

## 論 文

## ころがり疲れによるミクロ組織変化とはく離

坪 田 一 一\*

## Microstructural Alteration and Flaking due to Rolling Contact

Kazuichi Tsubota

## Synopsis:

It is well known that microstructural alteration such as a dark etching constituent (D. E. C.) and a white etching constituent (W. E. C.) occurs on the area adjacent to the rolling surface due to rolling contact fatigue. Specimens taken from high carbon chromium bearing steel were fatigue tested in the thrust type rolling fatigue testing machine for these experiments to investigate into microstructural alteration.

The D. E. C., W. E. C. and plate-like carbides were observed among which the plate-like carbides were found out most closely related to the flakings in the specimens for the thrust type tester and observed under approx. 80% of the flakings. Their hardness was up to 1300 of HV. Some plate-like carbides formed perpendicular both to the rolling surface and to a tangent to the rolling track with the plate surfaces and others formed parallel to the rolling surface.

The plate-like carbides formed during fatigue testing had higher carbon concentration than that of the matrix, which indicates a considerable amount of carbon diffused to generate the plate-like carbides during the test.

## 1. 緒 言

ころがり軸受、歯車などのころがり疲れを受ける部品の使用限度は潤滑不良、焼き付き、割れなどのいわば故障と呼ぶべき破損をのぞくといずれはころがり疲れによつて生ずるはく離の発生で決定される。したがつてころがり疲れ強さの向上は機械の長寿命化と信頼性の向上にきわめて重要であり従来から多くの研究が行われてきた。主にころがり軸受を対象としたころがり疲れの研究には学振型<sup>1)</sup>、円筒コロ型<sup>2)</sup>、四球式<sup>3)</sup>、五球式<sup>4)</sup>、スラスト型<sup>5)</sup>、などの各種の加速型ころがり疲れ試験機が完成軸受による実体試験機とともに多く用いられている。

スラスト型ころがり疲れ試験機 (以下スラスト試験機と記す) に供する試験片 (以下スラスト試験片と記す) は直径約 60 mm、厚さ 5~10 mm の円板状であるため試験片の作成がきわめて容易であるという特長を有している。またこの試験機により得られた寿命と実物軸受のそれとが傾向としてよく一致する<sup>6)</sup> ため比較的多く用いられている試験機の一つである。

ころがり疲れにより転動体中に種々のミクロ組織変化が生ずることはすでによく知られている。その代表的なものとして Dark Etching Constituent<sup>7)~11)</sup> (D. E. C.), White Etching Constituent<sup>6) 11~15)</sup> (W. E. C.), Lenti-

cular Carbide<sup>12) 16)</sup> (L. C.) などの生成がある。転動面直下の最大せん断応力作用位置付近をピクラー、ナイターなどによつて腐食し、ミクロ組織観察を行つた時周辺のマトリックスより黒く観察される部分が D. E. C. であり、白色に観察される部分が W. E. C. である。また W. E. C. とマトリックスの境界に板状に生成するのが L. C. である。

これらのミクロ組織変化のうちスラスト試験片中に生成するのは筆者の観察によると D. E. C. と W. E. C. であり、L. C. は観察されなかつた。またスラスト試験片中に生成する代表的なミクロ組織変化は板状の炭化物状組織である。スラスト試験片中にこのような組織変化が生ずることはすでに報告している<sup>17)</sup> が、この組織はかたさが Hv~1300<sup>18)</sup> であり、村上試験で黒化し、700°C~800°C でマトリックスに固溶し<sup>19)</sup>、かつピクラー腐食による色調がマトリックス中に分散するセメントイトに類似しているので本報告ではこれを「板状炭化物」と呼ぶこととする。

板状炭化物ははく離の直下に多く観察される。1.0% C-1.4% Cr 鋼で製造したころがり軸受の転動体の硬さは通常 HRC 62 程度であるが、スラスト試験片をこのかたさに調質して試験に供した場合、はく離総数と、直下に板状炭化物が観察されたはく離との割合は約 4:3 でかなり高率である。またはく離部をミクロ観察すると板状

昭和 54 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 56 年 7 月 10 日受付 (Received July 10, 1981)

\* 山陽特殊製鋼(株) (Sanyo Special Co., Ltd., 3007 Nakajima Shikama-ku Himeji 672)

炭化物が起点になつたと考えられるはく離も多く観察される。

このようにスラスト試験片のはく離は板状炭化物の生成と密接な関連があると思われるので板状炭化物の生成条件などについて種々の調査を行い、ころがり疲れ強さの改善方法について検討することとした。

本報告では主としてはく離発生と板状炭化物の関係について述べる。

## 2. 実験方法

### 2.1 供試材

マイクロ組織変化の観察に供された鋼は、0.9%C-1.3%Cr 鋼, 1.0%C-1.4%Cr 鋼, 1.0%C-1.0%Mn-1.4%Cr 鋼, および浸炭した 1.8%Ni-0.6%Cr-0.2%Mo 鋼である。すべてのスラスト試験片のかたさを主として焼もどし条件の調整により HrC~62 に調整した。なお板状炭化物の観察に供された鋼球は SUJ-2 製である。

