UDC 669. 14. 018. 24. 539. 43-014

軸受用鋼における表面起点はくりと内部起点はくりのころがり疲れ寿命

古村 恭三郎*, 城田 伸一*, 平川 清*

The Subsurface-initiated and Surface-initiated Rolling Fatigue Life of Bearing Steels

Kyozaiburô Furumura, Shinichi Shirota
and Kiyoshi Hirakawa

Synopsis

The mechanism of the asperity-contact-initiated fatigue was investigated in thrust type rolling fatigue tester. Microcracks appeared on the track surface at a considerably large number of cycles before the occurrence of the spalling failure. The electroslag remelted SUJ2 (AISI 52100) steel had a longer life than the degassed SUJ2 steel under conditions of predominating subsurface-initiated fatigue. However, it was found that this difference disappeared perfectly in the surface-initiated fatigue.

The same rolling fatigue behavior was found on six heats of carburized 4320 steel having different material cleanliness. In contrast to them, the influence of metallurgical characteristics of carburized steel was remarkable in the surface-initiated fatigue but not in the subsurface-initiated fatigue.

1. 緒 言

ころがり疲れの研究において、表面を起点とするはくりと内部の欠陥を起点とするはくりがはっきりと区別されるようになったことは、この分野の研究における最近の著しい進歩である。

表面起点のはくりは潤滑条件が悪く相接する転動面が油膜によって完全に分離されず、金属接触が生じる場合に起こる^{1)~5)}。

したがって、あらさの山や条痕、ピットなどは局部的な応力集中源となり易く、そこからクラックを発生し、やがてはくりまでに成長するとみられている。

内部起点のはくりについても、やはりクラックの発

生源となるのは幅部における欠陥であり、非金属介在物を第一に考えるべきであろう。

これまで、ころがり疲れに関する材料、材質面の研究は数多く報告されているが、それらのころがり疲れ寿命実験におけるはくりが表面起点のものであるか、内部起点のものであるかを区別して実験した例はまだ数少ないようである^{4), 6), 7)}。

表面起点はくりと内部起点はくりではクラックの発生伝ばのメカニズムに相違があるであろうことは充分想像されるので、この点を明確に区別しておかないと、材料のころがり疲れ寿命の評価において誤まった結論を引出す場合もあり得るであろう。

このような観点から、材料のころがり疲れ寿命の評価によく用いられているスラスト型寿命試験機において、クラックの起点をできるだけ明確に、表面と内部に限定し、それぞれの場合における材質ところがり疲

昭和50年5月20日受付

*日本精工株式会社研究所

Table 1. Specimens and endurance test data.

Surface finishing	Average Roughness	h_0/R	Steel	SUJ2(52100)
			Load	325kg
Grinding	0.77 μ	0.08	Max. Normal Hertz. Stress	500kg/mm ²
Imperfect lapping	0.37	0.16	Lubricant	No. 60 spindle oil
Polishing	0.26	0.23	Speed	1000rpm
Lapping	0.09	0.67	Depth of max. alternating shear stress	0.110mm
			Operating temperature	50~55°C

れ寿命の関係について実験した結果を報告する。

2. 表面起点はくりを生ずる条件

2.1 試験条件

スラスト型寿命試験機において、表面起点はくりを生ずる条件を知るためにTable 1の条件で寿命試験を行ない、試験後に走行跡表面を光学顕微鏡下で観察した。試験片は60 ϕ ×20 ϕ ×7mmの円板である。

試験片の表面仕上げを研削仕上げ、研削目残りのあるラップ仕上げ、ベルト研摩仕上げ、ラップの4とおりとして、平均あらさを0.77 μ ~0.09 μ にそれぞれ変えてある。材料、熱処理はすべて同一である。(脱ガスSUJ2材、830°C焼入れ、170°C焼もどし、かたさH_RC62~63)

潤滑油はすべて #60 スピンドル油であり、試験中の油温も、50~55°Cでほぼ一定であるので、弾性流体潤滑下の最小油膜厚さと合成あらさの比 h_0/R はあらさが大きいほど小さくなる。 h_0 は Chengの式⁸⁾によって計算した。

2.2 試験結果

寿命試験結果をTable 2 および Fig. 1 に示す。Fig. 1 (a)に示すように、 h_0/R の減少とともに寿命は低下し、最も寿命の長いラップ仕上げのグループに比べて、研削目残りのラップ仕上げのグループは約1/8の寿命である。また、ラップ仕上げのグループに比べると、それよりあらさの大きな他の3グループはいずれも明白な寿命の低下を示している。この結果は

(a) As a function of h_0/R ratio

(b) As a function of number of cracks

Fig. 1. Fatigue life of SUJ 2 steel.

