炭素鋼の摩擦表面に生じた連続硬化層について*

矢 畑 昇** 速 水 昇*** 葉 山 房 夫****

Noboru Yahata, Noboru Hayami and Fusao Hayama : Continuous Hard Layer at the Rubbed Surface of Carbon Steels. The properties, characteristics and the mechanism of formation of the continuous hard layers which arise on all the friction surfaces of carbon steels under the unlubricated sliding condition in air, have been investigated by X-ray diffraction, XMA and electron microscopy.

It is seen that (1) the hardness and crystal structure of the continuous hard layer generated under the same sliding condition are dependent on the carbon content as in the case of normal quenching, and (2) their changes with the tempering temperature are nearly similar to those tempered for the conventional martensitic structure.

(Received July 26, 1976)

I. 緒 言

炭素鋼、低合金鋼、鋳鉄などのように焼入れ硬化(マルテンサイト変態)する鉄鋼材料は、ある摩擦条件下で摩擦面に著しく硬い層が生成することが観察されている^{(1)~(10)}。この硬化層の生成要因については、従来種々論じられてきたが、一般には真実接触部が A_1 変態点以上に加熱され、接触後母材への熱伝導で急冷する焼入れ効果と考えられている。さらに、硬化層の生成過程にあるいは生成後加工硬化を受けたり、摩擦ふん囲気によっては浸炭⁽⁴⁾、窒化⁽¹¹⁾などの拡散現象が付加することは当然考えられる。

著者らの研究⁽¹¹⁾によれば、低摩擦速度の摩耗表面層には流動組織は見られるが、組織的な変化は認められず、したがって硬化層は生じない。次に、真実接触部の閃光温度が炭素鋼の A_1 変態点以上に達する摩擦速度になると、一般に母材と明瞭な境界のあるパッチ状に分布する硬化層が生じる(Photo.1)。このときの閃光温度は Archard の方

法⁽¹²⁾による概算値とはほぼ一致するようである。さらに焼付きが起こるような高摩擦速度(摩擦面の平均温度が 200°C 以上)になると、摩擦面全面に一樣な厚さで、かつ母材と連続した遷移層を有する硬化層が生成する(Photo.2)。ここでは前者をパッチ状硬化層と、後者を連続硬化層と名づける。これらの硬化層の生成領域を定性的に摩擦速度と摩耗量で表すと、大体 Fig.1 のようになる。

本研究は大気中乾燥摩擦で各種炭素鋼の摩擦面に生じた連続硬化層の性質および生成機構、さらには焼もどしに伴う諸性質の変化について調べたものである。

Fig.1 Schematic diagram for the region of hard layer formation.

II. 実験 方 法

摩擦面に連続硬化層を生じさせるために用いた摩耗試験機は、既報⁽¹¹⁾のものと全く同じピン・リング式である。回転リングは外径 75 mm、内径 65 mm、幅 15 mm の焼入

Photo.1 A typical hard patch in the worn surface layer.
Material : annealed 0.87% C carbon steel
Sliding speed : 1 m/sec
Contact pressure : 13 kg/cm²

** 東京農工大学工学部機械工学科 (Department of Mechanical Engineering, Faculty of Technology, Tokyo University of Agriculture and Technology, Koganei)

*** 早稲田大学大学院 (Graduate School, Waseda University, Tokyo)

**** 早稲田大学理工学部金属工学科 (Department of Metallurgy, Faculty of Science and Engineering, Waseda University, Tokyo)

* 1976 年 4 月金属学会東京大会に発表

れ SUJ 2 (約 Hv 770) であり、ピン試片は 8×25 mm の直方体で、一端にリング外径に合わせた半径 37.5 mm の円弧面を有するものである。また、ピン試片は各種炭素鋼の $\phi 19$ mm 熱間圧延材から製作し、その化学組成は Table 1 に示す。熱処理は所定の形状に機械加工仕上げを施した後、真空中で $920^\circ\text{C} \times 1$ hr の完全焼なましである。摩擦試験は大気中乾燥摩擦で、接触圧力を 13 kg/mm^2 一定とし、摩擦速度は連続硬化層を生じるように選定した。この摩擦速度は鋼種により多少相違する。このようにして生成した連続硬化層の結晶構造、顕微鏡組織、かたさおよび化学組成を X 線回折、微小かたさ計、XMA および電子顕微鏡で調べた。さらに、この連続硬化層を真空焼鈍炉で焼もどしを行い、それに伴う結晶構造、かたさ、表面残留応力および組織変化についても調べた。

Table 1 Chemical composition of pin specimen (wt%).