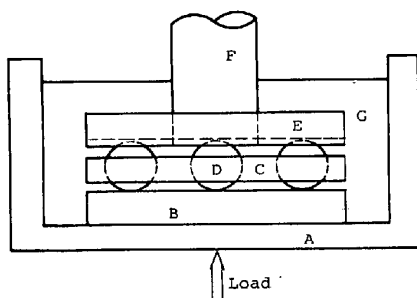
### 2.2 ころがり疲れ試験方法

本研究ではスラスト試験機によつてころがり疲れ試験を行つた。当試験機の主要部は Fig. 1 に示すように直径約 60 mm, 厚さ約 5 mm の円板状の試験片の上を 3ヶの 3/8" (9.525 mm) の鋼球が径 1-1/2" (38.1 mm) の軌道上を転走する構造になっている。鋼球の上側には #51305 スラスト軸受のレースが設置されこのレースがモーターによつて駆動される。またはく離の検出を荷重レバーに付した加速度型振動監視装置によつて行い、通常の水準より 0.2~0.25 gal 加速度が上昇した時点をはく離発生とみなし機器を停止せしめるようにした。

なおスラスト試験片の転動面は鋼材の圧延方向に対し直角の断面である。

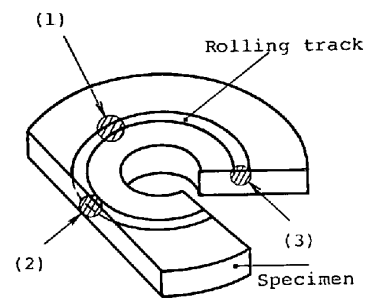
主な試験条件は次のとおりである。

- ・最大ヘルツ圧縮応力 ( $P_{max}$ ) ; 500~600 kgf/mm<sup>2</sup>
- ・潤滑油 ; #60 スピンドル油



A: Specimen holder, B: Specimen (60φ×5-10mm), C: Retainer, D: 3/8" (9.525) Steel ball, E: Upper race (#51305 thrust ball bearing), F: Shaft (1200 r. p. m.), G: Lubricant (#60 Spindle oil).

Fig. 1. Schematic view of thrust type rolling contact fatigue testing machine.



(1) Grinding down in the direction of thickness of the disk specimen parallel to the rolling contact surface, (2) Cutting off in about the middle of the rolling track tangential to the track and perpendicular to the rolling surface, (3) Cutting off perpendicular both to the rolling direction and rolling surface.

Fig. 2. Position of microscopic specimen section.

- ・潤滑油温 ; 30~31°C
- ・応力くり返し速度 ; 1800 c. p. m.
- ・試験片表面アラサ ( $H_{max}$ ) ; 0.35 μ (ラッピング)
- ・弾性流体潤滑油膜厚パラメータ (TALLIAN<sup>20</sup>, CHENG<sup>21</sup>)の式による) ; 約 0.7

### 2.3 ミクロ組織観察方法

#### (1) スラスト試験片

スラスト試験片上のはく離部を Fig. 2 のように切断, 研磨し, ピクラルールまたはナイタールで腐蝕してミクロ組織観察に供した。

#### (2) 3/8" 鋼球

3/8" 鋼球のはく離部をすべて Fig. 2 の(3)と同様の方法で観察した。

なお, (1), (2)とも光学顕微鏡の観察倍率は, 400倍である。

### 2.4 板状炭化物のかたさ測定方法

板状炭化物のかたさ測定にはライツ社製のマイクロヴィッカースカたさ計を用いた。

板状炭化物は厚さが数ミクロン程度なので荷重は最小荷重である 15 g を用いた。かたさ計の検定は Hv 792 と Hv 407 の標準試料で行つた。また SUJ-2 中の巨大炭化物 ((Fe, Cr)<sub>3</sub>C<sup>22</sup>)のかたさを測定し, そのかたさとすでに報告されている軸受鋼中の炭化物のかたさとを<sup>23</sup>比較した。その結果本実験での軸受鋼中の炭化物のかたさは文献の数値より約 300 ポイント低目の数値が得られることが判明した。しかし本実験の目的は板状炭化物の大略のかたさを求め軸受鋼中の炭化物のかたさと比較するとともに基地かたさとの相対的な差異により板状炭化物がころがり疲れき裂の発生原因になりうるかどうかを知ることにあるので測定値の補正は行わなかつた。

### 3. 実験結果とその考察

#### 3.1 スラスト試験片に認められたマイクロ組織変化

筆者はスラスト試験機により軸受鋼, および浸炭鋼のころがり疲れ試験を行つたが, その際認められたマイクロ組織変化は次の三種類であり, 他のものは観察されなかつた。

##### (イ) D. E. C.

D. E. C. はころがり接触面直下の最大せん断応力作用域 (スラスト試験片の場合表面下約 0.1~0.2mm の範囲) に生成するものであり, ピクラールなどで腐食した時周囲のマトリックスより黒く観察される部分である。

Photo. 1 にスラスト試験片中に観察された D. E. C. の一例を示す。すでに報告されている D. E. C. の生成機構を大別するところがり応力による内部発熱により焼もどしを受けて生成するという説<sup>8)</sup> と, 他はころがり応力によりマルテンサイトが機械的に加工され生成する<sup>9)</sup> という二つの説になるようである。前者の説では D. E. C. 部でかたさが低下するとしているのに対し, 後者ではかたさが上昇するとしている。本実験では  $P_{max}$  が 500 kgf/mm<sup>2</sup> 以下で潤滑油温が 30~31°C では D. E. C. は認められていない。