Table 2. Results of rolling fatigue test (1).

Surface finish.	h_0/R	Number tested	Number failed	Life, 10 ⁶ cycles		Number surface cracks
				L ₁₀	L ₅₀	
Grinding	0.08	14	10	1.36	2.95	40
Imperfect lapping	0.16	13	13	0.80	1.71	84
Polishing	0.23	15	13	2.10	6.10	14
Lapping	0.67	12	10	5.12	13.47	0

Danner⁹⁾の得た結果に類似している。

このような寿命の低下が表面を起点としたクラックによってもたらされたものかどうか、試験後に転動面を光学顕微鏡によって観察した。その結果 **Photo. 1** に示すような表面クラックが発生していることが判った。これらのクラックはほぼ研磨の条痕に平行しに発生し、発達したものは条痕の方向とは関係なく複雑な進展を示していた。深さ方向には **Photo. 2** のように $20\sim 50^\circ$ の角度をなして数十 μ の深さまで進展しているものを見出すことができた。

(a) Crack

(b) Crack

(c) Micro-spall

Photo. 1. Crack and micro-spall at grinding furrow.

1 試験片上に発生していたクラックの数を平均値で示したのがTable 2の最右欄である。ラップ仕上げではまったく表面クラックが見られないが、他の三つの仕上げのグループにはいずれも上述の特徴を有する表面クラックが見られた。ここで注目されるのは、最もクラック発生数の多いグループが最もあらさの大きな研削仕上げのグループではなくなり、そのちょうど半分にあらさの山を削り落とした研削目残りラップ仕上げのグループであることである。

しかも、Fig. 1(a)の h_0/R と寿命の関係として整理すると研削目残りラップのグループが一つだけはずれていたのが同図(b)のように、クラック発生数を横軸にとると、クラック数が多いほど寿命が低下するというきれいな相関が得られる。このことは表面クラックの発生した3グループの寿命がこれらのクラックによって支配されていること、つまり表面起点のはくりを生じていることを示す一つの証拠とみなすことができる。

さらに、研削仕上げと研削目残りのラップ仕上のグループでは、そのはくりの形態にはっきりした特徴がみられた。**Photo. 3**に示すように、これらのグループのはくりのLeading Edge（玉が転がって来て最初にはくりに出会う側）がそれらのすべてにおいて、研磨の条痕に一致していることである。このことは先の

Photo. 2. Cross sectional view of crack. Arrow indicates rolling direction.

Photo. 3. Typical spall of asperity-initiated-fatigue.

クラックの観察において表面クラック研磨の条痕に沿って発生していたと考え合わせると、これらのクラックのどれかが発達して、はくりに達したということを示している。

ポリシング仕上げのグループはすべてのはくりにこ

のような特徴が見られず、ラップ仕上げのグループのはくりに似たものもあったので、このグループの寿命はすべてが表面起点のはくり寿命を示すとはいえない。

最後にラップ仕上げグループでは表面クラックがみられず、従来よくいわれてきた最大せん断応力位置付近の深さの内部を起点とするはくりとみられるが、内部起点はくりであるという直接的な証拠を得ることは当然のことであるが、困難なことである。

3. 表面起点はくり寿命と内部起点はくり寿命の特性

3.1 寿命試験条件

2章の結果から、表面起点はくりの条件として、研磨仕上げグループの条件を選び、一方、内部起点はくりの条件としては、前章のラップ仕上げグループの潤滑油をさらに高粘度#180のタービン油に変えて、 h_0/R の比を2.5とし、一応内部起点はくりの条件と想定して、以下の各種の材質に関する寿命試験の条件とした。試験条件をTable 3に示す。

3.2 表面起点および内部起点はくり寿命試験結果と考察

(1) ESR・SUJ2と脱ガス・SUJ2の寿命

Table 4に示すように、内部起点はくりの場合、ESR材は脱ガス材の2倍以上の寿命であった。これらの材料の酸素量はTable 5に示すように、むしろ脱ガス材の方が少ない。したがって、ESR材の寿命が増大する理由は酸化物系介在物の量よりも、その大きさ、形状などの相違に求めなければならないようであ

Table 3. Surface and subsurface fatigue test data.