	C	Si	Mn	P	S
S 15 C	0.14	0.17	0.10	0.011	0.008
S 43 C	0.42	0.25	0.77	0.011	0.014
SK 5	0.87	0.26	0.38	0.012	0.007
SK 2	1.21	0.30	0.40	0.026	0.011

III. 実験結果および考察

1. 連続硬化層

Photo.2 は摩擦方向に垂直切断し、5% ナイタルで腐食

した摩耗表面層の顕微鏡組織である。表面層に母材組織と異なる厚さ 10μ 程度の連続硬化層(以下単に硬化層と略記する)が見られ、その腐食度合は鋼種により相違する。一般に焼入れ性の良いほど腐食され難く、高炭素鋼の SK 5 や SK 2 では白層となる。これと非常に似た白層は苛酷な研削⁽¹³⁾⁽¹⁴⁾や機械加工⁽¹⁵⁾した鋼表面層に観察されている。

表面層を 10 倍に斜め切断し、硬化層のかたさを微小かたさ計(50 g)で測定した結果が Fig.2 である。実験点は少ないが、硬化層のかたさは炭素含有量と共に共析鋼(ほぼ SK 5 に相当)まで直線的に急上昇する。その後はわずかに

Fig.2 Effect of carbon content on the hardness of the continuous hard layer.

Photo.2 Optical microstructures of the continuous hard layer in sliding direction.
(a) S 15 C: 3 m/sec, (b) S 43 C: 5 m/sec, (c) SK 5: 4.5 m/sec,
(d) SK 2: 5 m/sec

増加するに過ぎない。これらのかたさ値およびその傾向は通常の焼入れしたものとはほぼ同じである。しかし、摩擦条件が異なれば硬化層は多少違って来る。たとえば、潤滑下の高圧力、高摩擦速度で生じた硬化層は、S15Cでも白層となり、かたさも Hv 550 と高い値を示した⁽¹⁶⁾。

Fig. 3 は硬化層を有する摩擦面を X 線回折した結果である。本実験に用いた回折条件から X 線の有効浸透深さ(表面層による回折強度が試料全体による回折強度の 95%)⁽¹⁷⁾を求めると約 10μ 程度となり、ほぼ硬化層の厚さに等しい。上記のかたさ測定と X 線回折結果から、低炭素鋼や中炭素鋼の硬化層はほとんどが立方晶 マルテンサイトであり、高炭素鋼のものは少量の残留オーステナイトを含む正方晶 マルテンサイトであろう。なお、摩擦摩耗で生じた硬化層は通常の焼入れによる板状マルテンサイトと異なり、極めて安定な小さいセル状マルテンサイトであるといわれている⁽⁹⁾⁽¹⁸⁾。著者らも硬化層の下部組織を透過電顕で試みたが、摩擦面が円弧状であることおよび荒い条痕があるため薄膜試料の作成が困難であり、観察できなかった。

硬化層の炭素および窒素濃度分布について XMA 線分析を行った。その結果、硬化層の窒素濃度と母材のものとは全く相違は認められなかった(どちらもバックグラウンド程度であった)が、炭素濃度はわずかに少ない場合がたびたび検出された。その例が **Fig. 4** である。これに対して、潤滑油中の摩擦で生じた硬化層に炭素量が富む場合があり、その供給は潤滑油の分解、拡散によるものとされているが⁽⁴⁾、大気中乾燥摩擦では浸炭よりも、むしろ通常の熱処

Fig. 4 X-ray microanalyser line scanning profile of carbon on the worn surface layer of SK 5.

