

## 論 文

軸受鋼の寿命に及ぼす冷間圧延と高温加熱  
処理の影響

© 1984 ISIJ

坪田 一一\*・大西 公雄\*<sup>2</sup>・坂上 高志\*・石原 晟好\*<sup>2</sup>Effect of Cold Working and High Temperature Treatment of High  
Carbon Chromium Bearing Steel on Its Rolling Contact Fatigue Life

Kazuichi TSUBOTA, Kimio OHNISHI, Takashi SAKAJI, and Akiyoshi ISHIHARA

## Synopsis :

High-carbon chromium bearing steel tubes rolled in the cold pilger mill were tested in the thrust type rolling contact fatigue testing machine. Their fatigue lives were evaluated as influenced by cold rolling and also by spheroidization at high temperature heat treatment of sulfides elongated during cold rolling. Life of cold rolled tubes with a regular 70% of reduction in area extended more than three times as long as that of hollows and the same cold rolled ones endured over six times more than hollows when heat treated as high temperatures subsequent to cold rolling. It was revealed that nonmetallic inclusions finely dispersed by cold rolling and sulfides spheroidized by high temperature treatment as well contributed to a remarkable improvement in fatigue life of high-carbon chromium bearing steel.

## 1. 結 言

ころがり軸受の寿命（はく離発生までの総応力くり返し数）が改善されると軸受の信頼性が向上し、それを使用する機械の性能向上もしくは軸受自体の小型軽量化が可能となる。従来から軸受の寿命の向上に関しては多くの研究が行われてきた。特に鋼質面に関しては溶鋼の脱ガス処理などによる鋼中の酸化物系介在物の減少が顕著な寿命改善効果をもたらすことが明らかにされている<sup>1)~3)</sup>。このことは酸化物系介在物の周辺に発生する応力集中<sup>4)</sup>がはく離の発生に大きな影響を及ぼすことを意味している。

一方鋼中での非金属介在物の量が同じであつてもそれらが微細に分散しておれば個々の介在物粒子の寸法は小さいはずである。したがつてそれによる局所的な応力集中の及ぶ範囲が狭くなり<sup>4)</sup>、結局非金属介在物の微細化は寿命の向上をもたらすはずである。

最近小型・量産軸受（#6206 など）の内外輪は切削加工の能率向上を主目的として冷間ピルガー圧延機<sup>5)</sup>による冷間圧延鋼管から製造されることが多い。このような鋼管では非金属介在物の総量自体は冷間圧延の前後で変化せず、冷間圧延によつて必然的におこると考えられる非金属介在物の形状変化—酸化物系介在物の破碎による微細化と硫化物系介在物の延伸—が寿命に何らかの影響を及ぼすであろう。

そこで本研究では冷間ピルガー圧延による非金属介在物の形状変化による寿命への影響を調査した。また、スラスト型ころがり疲れ試験機<sup>6)</sup>（以下スラスト試験機、その試験片をスラスト試験片）による寿命試験用のスラスト試験片作成時の熱処理によつて冷間圧延で長く伸びた硫化物系介在物が著しく球状化することが判明したので寿命に及ぼすその効果についても調査した。

なお硫化物系介在物が高温加熱によつて球状化するということについての報告<sup>7)</sup>は見られるが、ころがり寿命とそれとの関連を述べた報告はまだないようである。

## 2. 供試材および実験方法

## 2.1 供試材

本実験では供試材として 60t 電気炉で溶製し脱ガス処理を行つた SUJ 2 を用いた。その化学成分を Table 1 に示す。

本実験では酸素含有量と S 含有量の異なるヒートを選定し、酸化物系介在物と硫化物系介在物の総量と、冷間圧延によるそれらの形状変化の寿命に及ぼす影響についても調査した。

## 2.2 ころがり疲れ試験方法

本実験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。試験条件を以下に示す。なおこの試験機で得られる寿命は実体軸受のそれと定性的によく一致するとされている<sup>8)</sup>。

昭和 55 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 58 年 9 月 6 日受付 (Received Sep. 6, 1983)

\* 山陽特殊製鋼(株)技術研究所 (Technical Research Laboratories, Sanyo Special Steel Co., Ltd., 3007 Aza-Ichimonji Nakashima Shikama-ku 672)

\*<sup>2</sup> 山陽特殊製鋼(株) (Sanyo Special Steel Co., Ltd.)

