同様の機構で生成したのではないかの推測を行なうことができる。

2. 硬化層の観察

Photo.2は、試験後の試料を切断し、摩擦面直下の組織変化

Photo.2 Microstructures of 2 H and 6 H test pieces.

(a) 2 H taper polished, (b) 2 H, (c) 6 H taper polished, (d) 6 H

Fig.2 Microhardness survey of the surface layer.

1200にも達しており、著しく硬いことがわかる。また、硬化層表面近くで認められる最高硬さは、試料の炭素量が異なっているにもかかわらず、ほぼ同程度の値を示している。一方、硬さ分布には著しい勾配があるが、硬化層直下の黒色に腐食される部分も Hv 700~800 程度の硬さを示し、素地に比べてかなり硬い。

前述したように、試験後の表面粗さは、いずれも R_{max} 8~12 μ であるが、このような面を 5 μ 程度研磨すれば、ある確率で表面を直接観察することができる。その一例が Photo.3 で、摩擦表面は、硬化層(白色層)、黒色に腐食さ

Photo.3 An example of the direct observation of the sliding surface.

れる部分および塑性変形部から成っていることが明確化されている。また黒色に腐食される部分は、暗黒色部と灰黒色部とから成っているのがわかる。この暗黒色部が Hv 800 程度の硬さを示すことは、前述のとおりであるが、灰黒色部も Hv 400 程度の硬さを示している (Fig.2 参照)。さらに硬化層には多くのき裂が存在している。鋼の硬化層は、いわゆる定常摩耗領域になると直ちに発生することが知られており⁽⁵⁾、かつ、表面に突き出ているのであるから、定常摩耗領域では、硬化層を介して摩擦が行なわれることは容易に推察できる。したがって、硬化層内部にき裂が存在すれば、このき裂が破壊の一原因となることが考えられ、この点からみれば硬化層の存在は有益ではないといえる。

しかし、前述のようにこれらの結果は、一定の条件のもとで得られたものであり、摩擦条件あるいは材料の硬さが著しく異なった場合については未確認である。とくに摩擦条件が苛酷となり、摩擦面の平均温度が上昇する場合には、硬化層の硬さあるいは厚さに変化が生じると考えられ⁽³⁴⁾、硬化層の形態および硬さは多くの因子によって異なると考えられる。したがって、これらの影響については今後検討する予定であり、本報告では、以後

一定の条件で得られた硬化層について検討する。

3. 硬化層の組成

Photo.4 は炭化物腐食液であるピクリン酸ソーダアルカリ性溶液で硬化層を腐食した場合の一例である。表面の黒色に腐食された層が硬化層で、炭化物の存在が認められる。また、素地のパーライトに比べ、硬化層はより強く腐食されていることから、硬化層内に存在する炭化物の量は著しく多いことが推測される。

一方、Photo.2 および Photo.3 で示した硬化層直下の暗黒色あるいは灰黒色に腐食された部分には多量の炭化物が凝集する様相は認められない。この現象は、他の試料で発生した硬化層でも全く同様であり、硬化層と素地の境界では、炭素濃度に著しい差があることになる。

Fig.3 は、X線マイクロアナライザーを用いて、硬化層およびその直下の組織における炭素、窒素および酸素の分布状況を検討した一例である。そのときの条件は、15 kV, 0.06 μ A, X線径 2 μ ϕ である。

これから明らかなように、硬化層には多量の炭素が認められるが、酸素及び窒素が凝集している様相は認められない。さらに、上記の元素の他に、Mn, Si および Cr の 3 元素についても同様の検討を行なってみたが、これらが硬

Photo.4 Microstructures of 2H and 6H test pieces etched with alkaline sodium picrate. (a) 2H, (b) 6H

Fig.3 Carbon, nitrogen and oxygen concentration profiles. (A: hardened layer, B: black layer) (a) 2H, (b) 4H

Fig.4 X-ray diffraction patterns of 2H and 8H surfaces before and after sliding(Co-Kα). (a) Before test, (b) After test