Photo. 1 の D. E. C. は  $P_{max}$  が 540kgf/mm<sup>2</sup>, 潤滑油温が約 50°C で生成したものであり, この D. E. C. ではかたさの低下は認められなかつた。またスラスト試験片では高面圧で潤滑油温が高い場合でも常にはく離部直下に生成しているとは限らず, むしろ生成している方が稀であつた。これらの結果から D. E. C. は潤滑油温 (ほぼ試験片温度) と面圧が高い場合に生成しうると考えられる。

以上の結果 D. E. C. は高温, 高面圧下の最大せん断応力作用域に生成しやすいことがわかつた。このような場所には後述する板状炭化物も生成しており, しかもはく離の断面を観察するとはく離は板状炭化物を起点とし



Photo. 1. Dark etching constituent developed in SNCM 420 carburized steel.  
 $P_{max}$  = 540 kgf/mm<sup>2</sup>, Stress cycles:  $6.98 \times 10^6$ .

ていると認められるものが多く, はく離部の直下に D. E. C. のみが認められるようなはく離は無かつた。これらの結果から D. E. C. ははく離の原因になるとは考えられず, その部分に大きなせん断応力が作用したことを示す単なる証拠であると考えられる。

##### (ロ) W. E. C.

W. E. C. はころがり疲れを受けた部分をピクラールなどで腐食した時, 腐食されにくく白色に観察される部分である。Photo. 2 にスラスト試験片中に観察された W. E. C. の一例を示す。W. E. C. はころがり面下の最大せん断応力作用域付近で主として酸化物系介在物の応力集中作用で介在物周囲の基地の温度が上昇し, 熔融状態になりその後急冷されて炭素を過飽和に固溶したマルテンサイトであるといわれている<sup>14)</sup>。したがつて W. E. C. の生成は酸化物系介在物との関連が強い。Photo. 2 の W. E. C. も酸化物系介在物を起点としている。

したがつて鋼中に酸化物系介在物が多い場合は W. E. C. が発生しやすいので, W. E. C. の発生数が多い場合にはころがり疲れ強さも低下するという傾向は十分考えられる。

W. E. C. とはく離発生の関連については種々の報告<sup>6)12)14)15)</sup>があるが, スラスト試験片の場合  $P_{max}$  が 500kgf/mm<sup>2</sup> の場合その発生数はそれほど多くはなく, 1.0%C-1.4%Cr 鋼で  $5 \times 10^6$  回の応力くり返しを受けたスラスト試験片を Fig. 2 の (2) の方法で切断し, 合計 476 mm<sup>2</sup> にわたつて (ころがり軌跡下で深さ 0.4 mm までの帯状域) ミクロ組織観察を行つたところ 1 枚のス



Photo. 2. White etching constituent developed in SUJ-2.  
 $P_{max}$  = 600 kgf/mm<sup>2</sup>, stress cycles:  $1 \times 10^7$ .

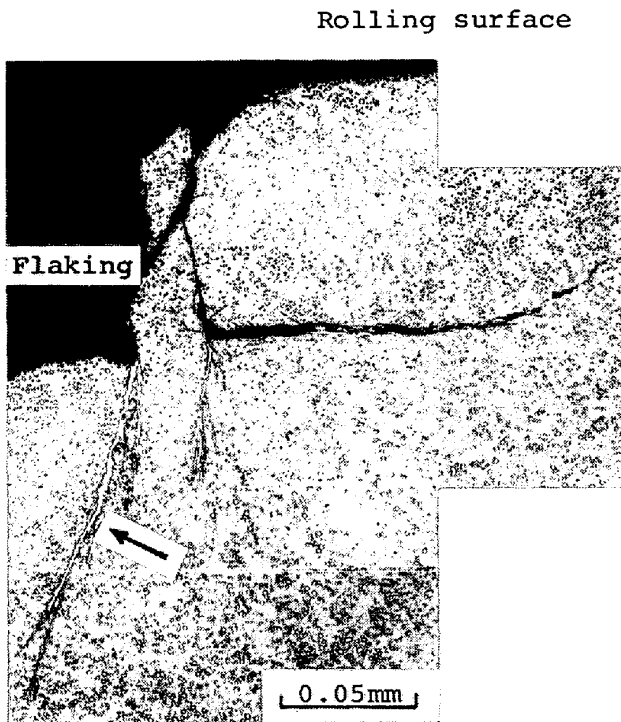


Photo. 3. Plate-like carbides developed in SUJ-2.  $P_{max.} = 600 \text{ kgf/mm}^2$ , Stress cycles:  $1.73 \times 10^7$ . (Arrow indicates plate-like carbide.)

