

6) 日下, 荒木, 佐々木: 鉄と鋼, 51 (1965) 11, p. 2084

一 討 論

[質問] 石川島播磨 利岡 靖継

1. 高温迅速窒化により生じた窒化層に急激な硬度変化が生じているが, 使用面からみて機械的性質は従来鋼 SACM 1 にくらべてどうか。

[回答]

今回は迅速窒化鋼の窒化層について報告致しましたので機械的性質については深くは追求しておりませんが以前の結果にて回答させていただきます。御質問の内容は高温の焼戻しによる Core 部の機械的性質と窒化層境界

における剝離の2つの問題を含んでいると思います。第1の機械的性質について1例を圧縮変形について示しますと Fig. 1 のようになり, SACM-1 にはもちろんおよびませんが, 実用上とくに問題はないものと思われま

ず。第2の剝離については検出方法に問題がありますが適当な方法がありませんので窒化層を圧下した場合の亀裂発生状況から比較しますと Photo. 1 のようになり N 6 鋼は N 1 鋼 (SCM-1) より多少弱いが大きな差ではありません。

なお機械的性質については本誌, 第49年 (1963) 第3号 550 に一部報告しております。

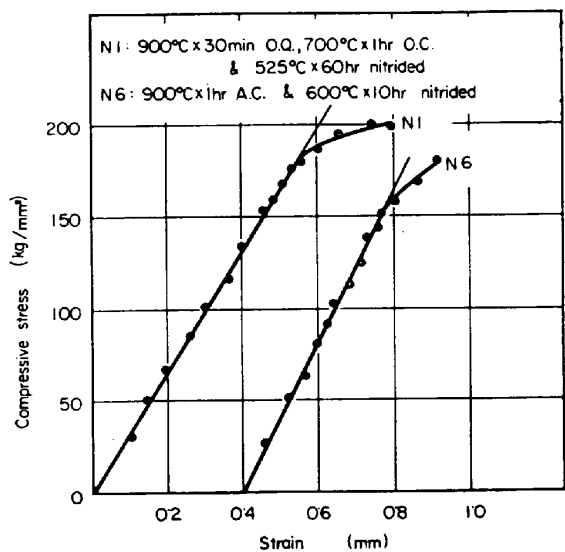


Fig. 1. Relation between compressive stress and strain.

### 1%Cr 鋼の浸炭および浸炭窒化層の昇温ころがり疲れ特性\*

金属材料技術研究所 倉部 兵次郎  
 東京大学工学部 工博 荒木 透  
 Rolling Fatigue Characteristics of Carburized or Carbonitrided 1%Cr Steel at Elevated Temperatures

Hyojiro KURABE and Dr. Toru ARAKI

#### 1. 緒 言

ガス浸炭窒化は浸炭ガスに 5~15% の NH<sub>3</sub> ガスを添加して, C と N を同時に拡散させる処理で, 原理は簡単であるが雰囲気中の C および N ポテンシャルを任意に正確に制御することはむずかしい。C ポテンシャルが高い場合浸炭窒化層の表面に薄い N を固溶した炭化物層 “Compound layer” を生成するが, 低い場合はオーステナイト相への C と N の固溶拡散となる。本研究における浸炭窒化層は後者の状態を意味し, 高炭素鋼における窒素の挙動を調べることを目的とする。浸炭窒化層の物理的または機械的性質に関する資料は乏しく, そのため浸炭窒化の利点は十分に確認されていない。筆者らは浸炭窒化におよぼす鋼中の微量元素の影響を調べているが, 今までの結果から浸炭窒化層は常温よりは昇温状態ですぐれていることが予想された。このことは浸炭または浸炭窒化したクロム鋼の常温における回転曲げ疲れの耐久限度は両者とも差はなく<sup>2)</sup>, 高速摩耗試験では浸炭窒化層がかなり優れている<sup>3)</sup> ことから理解される。耐熱軸受研究委員会<sup>4)</sup> で試作した五球式高温ころがり疲れ試験機を用いて, 浸炭または浸炭窒化したクロム鋼の昇温ころがり疲れ試験を行なった結果両者に相違が認められたので次に報告する。

#### 2. 供試材と実験方法

供試材としてクロム鋼 21 種を採用し, 組成を Table 1 に示す。また比較材として市販の軸受鋼 2 種の鋼球を用いた。

五球式高温ころがり疲れ試験機は 1/2" 鋼球の寿命を調べるために設計されたもので, 原理は外輪内の下段 4 コの 1/2" 鋼球上を試料球が回転し, 発生したフレイキ