理で起こる脱炭が生じる可能性の方が考えられる。しかし、摩耗を伴うため脱炭層は次々と取り去られること、また加熱時間が非常に短いため、一般には検出され難いのであろう。

SK 5 の硬化層表面、すなわち摩擦面の残留応力を 15 本のピン試片について X 線回折法で測定した結果、摩擦方向は引張応力(平均値 25.4 kg/mm^2 , 標準偏差 4.2 kg/mm^2)が、その直角方向は圧縮応力(平均値 14.2 kg/mm^2 , 標準偏差 4.3 kg/mm^2)であった。

2. 連続硬化層の生成機構

硬化層が摩擦面全体に生成する機構については既に報告⁽¹¹⁾した。すなわち、硬化層は摩擦中に摩擦面全面が A_1 変態点以上に達し、摩擦の中止後急冷されて生じたものではなく、摩擦過程における真実接触によるものであると述べた。これをさらに詳しく考察してみる。連続硬化層が生成する場合、必ず摩擦初期過程でピン試片からリング表面へ多量の溶着(焼付き)が起こる。そのときのリング表面状態を **Photo. 3** に示す。溶着物以外のリング表面は初めの仕上げ状態であるエメリ紙研摩のままである。したがって、定常摩擦ではピン試片はリング表面そのものとは直接接触しないで、その表面の溶着物と接触している。溶着物は摩擦方向に細長く流星型(長いものは 25 mm 程度に達する)に付着し、リング一周についてはピン試片幅にわたって一様に分布している。そのため、ピン摩擦面の各部分はリング 1 回転すると、少なくとも一度は溶着物と接触する。その接触過程を模式的に表わしたのが **Fig. 5** である。いま、ピン試片は溶着物とは全体的に真実接触していると仮定して、ピン試片の A 点に注目すると、A 点は溶着物長さ l に等しい距離だけ真実接触の摩擦をする。その摩擦中に A 点は急激に温度上昇して著しく軟化し、その表層部は溶着物上へ移着したり、また摩耗粉となったりする。接触終了瞬間では深さ 10μ 程度までが A_1 変態点以上に加熱されたまま残存し、その後母材への熱拡散で急冷される。この接触過程の時間は相互作用距離 $l=25\text{ mm}$ 、摩擦速度

Fig. 3 X-ray diffraction patterns on the worn surface of various carbon steel pins with the continuous hard layer (Target: Cr). (a) S15C: 3 m/sec, (b) S43C: 5 m/sec, (c) SK 5: 4.5 m/sec, (d) SK 2: 5 m/sec

Photo.3 Typical aspect of the deposit on the ring surface from pin.

- (a) Appearance of the ring surface
(b) Enlargement of the deposit shown in (a)
(c) The ring section through the deposit shown in (b)

Fig.5 Schematic representation of longer interaction distance which produces the continuous hard layer.

5 m/sec として計算すると、 5×10^{-3} sec となる。以上のようにしてピン試片の摩擦面に連続硬化層が生成するのであろう。次に、約 10μ 厚さの硬化層は1回の真実接触で摩耗するのであろうか。この硬化層を有する SK 5 材の 40 本についての平均摩耗量は 90 mg/km (標準偏差 18 mg/km) である。これに基づいて真実接触面積を見掛け接触面積の $1/10$ (溶着面積は約 $1/10$ 程度) と仮定すると、リング1回転で深さ約 0.4μ が摩耗し、硬化層の厚さ 10μ に相当するまで摩耗するには少なくとも 24 回以上接触することになる。したがって、真実接触により表面から 10μ 程度までが A_1 変態点以上になり、そのごく表層のみが摩耗し、同一硬化層は数十回程度の加熱、冷却を受けることになる。

しかし、これはあくまでも単純な概算によるもので、詳細については不明であるが、少なくとも硬化層は1回の真実接触ごとに新しく生成し、摩耗するものではないことは確かである。このことは硬化層に脱炭あるいは浸炭現象を起こす原因となっているのかもしれない。

一方、リング上の溶着物は平均厚さ約 30μ 程度で、一般に2層から成り (Photo.3(c))、その割合はほぼ下層が $2/3$ 、上層が $1/3$ である。下層は腐食液に大変腐食されやすいが、上層はピン試片摩擦面の硬化層と同様に腐食され難い。下層は摩擦初期に付着し、その後繰返し摩擦による疲労と焼もどし作用で腐食されやすくなったものであろう。上層は接触中に摩耗とピン試片からの移着が絶えず行われているためであろうと推定される。

3. 連続硬化層の焼もどし特性

連続硬化層の焼もどしによる諸性質の変化を調べるため、摩耗面に硬化層を有する SK 5 ピン試片を各種温度で 1 hr 真空焼もどしを行った。

Fig.6 は硬化層のかたさと焼もどし温度との関係を示すものである。この特性は本鋼種に通常の焼入れした後焼もどしたものと似た傾向にある。硬化層のかたさは焼もどし温度 200°C まで殆んど変化しないが、 300°C から 400°C 間で急激に、 400°C 以上ではゆるやかに低下している。

Fig.6 Variation of the hardness of the continuous hard layer with tempering temperature.