Table 1. Chemical composition of high carbon chromium bearing steels tested (wt%).

heat	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cu	Mo	Cu	O
A	0.98	0.23	0.29	0.011	0.013	0.05	1.31	0.02	0.06	0.0014
B	0.98	0.23	0.29	0.010	0.014	0.04	1.32	0.01	0.07	0.0014
C	1.02	0.22	0.28	0.007	0.012	0.03	1.32	0.01	0.06	0.0012
D	0.99	0.31	0.47	0.013	0.013	0.04	1.41	0.02	0.07	0.0010
E	0.98	0.25	0.37	0.016	0.002	0.03	1.39	0.01	0.02	0.0008
F	0.98	0.31	0.46	0.017	0.009	0.05	1.40	0.02	0.06	0.0006
G	1.00	0.27	0.41	0.012	0.013	0.04	1.33	0.02	0.05	0.0006

- 最大ヘルツ圧縮応力 ( $P_{max}$ ) : 500 kgf/mm<sup>2</sup>
- 応力くり返し速度 : 1 800 c.p.m.
- 潤滑油 : #60 スピンドル油
- 潤滑油温度 : 30~31°C
- 試験片表面仕上げ ( $H_{max}$ ) : ~0.35  $\mu$ m
- 弾性流体潤滑油膜厚パラメータ : 約 0.7  
(TALLIAN<sup>9</sup>), CHENG<sup>10</sup>) の式による)
- スラスト試験片かたさ : HRC 62~63

### 2.3 スラスト試験片作成方法

供試材の冷間圧延には冷間ピルガー圧延機を用いた。その主要部を Fig. 1 に示す。

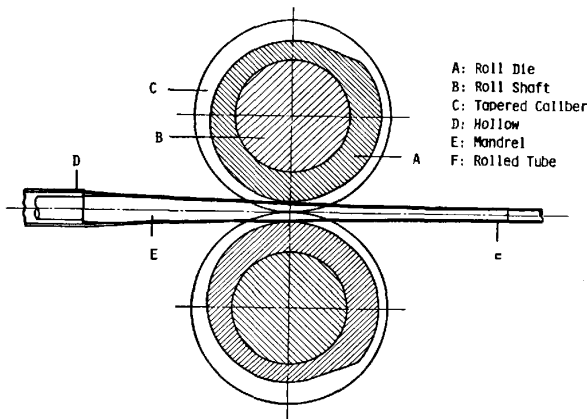
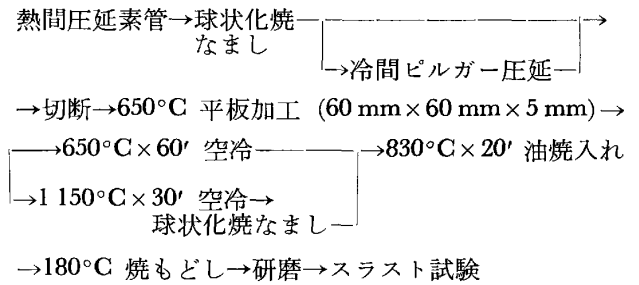


Fig. 1. Schematic view of cold pilger rolling.

冷間ピルガー圧延は鋼管の内径を決定するためのマンドレルを素管の内面に挿入し、オーバル形状の穴型を有する上下一対のロールが往復運動を行うことによつて外径および肉厚を減少せしめることによつて行われる。マンドレルは圧延中一定の位置に固定されている。またロールの往復ごとに素管を一定角度回転せしめ、同時に素管を前方へ送り、しだいに外径と肉厚とを減少せしめて所定の寸法に仕上げる。したがつて1回の圧延で大きな減面率 (SUJ 2 の場合通常最高 75% 程度) がとれるため、同一減面率にするには加工途中で数回の焼なまし、脱脂、矯正を必要とする引き抜きより生産性が良い。

本実験では冷間ピルガー圧延用素管および冷間圧延管から次の方法によつて厚さ約 5 mm のスラスト試験片

を作成した。



本実験では焼もどし時間の調整によつてスラスト試験片のかたさを HRC 62~63 とした。また本実験では上述の 650°C x 60' 空冷材と、1 150°C x 30' 空冷→球状化焼なまし材とを 830°C で油焼入れし、さらに焼もどしをしたスラスト試験片について炭化物粒度、残留オーステナイト量、および炭化物の面積率を調査した。その結果後述するようにいずれの場合も著しい差異が認められなかつた。したがつて以下の寿命試験結果が上述のスラスト試験片の製造履歴の差異の影響を受けていることはないと判断した。