ラスト試験片中に生成していた W.E.C. の個数は約 0.3 (ヶ/試験片) でありかなり稀なものであつた。

しかもはく離部の直下に W.E.C. がはく離に沿つて生成していたような例は本実験では見出されていない。

したがつてスラスト試験片のはく離と W.E.C. とは直接関連しないと考えられる。

(ハ) 板状炭化物

スラスト試験片中に生成する代表的なマイクロ組織変化は板状炭化物と称すべき厚さ数ミクロン以下の炭化物状の組織変化である。Photo. 3 にその一例を示す。この写真に示したようにスラスト試験片のはく離には板状炭化物を起点とするものが多い。

この板状炭化物は、700~800°C の加熱によつてマト

リックスへ固溶し、村上試薬で黒化し、そのマイクロ組織観察時の色調もマトリックス内に分散するセメントイトのそれと非常に類似しており、そのかたさは Hv 約 1300 である。

ここに示した写真は一例のみであるが多くののはく離部のマイクロ組織観察結果、および後述する板状炭化物の生成形態やはく離部直下の板状炭化物の生成率を併せ考えるとスラスト試験片のはく離は「板状炭化物」と最も関連が強く、W.E.C., D.E.C. とは関連がほとんどないと考えられる。

なお L.C. は W.E.C. 中に過飽和に固溶した炭素が拡散し、マルテンサイトマトリックスと W.E.C. の境界で捕捉されて生成するものといわれている<sup>16)</sup>。しかしこの組織変化はスラスト試験片中では従来観察されていないようである。

3.2 板状炭化物の生成形態

従来から行つてきたはく離部の直下に生成する板状炭化物の多くのマイクロ観察結果によるとその生成形態は次の二つに大別できるようである。

(1) ころがり面に直角であり、かつ転動軌跡の接線に直角に生成した板状炭化物

(2) ころがり面に平行に生成した板状炭化物

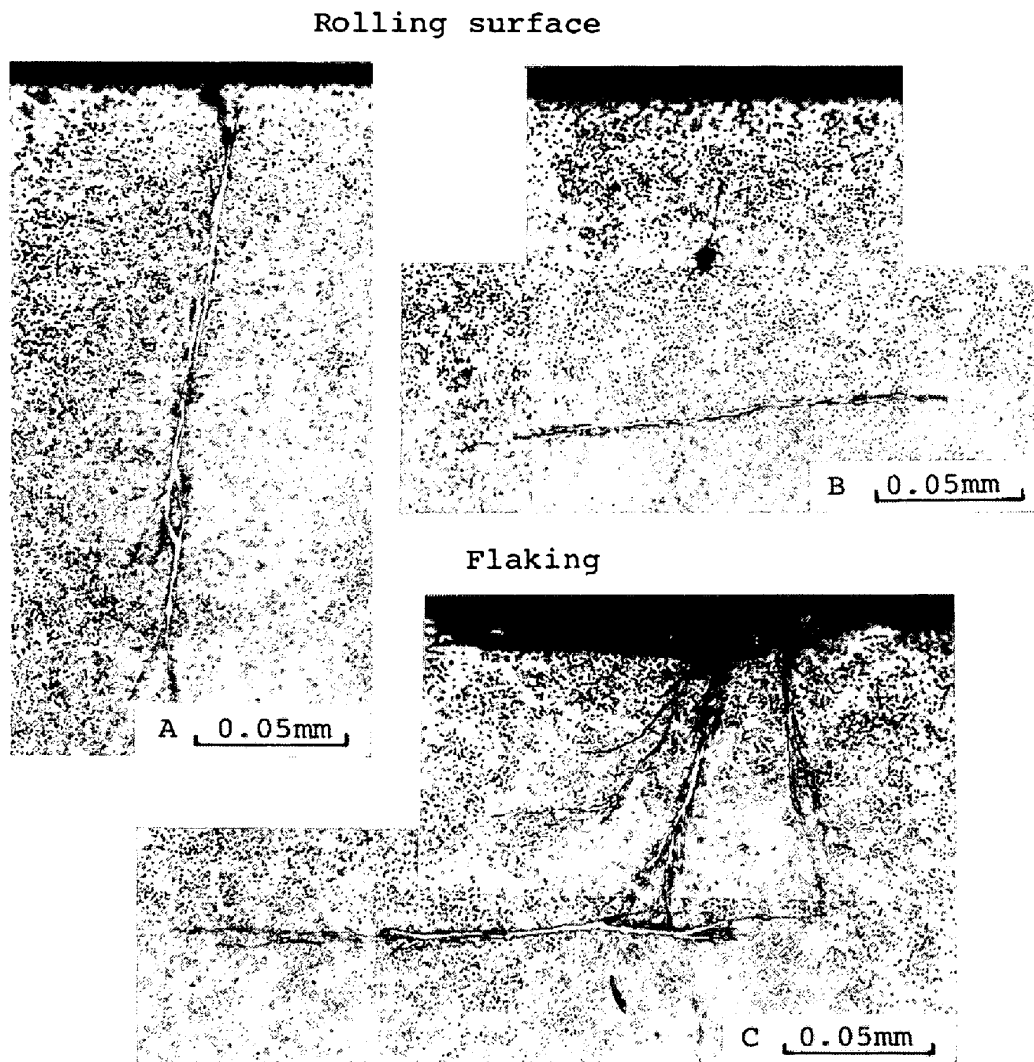
ころがり面や転動軌跡の接線との角度関係は厳密なものではなく、多少傾きを持つものや中間的な角度のものも存在する。また(1)と(2)のタイプの板状炭化物が一つのはく離部の直下に共存するものも多い。Photo. 4 にこれらの一例を示す。