Fig.7 は摩擦面からの X 線回折図形の焼もどし温度に伴う変化を示したものである。この実験では同一ピン試片を用いて求めた。すなわち、摩擦後 X 線回折して 100°C の焼もどしを施し、また X 線回折を行った。以下焼もどし温度を $150, 200, 250^\circ\text{C}$ とし、各焼もどしごとに X 線回折したのである。焼もどし温度とともに回折線 $\alpha\text{-Fe}\{101\}$ の強度は減少し、約 250°C で消失してしまう。これは摩擦で生じた硬化層は正方晶マルテンサイトであるが、焼もどし温度を上げるに従い徐々に立方晶マルテンサイトに変換し、約 250°C ですべて立方晶マルテンサイトになることを示している。

Fig.7 Variation of X-ray diffraction patterns on the worn surface with tempering temperature (Target: Cr).
(a) As worn, (b) 100°C, (c) 150°C, (d) 200°C, (e) 250°C

これと同じ実験方法で摩擦面の残留応力と半価幅の焼もどし温度による変化を求めた結果が Fig.8 である。なお、半価幅は処女材の半価幅で除した比で表わした。前節で述べたように摩擦状態では摩擦方向に引張応力が、その直角方向には圧縮応力が存在する。これらの残留応力は共に焼もどし温度 200°C までは徐々に減少し、200°C から 300°C 間で急激に減少する。そして約 400°C ではほぼ零となり、摩擦で生じた摩擦面のひずみは除去される。一般に機械加工などで生じた残留応力を除去するに用いられる温度 420~700°C に比べてやや低い。一方、摩擦面に平行な {211} 面の半価幅の変化は、摩擦方向およびその直角方向は全く同じ傾向と値を示す。すなわち、焼もどし温度と共に徐々に増大し、300°C 付近で最大値を示した後急激に減少する。半価幅の増大や減少の主因には結晶粒大きさと内部ひずみの大きさが考えられる。300°C で半価幅が増大するのは結晶の微細化が主因となり、400°C で減少するのは結晶

Fig.8 Variation of the residual stress and the half-value breadth parallel and perpendicular to the sliding direction at the worn surface with tempering temperature.

の成長化と内部ひずみの除去が関与するためと思われる。

硬化層を各温度で 1 hr 焼もどしたレプリカ法による電子顕微鏡組織が Photo.4 である。腐食液は 5% ナイタルである。摩擦状態のもの (a) は全く腐食されず、かつ未溶解炭化物も殆んど存在しない。よって短時間 (10^{-3} sec オーダ) に A_1 変態点以上のかなり高温度まで加熱されたものと推定される。同様に焼もどし温度 200°C までは腐食液に安定であり、組織的な変化は見られない。X 線回折結果から 200°C までの結晶構造は正方晶 マルテンサイトであるため、腐食され難いのであろう。300°C で焼もどし

Photo.4 Variation of electron microstructures of the continuous hard layer with tempering temperature.
(a) As worn, (b) 300°C, (c) 500°C, (d) 700°C

たもの(b)は腐食されやすくなり、微細な炭化物を含む正方晶マルテンサイトとなる。この温度付近は一般に ϵ -炭化物が完全な微細な炭化物となるといわれている。焼もどし温度 500°C(c)および 700°C(d)ではソルバイト組織となり、温度が高くなるにつれて炭化物粒子が大きくなる。さらに、920°C で完全焼なましを施すと、もとの層状パーライト組織となり、硬化層と母材との差異はなかった。以上のように通常の焼入れ材の焼もどし温度に伴う組織変化と本質的には変らないが、多少様相が異なるように思える。