Fatigue origin	Surface finish	Roughness	Lubricant	h_0/R	Max. Hertz. stress
Subsurface	Lapping	0.06-0.09	No. 180 Turbine oil	2.5	500kg/mm ²
Surface	Grinding	0.6-0.7	No. 60 Spindle oil	0.09	500 //

Table 4. Results of rolling fatigue test (2).

Fatigue origin	Material	Number tested	Number failed	Life, 10 ⁶ cycles	
				L ₁₀	L ₅₀
Subsurface	Electroslag	15	15	8.0	37
	Vacuum degas	12	12	3.2	17
Surface	Electroslag	10	10	1.3	2.6
	Vacuum degas	10	10	1.4	3.3

Table 5. Chemical compositions and metallurgical characteristics.

Material	wt. %							Hardness (Rc)	Retained austenite
	C	Si	Mn	P	S	Cr	O		
Electroslag	1.01	0.22	0.42	0.016	0.009	1.37	0.0020	62	8%
Vacuum degas	1.00	0.28	0.44	0.014	0.009	1.38	0.0015	62	8

る。

一方、表面起点はくりの場合には、Table 4 の下欄に示したように、ESR材と脱ガス材の寿命差はまったくみられなくなる。

このことは、ESR材あるいはVAR材もそうであろうが、材料の清浄度をよく知って、ころがり疲れ寿命が増大するという現象は内部起点のはくりを生ずる条件の場合であって、表面にクラックを生じてはくりを生ずるような場合には効果をもたないということを示していると考えられる。

(2) 溶解チャージの異なる浸炭鋼の寿命

つぎにTable 6 に示すような脱ガスした浸炭鋼 SAE 4320 H材の溶解チャージの異なる6チャージについて同様の寿命試験を行った。いずれも 径 65mm の棒材

から試験片を削り出した。

熱処理は浸炭空冷後760°Cで焼入れ170°Cで焼もどした。これら6チャージの試験片はTable 6 および7に示すように、化学成分、ミクロの組織、かたさ、C%などいずれもほとんど差がみられない。介在物についてはA、BグループがSulphideが少なく、C、Dグループに多いこと。D、FグループがB typeが多いことが特徴であるが、定量的評価は難しい。

寿命試験結果をTable 8 にワイブル分布をFig. 2に示す。

内部起点はくりの場合、それぞれ化学成分、材質など非常に類似したものでありながら、きわめて大きな寿命のばらつきを有することが判る。

最も長寿命のCグループに比較して、最も短寿命の

Table 6. Chemical compositions of SAE 4320 steel.

(wt. %)

Heat	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	O
A	0.17	0.29	0.65	0.011	0.002	1.62	0.47	0.22	0.0022
B	0.20	0.23	0.53	0.007	0.004	1.65	0.40	0.21	0.0026
C	0.20	0.27	0.51	0.010	0.016	1.78	0.45	0.22	0.0015
D	0.19	0.25	0.53	0.017	0.019	1.75	0.50	0.24	0.0021
E	0.20	0.27	0.55	0.010	0.007	1.65	0.45	0.21	0.0014
F	0.18	0.27	0.61	0.008	0.004	1.68	0.45	0.22	0.0021

Table 7. Inclusion evaluation and metallurgical characteristics of carburized 4320 steel.

Heat	ASTM-D method								Hardness	Retained	Surface C%	
	A		B		C		D				Total	Matrix
	T	H	T	H	T	H	T	H	D. P. N.	austenite		
A	0.5	0	1.0	0	1.0	0	1.0	1.0	803	7 %	0.91	0.59
B	0.5	0	1.0	0	0	0	1.0	0.5	793	6	0.88	0.61
C	1.0	1.0	1.0	0	0.5	0	1.0	0.5	806	7	0.85	0.62
D	1.0	1.0	2.0	2.0	1.0	1.0	1.0	0.5	810	8	0.87	0.58
E	1.0	0	2.5	0	1.0	0	1.0	0.5	803	7	0.88	0.58
F	1.0	0	2.5	1.0	1.0	1.0	1.0	0.5	810	8	0.88	0.58

Table 8. Results of rolling fatigue test.