スラスト試験用 3/8" 鋼球もスラスト試験片と同じ接触応力を受けているためスラスト試験中に時々はく離が発生することがある。そこではく離部直下のマイクロ組織を調査したところ Photo. 5 に示すような板状炭化物の発生を認めた。また鋼球中の板状炭化物は上述の(2)のように鋼球の表面にはほぼ平行に生成しているものが大部分であつた<sup>18)</sup>。

Table 1. Hardness of plate-like carbides in SUJ-2.

T.P. No.	Hardness of plate-like carbides (Hv 15grf)		Vickers hardness of cementites
	Perpendicular to the direction of plate thickness	To the direction of plate thickness	
J-1	1316 n=6	1376 n=4	○ Big carbide in SUJ-2 ingot ((Fe, Cr) <sub>3</sub> C, Cr=22%, Hv 15grf) : 1385 n=21 ○ Hardness of (Fe, Cr) <sub>3</sub> C : 1690 <sup>23)</sup> (Cr=8%, Hv 50grf) ○ Hardness of Fe <sub>3</sub> C : 1340 <sup>23)</sup> : 1314 <sup>24)</sup>
J-2	1234 n=2	—	
J-3	—	1303 n=7	
J-4	1374 n=1	—	
J-5	—	1133 n=34	
N-1	1005 n=3	—	
N-2	1574 n=1	—	
N-2	—	1255 n=7	
Mean	1286		

n : numbers of measuring points per carbide.



A: Plate-like carbides developed tangential to the track and perpendicular to the rolling surface. B: Plate-like carbides developed parallel to the rolling surface. C: Plate-like carbides showing both types of A and B.

Photo. 4. Typical types of plate-like carbides. (Rolling direction is from right to left)

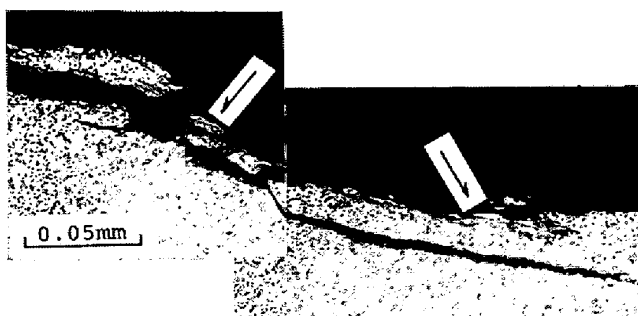


Photo. 5. Plate-like carbides developed in 3/8" SUJ-2 steel ball. (This surface is perpendicular to the track. Arrow indicates plate-like carbide.)

### 3-3 板状炭化物のかたさ

上述のように板状炭化物ははく離部の直下に生成しており、その形態は Photo. 5 に見られるようにはく離底に沿ったものや Photo. 3 のように明らかにそれが起点

となつてはく離が発生したと考えられるものが多い。

板状炭化物はころがり疲れ試験中に生成するものであるが、これが一種の介在物として応力集中媒体として作用するのではないかと推定した。そこでそのかたさを測定し応力集中媒体として作用しうるものかどうかを調査した。

Fig. 2 に示した(1)の方法で得られた「板状」のものと、(2)及び(3)の方法で得られた「棒状」のものについて板状炭化物は通常厚さ数ミクロン以下であるからなるべく厚肉のものを選び、それぞれマイクロヴィッカースカたさ計によりかたさを測定した。

かたさ測定結果を Table 1 に示す。Table 1 には比較のため測定した SUJ-2 鋼塊中の巨大炭化物 ((Fe-Cr)<sub>3</sub>C) の測定値と文献に見られる Fe<sub>3</sub>C のかたさ<sup>23)24)</sup>を併記した。

板状炭化物のかたさがかなり広い範囲に変化している

理由は、測定荷重が小さいことと、厚さが不足しマトリックスの影響を受けたためと考えられる。

板状炭化物の平均かたさは  $\text{Fe}_3\text{C}$  のそれより若干低い。マルテンサイトマトリックスよりはかなり高くなっている。ころがり疲れにおいてセメントライトが応力集中源になるということはすでに報告されている<sup>25)~27)</sup>。本実験のように板状炭化物が生成し、そのかたさが Hv~1300 である場合これが十分はく離の原因になると考えられる。

### 3.4 はく離部直下の板状炭化物の生成率

板状炭化物の生成形態とそのかたさを考慮すると板状炭化物からはく離が発生しうることが明らかとなつた。そこで板状炭化物を起点として発生するはく離の割合を確認するため、はく離部直下に板状炭化物が生成しているはく離と、板状炭化物の生成しないはく離との比を求めることとし、0.9%C-1.3%Cr 鋼、1.0%C-1.4%Cr 鋼、1.0%C-1.0%Mn-1.4%Cr 鋼の多数のはく離部のマイクロ組織観察を行つた。なお試験片のかたさをすべて HRC 62~63 に調整した。各鋼番についてスラスト試験に供した試験面数は 20 面で、(5~8) × 10<sup>7</sup> 回の応力くり返し数で試験を停止するまでに発生したはく離部をすべて検鏡した。Table 2 に板状炭化物の生成率を示す。