なおスラスト試験はすべて鋼管の外面上について行つた。また厚さ 5 mm のスラスト試験片が各減面率による冷間圧延管から採取できるよう素管の寸法および冷間圧延寸法を調整した。

### 2.4 硫化物系介在物の球状化率の定義

硫化物系介在物の球状化率の寿命に及ぼす影響を評価するため、硫化物系介在物の球状化率を次のように定義した。

試片を 1 000 倍で検鏡したとき、長さ 7  $\mu$ m 以上にわたつて分離して断続的に球状化した硫化物系介在物がほぼ一直線上にならび、かつもともと 1 ケの硫化物系介在物であつたと観察されるものを“球状化した硫化物”と見なし、単位検鏡面積内での硫化物系介在物(長さ 7  $\mu$ m 以上のもの)の総個数に占める“球状化硫化物系介在物”の個数を球状化率とした。

ここで 7  $\mu$ m を限界長さとしたのは、これ以下の長さの硫化物系介在物は球状化しても 2 ケ以上に分離することが少ないのと、あまり短い場合真に球状化したのかどうか判断しにくいという実験手法上の理由による。

### 3. 実験結果

#### 3.1 冷間圧延による非金属介在物の形状変化

鋼中の酸化物系介在物はその応力集中作用によつて寿命を著しく低下させる<sup>1)~3)</sup>。一方硫化物系介在物の場合はそれが酸化物系介在物を包含して寿命を改善するという説<sup>11)12)</sup>と、単独で寿命を低下させるというもの<sup>13)</sup>と、さらにほとんど影響しないというもの<sup>1)</sup>などがある。

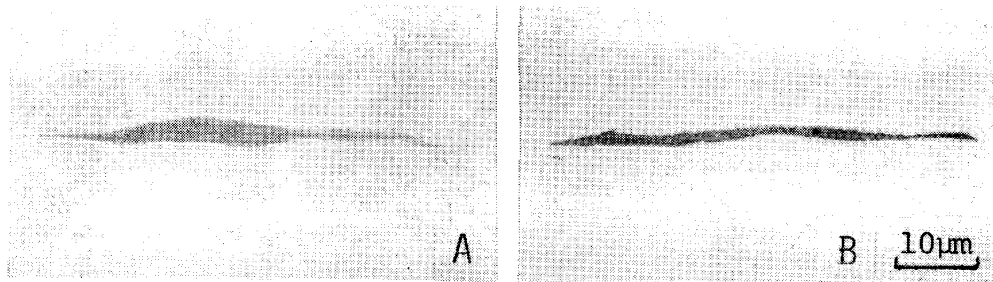
またこれら非金属介在物の寿命への影響は、その総量とともに形態あるいは個々の寸法によつても異なると考えられ、本実験のように総量が同じであつても冷間圧延により非金属介在物が微細化される場合には寿命が改善される可能性がある。

一方、冷間圧延した鋼管を 650°C で平板に加工し、650°C で歪み取焼なましを行つた場合には硫化物系介

在物の形状はほとんど変化しないが、軸受鋼の通常の熱間加工温度に近い 1150°C に加熱すると硫化物系介在物が著しく球状化することが判明した。

そこで本実験では硫化物系介在物の球状化の寿命への影響を調査するため、高温加熱処理によつて硫化物系介在物を球状化した場合についても寿命試験を行つた。

Photo. 1 は減面率 0% (素管) と、約 70% の冷間圧延管を 650°C で平板に加工した場合の硫化物系介在物のマイクロ組織の一例である。また Photo. 2 は減面率約 70% の冷間圧延鋼管における、高温加熱処理による硫化物系介在物の形状変化を示したものである。これらによると冷間圧延によつて硫化物系介在物がやや薄くなることと、冷間圧延しない場合には高温加熱処理をしても硫化物系介在物はほとんど球状化しないが、冷間圧延をすると高温加熱処理によつて著しく球状化することがわ



A : Cold rolling reduction of area=0% (hollow)

B : Cold rolling reduction of area=70% (Heat A flattened at 650°C)

Photo. 1. Microstructure of sulfide in high-carbon chromium bearing steel tubes.

A \ B \ C	Before cold rolling		Cold rolled	
	30 min.	60 min.	30 min.	60 min.
1000°C				
1100°C				
1150°C				

A : heating temperature, B : holding time, C : cold pilger rolling.