Fatigue origin	Heat	Number tested	Number failed	Life 10^6 cycles	
				L 10	L 50
Subsurface	A	14	14	4.4	31
	B	14	12	10.2	41
	C	14	7	40.5	126
	D	14	11	10.1	45
	E	14	14	16.0	70
	F	14	10	8.9	29
Surface	A	12	12	0.35	0.73
	B	12	12	0.56	0.84
	C	12	12	0.61	0.96
	D	13	13	0.56	0.81
	E	14	14	0.64	0.84
	F	14	14	0.57	0.88

Fig. 2. Rolling-contact fatigue of six heats of SAE 4320 steel.

Aグループは、10% 破損寿命で約1/9, 50% 破損寿命で1/4ときわめて大きな差がある。

ころがり疲れ寿命に影響を与える材料的因子に関しては、これまで多くの研究がなされているが、その中で最も大きな影響を有するのは非金属介在物であるといえるだろう。

介在物と寿命の関係についてはJohnsonとSewell¹⁰⁾が広範な実験の結果を報告している。彼らによればアルミナ、シリケートなど酸化物系介在物はころがり疲れ寿命に有害であるが、硫化物系介在物は寿命を低下させないかあるいはむしろ寿命を増加させる効果をもつとされている。岡本、仕幸¹¹⁾もスラスト型寿命により同じ結論を得ている。

さらに、Enekes¹²⁾は酸化物系介在物を酸素量で

置き換え、硫化物系介在物をS%でおきかえて、各種の溶解材のころがり疲れ寿命が鋼中酸素量とS%の比O/Sとの関係でよく整理されることを示した。

すなわち、O/Sが減少(Oが減少またはSが増加)するにつれてころがり疲れ寿命が増大すると述べている。

そこで、前述した6チャージの材料の寿命差の最も大きな要因として、われわれは非金属介在物に着目した。

この場合、直接介在物の評価を定量化することはきわめて困難なことなので、Enekesと同じくO%とS%で代用し、O/S比と寿命の相関をみた。

Fig. 3に示すように、内部起点はくりの場合、O/S比と寿命に10%寿命、50%寿命ともかなりよい

Fig. 3. Correlation between O/S ratio and endurance life.

相関がみられる。O/S比は単純にO%をS%で除したものであるから、O 1 ppmとS 1 ppmが同じオーダーで寿命に影響することをすでに仮定していることになる。実際にはSulphurは酸素ほど微量で影響することは考えられないので、Fig. 3の横軸は本来なら、O/S比でなくfunc. (O, S)となるのが正しいのであろう。

しかし、O/S比でかなりよく寿命が整理されることは、内部起点はくりが非金属介在物に強く影響されることを示すものと考えられる。

内部起点はくりでは大きな寿命のばらつきがみられたが、表面起点はくりでは、Fig. 3に示されているようにほとんど差がなく、ほぼ一定値を示す。

したがって、内部起点から表面起点に寿命を左右するクラックの起点が変わることによって、内部起点はくりで最も長寿命であったCグループは1/100に寿命が低下してしまうのに対して、短寿命のAグループは1/20程度の寿命低下となり、寿命の減少率では長寿命のものほど著しいということになる。

Fig. 3のように、表面起点はくり寿命がO/S比と相関をもたないことから、この試験においても、クラックが介在物と無関係に表面において発生していることを裏付けているものとみられる。

(3) 焼入温度の異なる浸炭鋼の寿命

つぎに前節の試験で用いたFグループのSAE 4320鋼を素材として、2次焼入温度を3通りに変えた試験グループについて、同様の寿命試験を行なった。

浸炭空冷後、2次焼入温度をTable 9のように780, 820, 900°Cの3種類に変えた。

この結果、試験片の材質は同表中に示したように、それぞれかたさ、残留オーステナイト量、マトリックスC%などが変化している。

この3グループについて、内部起点および表面起点のはくりを生じさせる寿命試験を行なった結果、Fig. 4の結果が得られた。

Fig. 4のプロットはそれぞれ14個の試験グループ

Fig. 4. Endurance life of carburized SAE 4320 steel as a function of austenitizing temperature.