IV. 結 言

炭素鋼表面には摩擦摩耗により硬化層が生成することは知られているが、その生成機構や特性については不明な点が多い。硬化層の形態には摩擦面にパッチ状に分布するものと、全面に連続して生じるものがあり、後者は焼付きが起る摩擦状態で生成する。本研究は比較的観察しやすい後者について調べ、次のような結果を得た。

連続硬化層は比較的長い実接触距離で A_1 変態点以上に加熱された表面が、接触後母材への熱伝導で急冷される焼入れ効果で生成する。このことは次の点から裏付けられる。(1)同じような摩擦条件で生じた硬化層のかたさや結晶構造は炭素含有量に影響され、それらの傾向は通常の焼入れ特性と非常に似ている。すなわち、炭素含有量の増加に伴いかたさは上昇し、結晶構造は立方晶マルテンサイトから正方晶マルテンサイトに変わる。なお、大気中乾燥摩擦の硬化層は炭素脱している場合が観察される。(2)硬化層の焼もどし温度に伴うかたさ、結晶構造および顕微鏡組織などの変化も通常の焼入れした鋼とほぼ似た傾向を示して

いる。しかし、摩耗硬化層は焼入れ材とは異なり、繰返し加熱・冷却を受けること、および生成過程中や生成後摩擦力により変形されるため、微細な点では多少相違するものと思われる。

文 献

- (1) N.C.Welsh : J.Appl.Phys., **28**(1957), 960.
- (2) 三好栄次 : 金属学会誌, **23**(1959), 19.
- (3) 川本 信, 山田俊宏, 岡林邦夫 : 金属学会誌, **34**(1970), 464.
- (4) K.V.Savitskiy and Yu.I.Kogan : Phys.Met. and Metallog., **15**(1963), No.5, 21.
- (5) F.Wilson and T.S.Eyre : Metals and Materials, **3**(1969), 86.
- (6) 中村文俊, 斎藤省三, 岡林邦夫 : 金属学会誌, **28**(1964), 465.
- (7) T.S.Eyre and D.Maynard : Wear, **18**(1971), 301.
- (8) 竹内栄一 : 鉄と鋼, **60**(1974), 1395.
- (9) T.S.Eyre and A.Baxter : Tribology, Dec., (1972), 256.
- (10) 山田俊宏 : 鋳物, **47**(1975), 709.
- (11) 矢畑 昇, 葉山房夫 : 金属学会誌, **39**(1975), 1254; **40**(1976), 306.
- (12) J.F.Archard : Wear, **2**(1958/59), 438.
- (13) 中島耕一, 水谷喜之, 尾関哲康 : 金属学会誌, **34**(1970), 1221.
- (14) L.P.Tarasov and C.O.Lundberg : Trans.ASM, **41**(1949), 893.
- (15) Michael Field and John F.Kahles : Ann.CIRP, **20**(1970), Pt 2, 153.
- (16) 矢畑 昇, 葉山房夫 : 未発表.
- (17) カリティ(松村源太郎訳) : X線回折要論, アグネ, (1963), 271.
- (18) D.Scott, B.Loy and G.H.Mills : Proc.Inst. Mech.Eng., **181**(1966~7), Pt 30, 94.

Mn-Pt 系合金のエリンバー特性について*

増 本 量** 沢谷昭八** 菊地紀雄**

Hakaru Masumoto, Showhachi Sawaya and Michio Kikuchi : Elinvar Properties of Mn-Pt Alloys. The thermal expansion, Young's modulus, magnetic susceptibility and electrical resistivity at $-150 \sim 500^\circ\text{C}$, and the hardness and density at room temperature have been measured with annealed Mn-Pt alloys. It has been found that Mn-10.05~40.21% Pt alloys slow cooled after heating at 1100°C for 4 hr have distinct anomalies near the anti-ferromagnetic Néel point in the Young's modulus vs temperature curves. The temperature coefficient of Young's modulus at room temperature vs composition curve exhibits a large positive maximum at a concentration of 30.10% Pt, thus revealing the Elinvar property in this alloy system.

(Received July 31, 1976)

** 財団法人電気磁気材料研究所(The Research Institute of Electric and Magnetic Alloys, 2, Yagiyama-Minami, Sendai)

* 1971 年 10 月金属学会名古屋大会に発表; 財団法人電気磁気材料研究所研究報告第 99 号