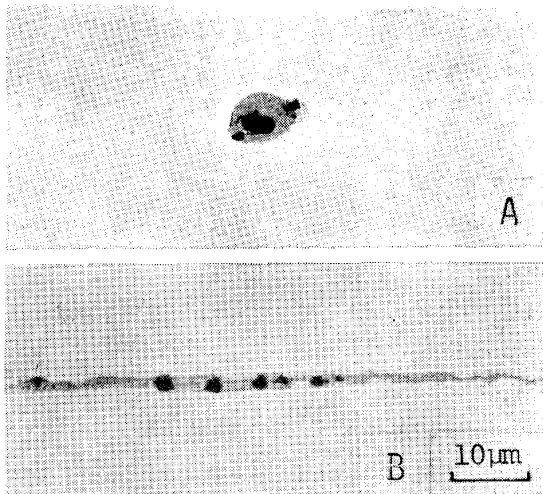
Photo. 2. Change of sulfide inclusion shape in heat A by high temperature treatment subsequent to 70% reduction of area.

かる。本実験ではこの結果から冷間圧延管では  $1150^{\circ}\text{C} \times 30'$  加熱で満足すべき球状化状態が得られるものと判断し、以下の実験ではこの処理を用いた。

なお硫化物系介在物は Photo. 3 に示すように酸化物系介在物をしばしば包含している。また Photo. 3-B からわかるように本実験ではこのような複合介在物が冷間圧延により分離したような例は観察されなかつた。このような複合介在物では冷間圧延によつて主として外周の硫化物系介在物が延伸し、その後の高温加熱処理によつて球状化するが、はじめに包含されていた酸化物系介在物はあまり変形せず、その外周を球状化した硫化物系介在物が包含しているものが多く観察された。

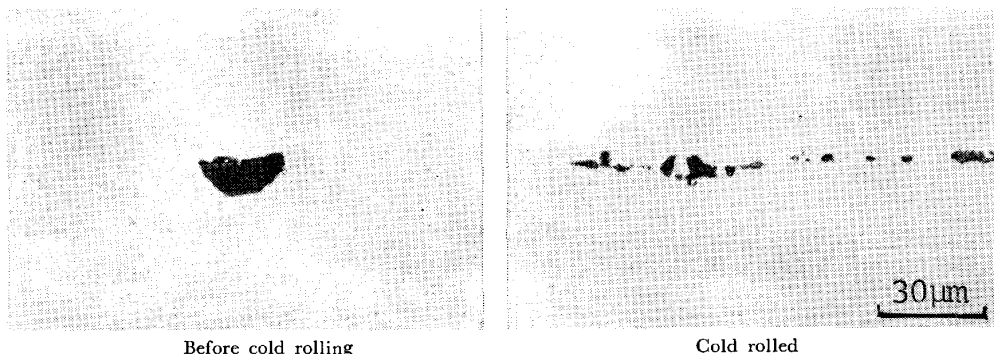
また Photo. 4 に酸化物系介在物の冷間圧延による変化を示す。このように酸化物系介在物は冷間圧延でかなり破碎され、1000 倍程度で検鏡してもその周辺にポイドは観察されなかつた。また当然のことであるが破碎された酸化物系介在物は  $1150^{\circ}\text{C}$  の高温加熱処理をしてその形状の変化は生じなかつた。

なお本実験ではあらかじめいくつかの硫化物系介在物



A : Cold pilger reduction=0% (as hot rolled)  
B : Cold pilger reduction=70%

Photo. 3. Microstructure of sulfide enveloping oxides in high-carbon chromium bearing steel.



Before cold rolling Cold rolled  
Photo. 4. Change of oxide inclusion shape in heat A by cold rolling.

についてX線マイクロアナライザで組成を調査した。その結果すべての硫化物系介在物は  $\text{MnS}$  であり、 $\text{CaS}$  は認められなかつた。したがつて本実験における供試材中の硫化物系介在物はすべて  $\text{MnS}$  であると考えてよいであろう。

### 3.2 寿命試験結果

冷間圧延用素管と、約 70% の減面率で冷間圧延した鋼管について、 $650^{\circ}\text{C}$  で平板に加工した後で  $650^{\circ}\text{C}$  で焼なましをした場合と、 $1150^{\circ}\text{C}$  で加熱処理した場合とについてそれぞれ寿命試験を行つた。