の50%破損寿命である。かたさグループごとに異なる場合、スラスト型寿命試験機では試験片の走行跡のGroovingが問題になる。

この場合、それぞれのGroovingの曲率の平均を求め、Hertz接触圧力低下を算出した後、圧力の9乗に寿命が反比例するという関係式を用いて補正した。

Fig. 4においては、溶解チャージによる寿命の変動とは逆に、内部起点はくり寿命は2次焼入温度にほとんど関係を有せず、表面起点はくり寿命が焼入温度の増大と共にやや増加する傾向がみられる。

しかし、その増加は780°C焼入れに対して900°C焼入れのグループが約2倍程度であって、顕著な差ではない。したがって、表面起点はくりにおいても2次焼入温度の影響は実用上の範囲では余り大きな影響を及ぼさないといいようだろう。

スラスト型寿命試験においては、しばしば特異な組織変化がみられる^{13), 14)}。

すでに坪田ら¹⁵⁾は本報と同じ接触圧力下の寿命試験を行なった試験片に樹脂状の組織変化が発生したことを報告している。

われわれの実験においてもPhoto. 4 (a)~(c)に示すような白色の樹脂状のきわめて大きな組織変化が見出された。

Table 9. Metallurgical characteristics of different heat treatment groups carburized 4320 steel (Heat A).

Carburized at	Austenitized at	Surface C%		Hardness	Retained austenite	Retained cementite
		Total	Matrix			
925°C	780°C	1.05	0.63	780	16%	6.5%
	820	1.05	0.83	758	25	3.5
	900	1.05	1.05	711	32	0

4—(a) Cross sectional view

4 —(b) Cross sectional view

4—(c) Horizontal view

Photo. 4. “Dendritic carbide” at the spall as a result of cyclic stressing.

この白色組織はころがり軸受の転動体、軌道輪において生ずるWECあるいはLenticular Carbideとはその形態を異にしており、独特の形態である。

Photo. 4(c)に水平断面の形態を示したように、この白色組織は走行跡の幅とほぼ等しいほどの広がり、ころがり方向とほぼ直角に、ついたてのように発生しているとみられる。

EPMA でこの白色組織の成分を調べた結果、Photo. 5に示すようにCarbon濃度がきわめて高く、ほぼセメンタイト中のC%（約6.6%）と同じ程度にCarbonが濃縮されていることが判った。

したがって、この白色組織はおそらくセメンタイトに似た組成であり、仮に樹枝状炭化物と呼ぶのにふさわしいものであると考えられる。

この樹枝状炭化物は Photo. 6に示すように、しばしば地きず状のアルミナ系介在物を連結する形で形成されていることから、やはり酸化物系介在物を起点として発生、生長するものとみられる。

しかもこの樹枝状炭化物は走行跡上の分布では、はくり部に存在することが圧倒的に多く、Photo. 4(b)の右に見えるようなはくりと無関係な樹枝状炭化物は比較的発生率が小さい。

Photo. 5. Analysis on carbon content of dendritic carbide in EPMA.

Photo. 6. Dendritic carbide caused at a large non-metallic inclusion.

このように樹枝状炭化物を伴うはくりの存在確率を調べた結果、Table 10の結果が得られた。

内部起点はくりの場合、その約80%が樹枝状炭化物を伴ったはくりである。

したがって、スラスト型寿命試験の場合、内部起点のはくりはほとんど樹枝状炭化物の発生と生長によって引き起こされるものとみられる。

このようにスラスト型の条件下という限定を設けて考えるのは、試験条件の中で接触圧力、試験温度、および試験片の鍛造フローの方向性などが、発生する組織変化に影響を与えると考えられるからである。

その一つの例として、Photo. 7 にスラスト型寿命試験の同じ条件下で、試験温度だけ 120°C にして試験した場合に見られた組織変化を示す。

120°C の場合も 樹枝状炭化物は発生するが、ほぼ同じ発生確率で Photo. 7 のような組織変化も発生する。

Photo. 7 の組織変化は Lenticular Carbide を伴った WEC であり、ころがり軸受において観察されたものとほとんど同じ形態である。

したがって、ころがり軸受においてもスラスト型寿命試験の場合と同じ樹枝状炭化物が発達して、はくりに至るとは言い切れない。

Table 10 において表面起点はくりにおいても樹枝状炭化物を伴うはくりがみられることは、表面起点は

Table 10. Number of spalls with dendritic carbide.