鋼種によつて多少変動があるが板状炭化物がはく離部の直下にかなり多く生成していることがわかる。このようにはく離部の直下に特定のマイクロ組織変化である板状炭化物が多く観察されることはなく離とそれとの関連性が大きいことを示している。

古村らによるとスラスト試験機による浸炭鋼のはく離において内部起点はく離の場合、約 80% のはく離に本報告と類似の炭化物状のマイクロ組織変化をとまなうことを報告している<sup>28)</sup>。この報告で採用された試験方法は著

者のそれとほぼ同一であつたから、古村の報告による炭化物状のマイクロ組織変化も本報告に述べている「板状炭化物」と同一であろう。

### 3.5 板状炭化物の生成とはく離との関係

前掲のマイクロ写真からも判るように板状炭化物を起点としてはく離が発生したと考えられる場合が多いが、はく離部の直下に比較的小きな板状炭化物しか認められない場合もある。後者の場合板状炭化物が起点となり、き裂が生じて拡大伝播しはく離に至つたと考えられるので、そのはく離発生過程を明らかにするためはく離部を走査型電子顕微鏡で観察した。

Photo. 6, 7 にスラスト試験片のはく離部の走査型電子顕微鏡観察例を示す。

Photo. 6 は  $11.1 \times 10^6$  回で発生したはく離である。Photo. 6-B の矢印部に球状粒子が認められた。X線マイクロアナライザーによつて分析すると炭素、酸素は認められず、単なる鉄の粒子と判明した。Photo. 7 では明瞭にはく離底部にころがり方向と直角のき裂が認められ、このき裂の方向は板状炭化物の発生形態の一つと同様になつている。

Scott らによるとこのような球状粒子はき裂進展中に破面と破面がこすられて生成するといわれている<sup>29)</sup>。したがつて球状粒子がスラスト試験片にも生成するということはころがり疲れ試験中に生成した板状炭化物から発生したき裂がその後のくり返し応力によつて拡大伝播する過程で破面同志がこすられた可能性があることを示している。また Photo. 6 のはく離部の直下にも板状炭化物が生成しており、板状炭化物が起点となつてき裂が発生し、はく離に至るといふはく離発生機構が存在しうることを示している。なお板状炭化物をとまなわないはく離の発生原因はおそらくころがり表面に残存する研磨きずなどと考えられる。

本報告に示した板状炭化物が Fig. 1 の E に示したスラスト試験用上レース ( $P_{\max} = 216 \text{ kgf/mm}^2$ ) のはく離部の直下にも認められているが、ころがり軸受でこれを確認したという報告はまだない。それにもかかわらず板状炭化物の生成によつて決定されるスラスト試験機による寿命と板状炭化物が生成しないころがり軸受の寿命が定性的によく一致するといわれているのは次のような理由によると思われる。

スラスト試験片では板状炭化物は転動軌跡上の酸化物系介在物の直下に生成する<sup>19)</sup>。したがつて酸化物系介在物の多い鋼では板状炭化物が生成しやすく、板状炭化物を起点とするはく離によつて寿命が決定される。