寿命は鋼中の酸素量の増加とともに低下する傾向がある。しかし本実験のように鋼中の非金属介在物の総量に変化せず、単に冷間圧延によつてその形態のみが変化する場合、従来得られている寿命と酸素量に関する知見<sup>1)~3)</sup>と一致するかどうかは明らかでない。そこで本実験では鋼材の横断面 (T面) から採取したスラスト試験片について得られている酸素量と寿命の関係と、ここで得られた鋼管におけるそれとを比較した。

なお鋼材のT面について得た寿命と鋼管の表面の寿命とが酸素量に関して同様の傾向を示すかどうかは不明であるが、鋼管においても酸素量の増加は当然酸化物系介在物量の増加をもたらす、寿命を低下させると考えられる。

Table 2 にスラスト試験片の炭化物粒度、残留オーステナイト量、および残留炭化物面積率を示す。いずれの数値も heat ごとにほとんど差がなく、寿命試験結果の評価において冷間圧延以外のスラスト試験片製造履歴の差異は無視できると考えられる。

寿命試験結果を Fig. 2 に示す。ここに示した寿命はすべて  $L_{10}$  寿命 (90% 残存確率寿命) である。これによると冷間圧延を行わない鋼管の寿命と酸素量との関係は、基本的には従来得られている Fig. 2 中に示した鋼材のT面の寿命と酸素量との関係とほぼ同じであり、冷間圧延を行うとこの関係から同一酸素量でも長寿命側へずれることがわかる。

Table 2. Retained austenite, carbide size and carbide area of rolling contact fatigue testing specimens used to investigate the effect of heating temperature on life.

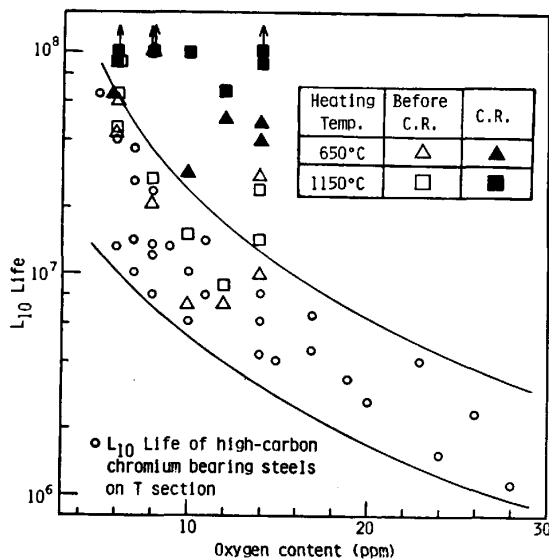
[4]	[3]	650°C						1150°C					
		Before cold rolling			Cold rolled			Before cold rolling			Cold rolled		
		$\gamma_R$ %	C. S. $\mu\text{m}$	C. A. %	$\gamma_R$ %	C. S. $\mu\text{m}$	C. A. %	$\gamma_R$ %	C. S. $\mu\text{m}$	C. A. %	$\gamma_R$ %	C. S. $\mu\text{m}$	C. A. %
A	8	0.43	8.6	7	0.41	8.3	8	0.42	8.5	7	0.43	8.3	
B	7	0.43	8.4	9	0.42	8.4	8	0.42	8.4	10	0.44	8.3	
C	8	0.41	8.7	8	0.44	8.5	7	0.43	8.6	9	0.43	8.5	
D	8	0.42	8.5	9	0.43	8.4	7	0.44	8.3	8	0.44	8.4	
E	7	0.44	8.4	8	0.43	8.4	10	0.43	8.3	7	0.42	8.5	
F	10	0.43	8.4	7	0.42	8.3	8	0.44	8.5	8	0.42	8.5	
G	8	0.45	8.8	10	0.44	8.8	8	0.43	8.7	9	0.44	8.6	

[1]: Heating temperature for flattening of tubes.

[2]: Condition of tubes.

[3]:  $\gamma_R$ : retained austenite, C.S.: carbide size (Mean value of carbide segments intercepted by linear analysis), C.A.: carbide area.

[4]: Heat No.



C.R.: cold rolling.

Heating temperature: Heating Temperature for flattening of tube.

Fig. 2. Effect of oxygen content on rolling contact life of high-carbon chromium bearing steels.