化層に凝集する様相は認められず、硬化層が発生したことによって、量的変化を示す元素は炭素のみと考えられた。

Fig.4に、試験前後の表面をX線回折により調査した結果を示す。試験前の2H～6H表面からは、 α Feのみが、8Hからは α Feとともに Fe_3C が認められる。このような試験片に硬化層が発生すると、 α Feとともに新たに γ Feが検出されるようになる。先に報告したように⁽¹⁸⁾⁽²²⁾⁽³⁴⁾、この γ Feは未変態の残留オーステナイトであり、 α Fe(110)は α' Fe(110)を γ Fe(111)は α' Fe(101)をも同時に含んでいると考えられる。また注目すべきは、2H試験片において、摩擦前には認められなかった Fe_3C が検出されることで、硬化層内に多量に存在した炭化物は主に Fe_3C であることがわかる。これは4Hおよび6H試験片でも同様である。したがって、硬化層は Fe_3C を多量に含んだマルテンサイト組織であるとの推測ができる。

4. 硬化層の生成機構についての検討

Savitskiyら⁽¹¹⁾は、鋼に生じる白色硬化層をさらに、第一のタイプとして、素地との境界が不明りょうなもの(硬さはHv 900～1100程度で乾燥及び潤滑摩擦のどちらでも生じる)、および第2のタイプとして、基地との境界が明りょうなもの(潤滑摩擦で生じ、硬さはHv 1200以上の二つに分類している。そして、その生成機構として、前者

は固体状態からの焼入れ、後者は潤滑油中の炭素が固体状態(主に A_{c1} または A_{c3} 以下)の鋼に拡散して鉄炭化物を形成したものとしている。これにしたがえば、本実験で認められる硬化層は、Savitskiyらの分類による第2のタイプに属する。ところが、前記第2のタイプと異なる点は、鉄炭化物(本実験では Fe_3C)とともにマルテンサイトが認められる点である。このマルテンサイトは、焼入れ性の劣る低炭素鋼でもHv 1100～1200の硬さを示すこと、表面の

圧縮応力に変化が認められないこと (Table 2), さらに, Волков⁽³⁶⁾ の例にならって, γ Fe (111) と α Fe (110) の比で残留オーステナイト量の変化を示した, Table 3 から明らかなように, 試料の炭素量によって残留オーステナイト量の変化しないことなどから, 通常の焼入れで生じたものでないことは明らかである. また, 硬化層に窒素の凝集が認められないことから, ナイトロジェンマルテンサイト⁽⁵⁾とも考えにくい.

Table 3 Change of retained austenite.

	γ Fe (111) / α Fe (110)
2 H	0.33
4 H	0.36
6 H	0.36
8 H	0.39

以上のような現象に対して, Welsh⁽³⁷⁾ が行なった放電硬化の例が有力な手がかりを与えるように思われる. すなわち, 放電硬化処理を行なった炭素鋼の断面組織は Photo. 2 と類似しており, Hv 1100 程度の硬さで, かつ, 素地と明らかな境界をもつ白色層, および白色層直下の黒色部からなっている. そして, この白色層は, 放電によって溶融した部分が急冷凝固したもの, 白色層直下の黒色部は, 固体状態から焼入れされたものと考えられている. さらに, 放電によって溶融した部分は, 雰囲気から種々の元素を吸収するようになる. 吸収する元素を炭素とすると, 本実験で発生した硬化層は, 形態的には放電硬化した際の白色層と一致することになる.