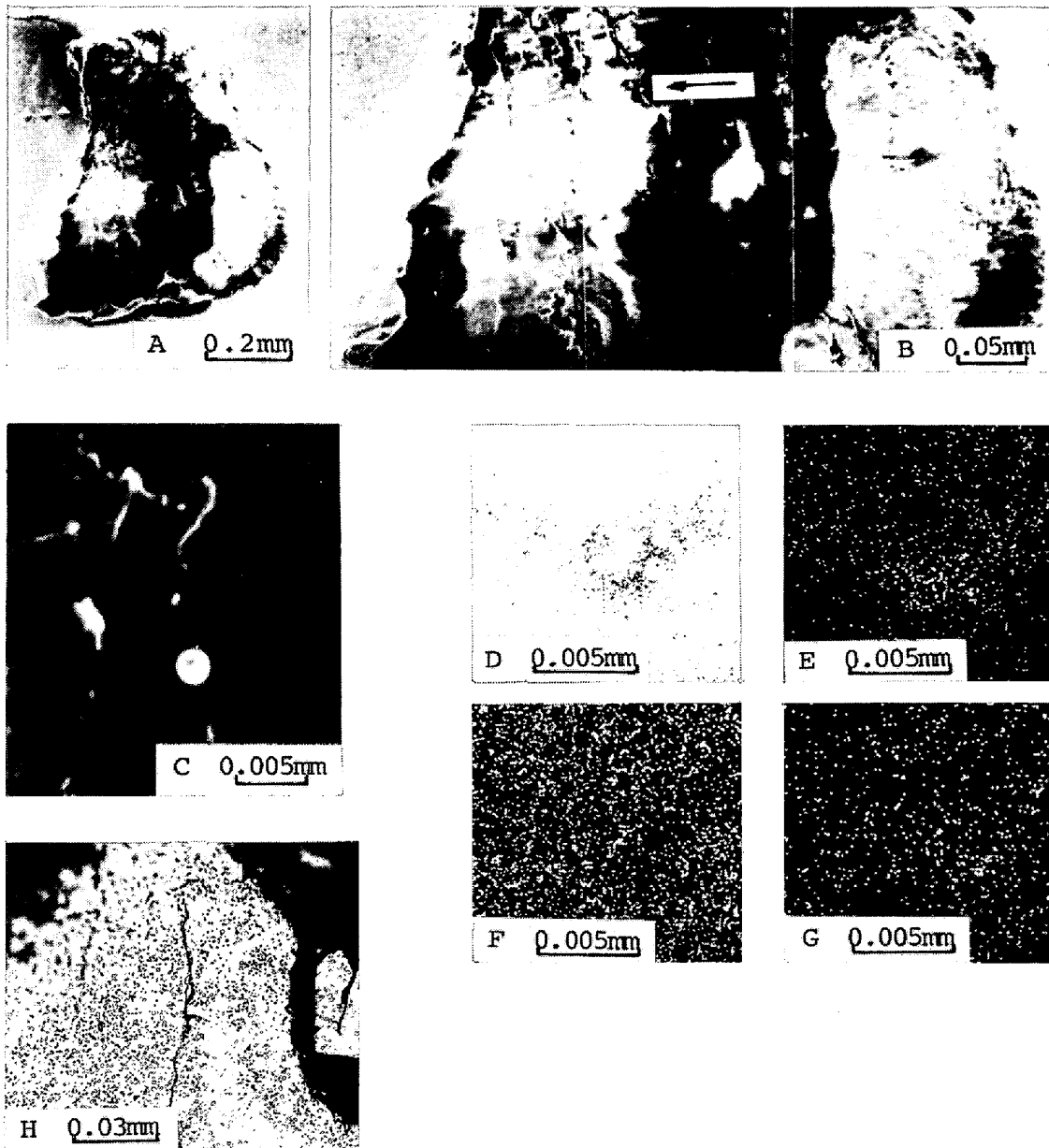
一方スラスト試験機よりも低い面圧を受けるころがり

Table 2. Formation rate of plate-like carbides\*.

Grade	Heat No.	Formation rate of plate-like carbides (%)		Mean (%)
0.9%C-1.3%Cr Steel	A	65	(11/17)**	79(48/61)**
	B	79	(11/14)	
	C	87	(13/15)	
	D	87	(13/15)	
1.0%C-1.4%Cr Steel	E	56	(5/9)	64(33/52)
	F	64	(9/14)	
	G	40	(2/5)	
	H	57	(4/7)	
	I	67	(2/3)	
	J	79	(11/14)	
1.0%C-1.0%Mn-1.4%Cr Steel	K	100	(11/11)	96(24/25)
	L	83	(5/6)	
	M	100	(8/8)	
Total		(105/138)		76

\*  $P_{\max} = 500 \text{ kgf/mm}^2$ , Lubricant : #60 spindle oil

\*\* Denominator : Number of flakings, Numerator : Number of flakings right beneath which plate-like carbides formed.



A Flaking developed in SUJ-2, B Flaking developed in SUJ-2, (Arrow : Spherical particle),  
 C Spherical particle, D XMA analysis Fe-K $\alpha$ , (Spherical particle), E XMA analysis C-K $\alpha$   
 (Spherical particle), F XMA analysis Cr-K $\alpha$ , (Spherical particle), G XMA analysis O-K $\alpha$ ,  
 (Spherical particle), H Plate-like carbide developed right beneath the spherical particle,  
 (Rolling direction is from right to left at A)

Photo. 6. Spherical particle in flaking.

$P_{\max} = 500 \text{ kgf/mm}^2$ , Stress cycles :  $1.1 \times 10^7$ .

軸受では酸化物系介在物による応力集中によつて生じたき裂のほかに、ころがり応力によつて拡散した炭素によつて転位が固着されて生ずるき裂からもはく離が起これとされる。板状炭化物はX線マイクロアナライザーによる分析によると数%の炭素を含有しており<sup>18)</sup>、焼入れ焼もどし状態の軸受鋼のマルテンサイトマトリックスの炭素濃度(約0.6%)よりかなり高いから、板状炭化物が生成することはころがり疲れ試験中に相当量の炭素の拡散が起こつていることを示している。また上述の

ように板状炭化物は転動軌跡上の酸化物系介在物の直下に生成し、このような位置では応力集中も大きいと考えられるので、拡散した炭素はそのような応力集中の大きい位置へ集合すると考えられる。このような炭素はころがり面直下の位置でいわゆるコットレル雰囲気<sup>30)</sup>により転位を固着し、くり返し応力を受けるごとに転位が酸化物系介在物や炭化物に集積して応力集中が起こり微少き裂が生ずる<sup>31)</sup>と考えられる。したがつて面圧が高く拡散する炭素が多い場合は板状炭化物が応力集中域に形成さ



Photo. 7. Flaking developed in SUJ-2.  
 $P_{\max} = 500 \text{ kgf/mm}^2$ , Steel cycles :  $1.2 \times 10^7$ .