Table 3. Change in life of cold pilger rolled high carbon chromium bearing steels tubes\*.

heat	Oxygen content (ppm)	heated at 650°C		heated at 1150°C	
		Before cold rolling	Cold rolled	Before cold rolling	Cold rolled
A	14	1	4.0	1.4	8.8
B	14	1	1.7	0.9	>3.6
C	12	1	6.9	1.2	9.0
D	10	1	4.0	2.1	13.6
E	8	1	>4.8	1.3	>4.8
F	6	1	1.5	1.1	>1.7
G	6	1	1.5	1.1	2.1
mean	—	1	>3.5	1.3	>6.2

\* Life of tube material before cold rolling was estimated as 1.

またおのおのの寿命試験結果を 650°C×60' 処理した冷間圧延素管の寿命を1として整理したのが Table 3 である。これによると素管を 1150°C で加熱処理した場合あまり大きな寿命の改善は期待できないが、冷間圧延をすると素管にくらべて平均約3倍以上の寿命が得られており、さらにこれを 1150°C で加熱処理すると素

管の平均約6倍以上の寿命が得られることがわかる。なおこれらの数値については、実験時間の関係で有限の  $L_{10}$  寿命が求められなかつたものがあるため厳密な意味での寿命の改善度は求められないので、ここでは“～倍以上”という表現を用いた。

また冷間圧延鋼管について硫化物系介在物の球状化処理の有無について寿命を比較すると、球状化によつて約2倍以上の寿命の改善が認められる。

本実験の範囲で寿命の改善度を直接比較すると、最も少ない場合でも冷間圧延により約1.5倍、球状化処理により約2倍となる。

また鋼中の酸素量と冷間圧延による寿命の向上度との関係を見ると、酸素量の多い場合の方が向上度が大きいようであり、硫化物系介在物の球状化を行うと、鋼中の酸素量に関係なく長寿命となり寿命差が少なくなるようである。

なお、本実験では鋼中のS含有量と冷間圧延による寿命改善効果の間には関連が見られなかつた。

### 3.3 減面率と寿命の関係

以上のように高減面率で冷間加工を行うと寿命が大幅に改善されることが判明したので、減面率と寿命の関係を調査するため、減面率を0~70%に変化させた鋼管について寿命試験を行った。ここでは供試材として酸素量の上限と下限のものを選んだ。

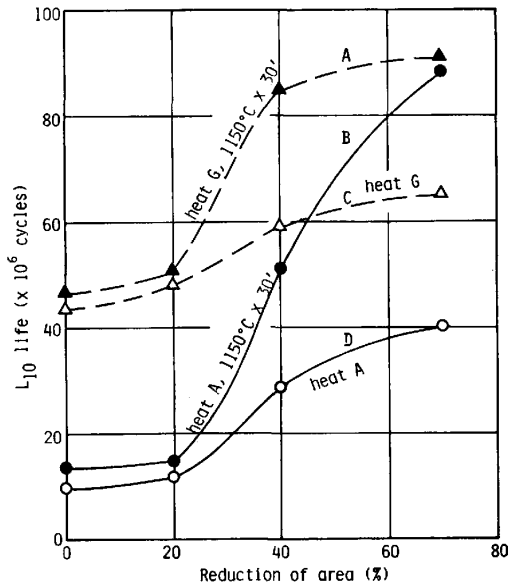
Table 4 にスラスト試験片の炭化物粒度、残留オーステナイト量などを示す。いずれの数値も heat ごとに、また減面率の変化によつて差がないことがわかる。なお減面率20%と40%の場合については炭化物粒度と炭化物面積率を測定していないが、マイクロ組織観察によれば0%と70%のものほとんど同様であつた。

寿命試験結果を Fig. 3 に示す。これによると寿命は減面率の上昇とともに改善され減面率が約30%以上になると寿命の向上が顕著になり、70%ではほぼ飽和しているようである。

Table 4. Retained austenite, carbide size and carbide area of rolling contact fatigue test specimens used to investigate the effect of reduction of area on life.

heat	Heating temperature* <sup>1</sup> (°C)	Retained austenite (%)				Carbide size (μm)* <sup>2</sup>		Carbide area (%)	
		0	20	40	70	0	70	0	70
A	1 150	9	8	8	7	0.42	0.44	0.44	0.42
A	650	8	8	9	7	0.43	0.44	0.42	0.45
G	1 150	10	8	7	9	0.44	0.43	0.43	0.44
G	650	8	7	8	8	0.42	0.43	0.44	0.43

\*<sup>1</sup>: Heating temperature for flattening of steel tubes.  
 \*<sup>2</sup>: Mean carbide size of a segment of a line on carbide at linear analysis.