炭素の供給源として最も考えやすいのは, Savitskiy ら⁽¹¹⁾ あるいは Welsh が提唱するように, 雰囲気, すなわち, 本実験では潤滑油である. 事実, 試験前後の潤滑油の変化を赤外線分析によって検討した Fig. 5 から明らかなように, CH 系の結合が破壊された様相が認められ, 潤滑油が炭素の供給源である可能性はきわめて強い. この炭素は拡散によって鉄中に侵入することになるが, 炭素の拡散係数が γ Fe に比べて α Fe 中の方が大きいために, 硬化層への炭素の拡散は, 主に変態点以下で生ずるとの説は本実験ではあてはまらない⁽¹⁰⁾⁽¹¹⁾. なぜならば, 本実験では Fig. 4 に示したように, 硬化層は, A_1 変態点以上に加熱されて

いるからである. 摩擦面下の拡散は, 平衡状態に比べて複雑であるが, A_1 変態点以上の温度で最も拡散が生じやすいのは, いうまでもなく溶融状態である. 本実験における真空接触面積は, 0.17~0.30 mm² の範囲であると考えられるにもかかわらず, 試験片表面のほぼ全域 (≈ 10 mm²) を覆う硬化層が発生すること, また真実接触部の接触時間が 10^{-3} ~ 10^{-4} sec⁽³⁸⁾ であるにもかかわらず, 硬化層のほぼ全体に炭素が拡散していること, などから考えて, 固体状態ですべての炭素が拡散したとは考えにくい. 以上の結果から, 本実験で得られた硬化層は, 鋳鉄の場合と同様, 局部的に溶融した部分が潤滑油中の炭素を吸収し, 接触が断たれたことによる急冷効果によってマルテンサイト変態したものと考えられる. 摩擦熱による温度上昇が, 融点を越えないとすると⁽³⁸⁾, 本実験試料では 1400~1500°C に加熱されることになる. しかし, 炭素を吸収することによって融点あるいは固液共存温度が低下し, 最終的には炭素の吸収量は, 潤滑油の種類, 給油量, 摩擦速度 (または摩擦面温度) などによって決定されるある一定値 (たとえば, 共晶点 4.3% C) に到達するのではなからうか.

以上のように考えるならば, 前述の諸現象に対する説明が可能である. すなわち硬化層表面部の硬さおよび表面圧縮残留応力は, 通常の熱処理 (固体状態からの急冷) で得られるよりも大きく, かつ, それは素材の炭素量に関係なく一定であること, ならびに残留オーステナイト量もほぼ一定であることは, 硬化層にほぼ同量の炭素が拡散したことによるのではなからうか. また, 炭素の濃度分布が硬化層と素地との境界で著しく変化すること, 硬化層直下から塑性変形が認められること, ならびに硬化層下の黒色部の硬さが, 通常の焼入れで得られた値に近いこと, などは, 硬化層が溶融したものであることを示す有力な証拠になっているように思われる.

IV. 結 論

炭素量の異なる鋼の潤滑摩擦を行ない, 摩擦面に発生した白色硬化層の性質, 組成ならびに生成機構について検討した. 得られた結果は, 以下のように要約される.

- (1) 本実験条件で発生した硬化層は, 素地と明らかな境界をもつ白色の層 (2% ナイタル腐食) として存在し, 内部に多数のき裂が認められる. 硬化層直下には, 黒色に腐食される部分と塑性変形部が存在する.
- (2) 硬化層の最高硬さは Hv 1100~1200, 黒色に腐食される部分の硬さは Hv 800 程度を示すが, 試料の炭素量によって変化しない. また, 硬化層は圧縮応力をもっており, それは直角方向で約 60 kg/mm², 平行方向で約 45 kg/mm² であるが, やはり試料の炭素量によって変化しない.
- (3) 硬化層は多量の炭素を含有しているが, 窒素および酸素は多量には含まない. 硬化層中の炭素は

Fig. 5 IR spectral change of the lubricant before and after sliding.