れてき裂が生じ、面圧が低く拡散する炭素が少ない場合は板状炭化物は生成せず微少き裂が生じてはく離が発生すると考えられる。

これらの現象はともに酸化物系介在物の寿命への影響がスラスト試験機でもころがり軸受でも傾向として同じであることを示していると考えてよいであろう。なお生成する組織変化に差異があるのは面圧、試験温度、メタルフローなどの差異によると思われる。

#### 4. 結 論

本実験の結果次のことが明らかとなった。

(1) スラスト試験片に生成するマイクロ組織変化はD.E.C., W.E.C. および板状炭化物の三種類である。これらの内スラスト試験片のはく離と最も密接な関連を有するものは板状炭化物である。

(2) スラスト試験片のはく離のうち約80%が板状炭化物をともなう。

(3) 板状炭化物には板面がころがり面と転動軌跡の接線とに直角に生成するものと、ころがり面に水平に生成するものがある。

いずれの場合もはく離は板状炭化物とマトリックスの境界、または板状炭化物から生じたき裂から生ずる。

(4) 板状炭化物のかたさはHv~1300である。

(5) 板状炭化物がころがり疲れ試験中に形成されることから、ころがり疲れ中に炭素のかんりの拡散が起こることがわかる。

最後に本研究に対し多大の御支援、御指導いただいた当社副社長上杉年一博士、常務取締役小柳明博士、技術研究所前所長石原晟好氏、同所長多田強氏、同次長坂上高志氏、および本研究の遂行に当たり御協力いた

いた方々に厚く感謝いたします。

#### 文 献

- 1) 曾田範宗: 日本機械学会誌, 70 (1967) 576, p. 74
- 2) 室 博, 対馬全之, 徳田昌敏: 材料, 18 (1969) 190, p. 615
- 3) F. T. BARWELL and D. SCOTT: Engineering (1956) 182, p. 9
- 4) T. L. CARTER, E. V. ZARETSKY, and W. J. ANDERSON: NASA TN D-270: (1960)
- 5) 上野 学, 中島宏興, 池田定雄: 鉄と鋼, 46 (1960) 3, p. 344
- 6) 古村恭三郎, 平川 清: NSK Bearing Journal, No. 638 (1979), p. 1
- 7) A. B. JONES: Steel (1946) Sept., p. 68
- 8) 仕幸三郎, 岡本一生, 渡辺章三: 鉄と鋼, 54 (1968) 13, p. 1353
- 9) 黒田昌夫: 日本機械学会論文集, 26 (1960) 169, p. 1258
- 10) G. H. VALISCA and V. RAZILLIER: Wear, 19 (1972), p. 1
- 11) K. SUGINO, K. MIYAMOTO, M. NAGUMO, and K. AOKI: Trans. ISIJ, 10 (1970), p. 98
- 12) J. A. MARTIN, S. F. BORGESSE, and A. D. EBERHARDT: Trans. ASME, J. of Basic Engr, 88 (1966), p. 555
- 13) J. L. O' BRIEN and A. H. KING: Trans. ASME, J. of Basic Engr., 88 (1966), p. 568
- 14) H. SCHLICHT: HTM, 28 (1973) 2, p. 112
- 15) R. TRICOT: Production and Application of Clean Steels, (1972), p. 199 [I.S.I.]
- 16) J. BUCHWALD and R. W. HECKEL: Trans. ASM, 61 (1968), p. 750
- 17) 薩摩林和美, 成瀬光芳, 池田 宏, 喜熹斗政夫, 結城 晋, 坪田一一: 鉄と鋼, 57 (1971), S 206
- 18) 坪田一一: 鉄と鋼, 65 (1979) 11, S 1068
- 19) 坪田一一: 鉄と鋼, 60 (1974) 4, S 266
- 20) T. E. TALLIAN: ASLE Trans. 10 (1967), p. 418
- 21) H. S. CHENG: Trans. ASME, J. of Lub. Tech., 92 (1970), p. 155
- 22) 太田隆美, 岡本一生, 中村貞男, 仕幸三郎: 鉄と鋼, 51 (1965) 11, p. 2069
- 23) 佐藤知雄, 西沢泰三, 石原 襄: 日本金属学会誌, 23 (1959) 7, p. 403
- 24) ユ・エヌ・タラン, ヴェ・イ・ノヴィク: 金相学と熱処理, 28 (1972), p. 18 [日ソ通信社]
- 25) 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) 12, p. 1198
- 26) C. A. STICKELS: Met. Trans, 5(1974), p. 865
- 27) J. L. CHEVALIER, E. V. ZARETSKY: NASA TN D-6835, (1972)
- 28) 古村恭三郎, 城田伸一, 平川 清: 電気製鋼, 46 (1975) 3, p. 163
- 29) D. SCOTT, G. H. MILLS: Wear, 24 (1973), p. 235
- 30) A. H. COTTRELL: Trans. AIME, 212 (1958), p. 192
- 31) 辛島誠一: 金属・合金の強度, 金属工学シリーズ 4, (1972) p. 42 [日本金属学会]