A : heat G : spheroidization of sulfide at 1 150°C×30'.  
 B : heat A :  
 C : heat G : sulfides not spheroidized.  
 D : heat A :

Fig. 3. Effect of reduction of area in cold rolling on rolling contact life of high-carbon chromium bearing steels.

また Fig. 4 は 1 150°C×30' の硫化物系介在物の球状化処理を行った場合の減面率と球状化率の関係を示したものである。

Fig. 3 と Fig. 4 を比較すると寿命の向上度と硫化物系介在物の球状化率の変化とは定性的によく一致した傾向を示しており、硫化物系介在物の球状化が寿命を著しく改善することがわかる。

なお軸受鋼管の実生産における減面率は通常 60~75% 程度であるから、実際には飽和した寿命改善度を有する鋼管が市場に流通しているものと考えられる。

本実験と同一の条件で軸受鋼のスラスト試験を行うと、はく離の直下に板状炭化物がしばしば観察されることはすでに報告した<sup>14)</sup>。そこで本実験でもはく離直下の板状炭化物の発生率を調査したところ、はく離の 81% (板状炭化物をともしはく離と総はく離数の比) に板

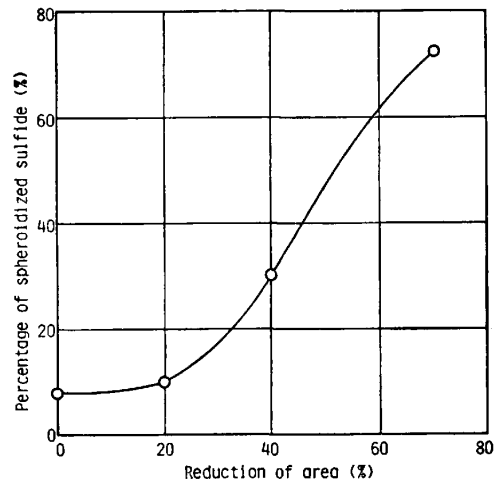


Fig. 4. Effect of reduction of area on percentage of spheroidized sulfides in heat A heated at 1 150°C for 30 min. followed by air cooling.

状炭化物が観察された。

#### 4. 考 察

以上の結果から冷間圧延によつて軸受鋼の寿命がかなり改善されるとともに、さらに高温加熱処理を行うと寿命が顕著に向上することが判明した。

焼入・焼もどしによつて HRC 62~63 のかたさを有する軸受鋼中ではころがり応力によつて基地中の C と N が拡散し、拡散した C と N の量が多い場合は板状炭化物を形成し、それらが少ない場合には Cottrell 雰囲気形成していずれの場合も転動面下にき裂を生じてはく離に到ることはすでに報告した<sup>14)15)</sup>。

本実験の場合もこれと同様の現象が転動面下で起こっているはずであり、前述のように微小な板状炭化物がはく離周辺に約 81% 生成していることはそれを裏づけている。

一方板状炭化物はすでに報告したように酸化物系介在物間の応力集中域に生成する<sup>16)</sup>。またこのような領域では C と N がころがり応力によつて拡散<sup>15)</sup>し富化しているはずである。さらに酸化物系介在物が大きいほど応力集中が大きくなり形成される板状炭化物も大きくなると考えられる。

したがつて冷間圧延率の向上とともに寿命が向上するのは、酸化物系介在物が冷間圧延によつて破碎され、それによつて応力集中が低下し転位密度が相対的に低下してころがり応力によつて拡散した C と N が捕捉されにくくなり、結局板状炭化物が生成しにくくなるか、あるいはマイクロき裂が生成しにくくなるためであろう。

一方本実験では冷間圧延のほか高温加熱処理による

硫化物系介在物の球状化によつて顕著な寿命の向上が得られることが判明した。

硫化物系介在物の熱膨脹係数は軸受鋼の基地のそれより大きいため、その周辺に圧縮の残留応力を生じさせる。このため硫化物系介在物が酸化物系介在物を包含するとその引張の残留応力を減じることになり、寿命が改善されるといわれている<sup>17)</sup>。

しかし一方で硫化物系介在物は浸炭鋼の回転曲げ疲れにおいて Fish eye の生成源となる<sup>18)</sup>。このように硫化物系介在物は高硬度鋼中では応力集中源としての作用を有している。また硫化物系介在物はその形態、大きさ、転動面での位置によつては寿命に悪影響するともいわれている<sup>19)</sup>。