主に Fe_3C として存在し、硬化層は $\alpha'\text{Fe}$, αFe , γFe 及び Fe_3C から成っている。

(4) 硬化層中に存在する炭素の供給源は、潤滑油であると考えられ、その拡散の容易さから、硬化層は、局部溶融部が急冷凝固したものと考えられた。

最後に、本研究を遂行するにあたり、種々御指導、御協力いただきました東京都立工業技術センター 竹内栄一博士、藤木 栄氏、ならびに日立製作所機械研究所、河野 顕臣氏に厚く感謝いたします。

文 献

- (1) E.M.Trent : J.Iron Steel Inst., (London), **143** (1941), 401.
- (2) R.Mailander and K.Dies : Arch.Eisenhüttenw., **16** (1943), 385.
- (3) B.W.Sakman : J.Appl.Mech., **14** (1947), A 43.
- (4) G.I.Finch and R.T.Spurr : Proc.Roy.Soc., **A 212** (1952), 412.
- (5) N.C.Welsh : J.Appl.Phys., **28** (1957), 960.
- (6) 伊東祐光, 本多孝蔵, 石山菊三 : 機械試験所所報, **12** (1958), 12.
- (7) 伊東祐光, 本多孝蔵, 石山菊三 : 溶接学会誌, **28** (1959), 378.
- (8) 三好栄次 : 金属学会誌, **22** (1958), 644 ; **23** (1959), 19, 23.
- (9) K.Fursund : Wear, **1** (1957/58), 104.
- (10) I.Ye.Brainin and N.N.Seleznev : Phys.Met. and Metallog., **12** (1961), 87.
- (11) K.V.Savitskiy and Yu.I.Kogan : Phys.Met. and Metallog., **15** (1963), 21.
- (12) 中村文俊, 齊藤省三, 岡林邦夫 : 金属学会誌, **28** (1964), 465.
- (13) S.W.E.Earles and D.G.Powell : ASLE Trans., **11** (1968), 109.
- (14) R.S.Montgomery : Wear, **13** (1969), 337.
- (15) 北川和夫, 関 文男, 上田益造 : 鉄と鋼, **56** (1970), 1245.
- (16) T.S.E.Eyre : Foundry Trade J., **31** (1970), 931.
- (17) M.Kawamoto and K.Okabayashi : Wear, **17** (1971), 123.
- (18) 山田俊宏, 川本 信, 岡林邦夫 : 金属学会誌, **35** (1971), 58.
- (19) E.Takeuchi : Wear, **19** (1972), 267.
- (20) 広岡敏夫, 芦川友治, 寺村英雄 : 鋳物, **45** (1973), 488.
- (21) 矢畑 昇, 葉山房夫 : 金属学会誌, **39** (1975), 1254.
- (22) 山田俊宏 : 鋳物, **47** (1975), 715.
- (23) V.C.Venkatesh : International Machine Tool Design & Res.Conf., **7** (1966), 401.
- (24) V.C.Venkatesh and P.K.Philifs : J.Iron Steel Inst., December (1971), 981.
- (25) 菊池千之, 田中雄一 : 精密機械, **37** (1971), 350.
- (26) 大草喜太雄, 高橋尚郎, 西沢将敏 : 精密機械, **41** (1975), 405.
- (27) J.F.Kahles and G.Bellows and M.Field : ASTM E, Technical Paper No.MR 69-730 (1969).
- (28) 中島耕一, 水谷嘉之, 尾関哲康 : 金属学会誌, **34** (1970), 1221.
- (29) B.S.Bairi and V.Radhakrishman : Wear, **35** (1975), 41.
- (30) T.S.Eyre and D.Maynard : Wear, **18** (1971), 301.
- (31) 川本 信, 岡林邦夫 : 金属学会誌, **37** (1973), 350.
- (32) N.C.Welsh : Phil.Trans.Roy.Soc., **A 257** (1965), 31, 51.
- (33) N.C.Welsh and P.E.Watt : Wear, **5** (1962), 289.
- (34) 川本 信, 山田俊宏, 岡林邦夫 : 金属学会誌, **34** (1970), 464.
- (35) 山田俊宏, 佐々木敏美 : 金属学会誌, **39** (1975), 1199.
- (36) A.H.Волков : 金相学と熱処理, **19** (1971), 18.
- (37) N.C.Welsh : J.Inst.Metals, **88** (1959/60), 103.
- (38) F.P.Bowden and D.Tabor : *The Friction and Lubrication of Solid*, University Press, Oxford, (1950).