Fatigue origin	Austenitized at	Number spall observed	Number spall with dendritic carbide
Subsurface	780°C	14	12
	900	14	11
Surface	780	10	2
	900	10	1

(a) Cross sectional view

(b) Horizontal view

Photo. 7. Microstructural alternation caused at 120°C. (White etching constituent)

くり寿命試験が完全に表面からだけクラックを発生させる条件下で行われなかったことを示していると考えべきであろう。しかし、その大半は樹枝状炭化物が発生する以前にすでにはくりしており、われわれの目的は一応達成しているものと考えられる。

4. ま と め

(1) 研削仕上げ面, ベルト研磨面, 研削目残りラッ

プ仕上げ面の試験片はいずれも表面にあらさの山を起点とするクラックを発生し、その伝ばによって表面起点のはくりを生じた。

(2) これらのグループはラップ仕上げ面 ($R_a 0.06 \sim 0.09 \mu m$) のグループに比べて 数分の 1 の寿命に低下する。

(3) 研削仕上げ面試験片による表面起点はくり寿命とラップ仕上げ面試験片による内部起点はくり寿命試

験を行なったところ, ESR材と脱ガス材, および浸炭鋼SAE4320の溶解チャージの異なる材料など, 非金属介在物の相違がみられるグループの寿命は, 内部起点はくりの場合に明らかに差が現われるが, 表面起点はくりの場合はまったく差がみられなかった。

(4) 浸炭鋼2次焼入温度の影響は内部起点はくりの場合はほとんどみられず, 表面起点はくりの場合に, 焼入温度の増大に伴いやや寿命が増加する傾向がみられた。

(5) 主として内部起点はくりの場合樹枝状炭化物とみられる白色の組織変化が観察された。

樹枝状炭化物は介在物を起点として発生し, 樹枝状炭化物が発達するとその界面からクラックが生じて, はくりに至るものと考えられる。

(文 献)

- 1) Tallian, T.E., McCool, J.I. and Chiu, Y.P.; "An Engineering Model of Spalling Fatigue Failure in Rolling Contact", *Wear*, **17** (1971), 433.
- 2) Littmann, W.E. and Widner, R.L.; "Propagation of Contact Fatigue from Surface and Subsurface Origins", *Trans. ASME*, **D**, **88** (1966), 624.
- 3) Martin, J.A. and Eberhardt, A.D.; "Identification of Potential Failure Nuclei in Rolling Contact Fatigue", *Trans. ASME*, **D**, **89** (1967), 932.
- 4) Littmann, W.E., Widner, R.L. and Wolfe, J.O.; "The Role of Lubrication in Propagation of Contact Fatigue Cracks", *Trans. ASME*, **F**, **90** (1968).
- 5) Sugino, K., Nagumo, M. and Miyamoto, K.; "Failure Process of Bearing Steel in Rolling Contact Fatigue", *Trans. ISIJ.*, **11** (1971), 9.
- 6) Sheehan, J.P. and Howes, M.A.H.; "The Effect of Case Carbon Content and Heat Treatment on the Pitting Fatigue of 8620 Steel", *SAE paper*, No. 720268 (1972).
- 7) Vaessen, G.H.G. and De Gee, A.W.J.; "Rolling Contact Fatigue of Maraging Steels of Different Production History", *EHL*, 1972 Symp. IME, C7/72.
- 8) Cheng, H.S.; *Trans. ASME*, **F**, **94** (1972), 35.
- 9) Danner, C.H.; "Fatigue Life of Tapered Roller Bearings under Minimal Lubricant Films", *ASLE Trans.*, **13** (1970), 241.
- 10) Johnson, R.F. and Sewell, J.F.; "The Bearing Properties of 1% C-Cr Steel as Influenced by Steelmaking Practice", *JISI*, **196** (1960), 414.
- 11) 岡本, 仕幸; 軸受鋼のころがり疲労寿命におよぼす非金属介在物の影響 製鉄研究, (1971) 273, 108
- 12) Enekes, S.; "Effects of Some Metallurgical Characteristics on the Fatigue Life of Bearing Steels", *JISI*, **210** (1972), 83.
- 13) Martin, J.A., Borgese, S.F. and Eberhardt, A.D.; "Microstructural Alternations of Rolling Bearing Steel Undergoing Cyclic Stressing", *Trans. ASME*, **D**, **88** (1966), 555.
- 14) Buchwald, J. and Heckel, R.W.; "An Analysis of Microstructural Changes in 52100 Steel Bearings during Cyclic Stressing", *Trans. ASM*, **61** (1968), 750.
- 15) 坪田, 結城, ほか; 転動疲労組織について 鉄と鋼, **57** (1971) 4, S206