これらの結果から考えると硫化物系介在物は、鋼中の酸素量が多く酸化物系介在物が多い場合にはそれを包含して応力集中を低下させ寿命を改善するが、酸化物系介在物が少ない場合は単独のものが増加してかえつて寿命を低下させると考えるべきであろう。

本実験では酸化物系介在物を硫化物系介在物が包含している場合、冷間圧延によつてそれらが分離したものは観察されなかつた。したがつて、冷間圧延によつて酸化物系介在物を硫化物系介在物が包含してその応力集中を低下させる作用は消失しない。このことから冷間圧延後長く延伸した硫化物を球状化させることによる寿命の向上は結局硫化物系介在物の応力集中がその球状化によつて低下したためであると考えられるべきであろう。

一方上述したようにスラスト試験ではころがり応力によつて C と N が拡散し転動面下に板状炭化物を形成するか、あるいは C と N の富化域が形成されてそれらからき裂が生じてはく離に到るわけであるが、硫化物系介在物を球状化することによつて寿命が著しく改善されることから考えると、硫化物系介在物はそれ単独の応力集中か、あるいは酸化物系介在物との相互作用により C と N の富化域の形成を促進するか、あるいは板状炭化物の生成等を促進する作用を有していると考えられる。

したがつて軸受鋼中の S 含有量は切削性を考慮するとあまり少量にすることは問題があるが、鋼中の酸化物系介在物を包含するに必要な量にとどめあまり多量に添加することは適当でない。

## 5. 結 論

寿命に及ぼす冷間圧延およびそれにつづく高温加熱処

理の影響について調査し次の結果が得られた。

(1) 軸受鋼を約 70% の減面率で冷間ピルガー圧延を行うと圧延前の素管の寿命より平均約 3 倍以上寿命が向上することが明らかとなつた。これには冷間圧延による酸化物系介在物の破砕と硫化物系介在物の延伸とが寄与していると思われる。

(2) 冷間ピルガー圧延後さらに高温加熱処理を行なうと硫化物系介在物が球状化し、寿命が原素管の平均約 6 倍以上になることがわかつた。そのことから硫化物系介在物の球状化が寿命を著しく向上させることがわかる。

(3) 硫化物系介在物の球状化による寿命の改善度は、その球状化率の向上度と定性的に一致する。

本研究の遂行に当たり多大の御指導と御鞭撻をいただいた当社代表取締役副社長上杉年一博士、同専務取締役小柳 明博士、および供試材の製造ならびに寿命試験等について御協力いただいた方々に厚く御礼申し上げます。

## 文 献

- 1) L. O. UHRUS: "Clean Steel", Iron Steel Inst. Spec. Rep., No. 77 (1963), p. 104
- 2) 結城 晋, 梶川和男, 山口 旻: 鉄と鋼, 51 (1965), p. 2071
- 3) 高田浩年: 潤滑, 14 (1969), p. 485
- 4) D. BROOKSBANK and K. W. ANDREWS: JISI, 207 (1969), p. 474
- 5) F. W. NEUMANN and E. SIEBEL: Stahl Eisen, 74 (1954), p. 133
- 6) 上野 学, 中島宏興, 池田定雄: 鉄と鋼, 46 (1960), p. 344
- 7) 西田 稔, 加藤俊之, 田中哲夫: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 1533
- 8) 古村恭三郎, 平川 清: NSK Bearing Journal, No. 638 (1979), p. 1
- 9) T. E. TALLIAN: ASLE Trans., 10 (1967), p. 418
- 10) H. S. CHENG: Trans. ASME, J. of Lub. Tech., 92 (1970), p. 155
- 11) C. M. LYNE and A. KASAK: Trans. ASM, 61 (1968), p. 10
- 12) S. ENEKES: JISI, 210 (1972), p. 83
- 13) 斎藤 誠, 関谷重信: 電気製鋼, 46 (1975), p. 147
- 14) 坪田一一: 鉄と鋼, 68 (1982), p. 1046
- 15) 坪田一一: 鉄と鋼, 69 (1983), p. 853
- 16) 坪田一一: 鉄と鋼, 68 (1982), p. 2037
- 17) D. BROOKSBANK and K. W. ANDREWS: JISI, 208 (1970), p. 582
- 18) 坪田一一, 小林一博, 坂上高志: 熱処理, 23 (1981), p. 193
- 19) 大沢真澄: 不二越技報, 22 (1966) 2, p. 25