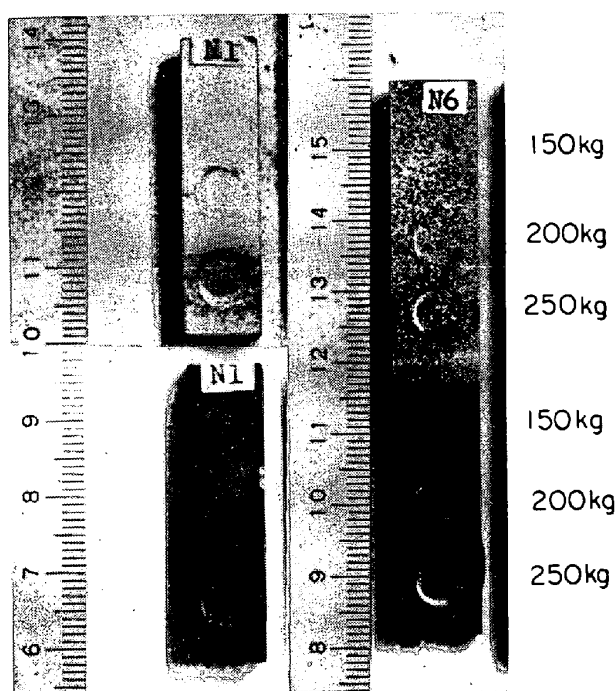


Photo. 1. View of compressed patterns.

\* 第73回講演大会にて発表 講演番号 218 昭和42年5月10日受付

Table 1. Chemical composition of steels.

Steels	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni
SCr Ball-bearing*	0.15 0.95~1.10	0.31 0.4~0.7	0.76 0.90~1.15	0.01 <0.025	0.01 <0.025	1.01 1.30~1.60	0.105 —

\* By JIS.

Table 2. Conditions of heat-treatment.

Marks	Temp. (°C)	Furnace gas	Dew point (°C)		Surface concentration*	
			Generator	Furnace	C (%)	N (%)
C 1	930	Carburizing	0~1	-8~-10	0.97	—
C 2	930	//	0~1	-7~-9	1.02	—
CN 1	850	// +10%NH <sub>3</sub>	0~1	4~6	1.05	0.71
CN 2	850	// //	0~1	4~6	1.01	0.85
C.N 3	850	// //	0~1	5~8	0.86	0.58

\* Analysis of 0.1 mm thin plate.

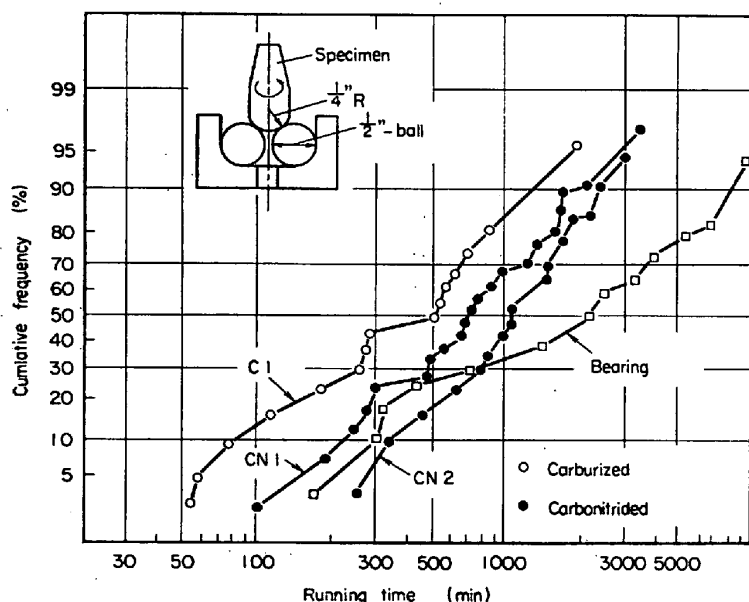


Fig. 1. Fatigue life of carbonitrided or carburized steel at 100°C testing.

ングの振動により自動的に停止する構造になっている。

本実験では球状試験片の加工が困難なため、Fig. 1に示すような一端を球面にしたピボット型試験片に改良を加えて使用した。試験片の処理は有効炉内寸法 150 mm  $\phi$   $\times$  150 mm の耐熱鋼管製ガス浸炭炉で 6hr 処理した。浸炭および浸炭窒化条件と試料表面の C 量または N 量は Table 2 に示す。

試験片は浸炭炉内で空冷後、830°C 5 min 間再加熱し、塩水焼入れ後ただちに液体窒素中でサブゼロ処理し、さらに 160°C 2 hr 焼もどした。焼入れ硬化した試験片を試験機に取り付けた後、振動を少なくするため回転しながらエメリー 04 まで研磨した。試験条件は回転速度 10000 回/min、最高ヘルツ接触応力 520 kg/mm<sup>2</sup>、外輪温度を 100°C と 150°C にした。また潤滑油としては日本石油製工業用潤滑油 FBK 210 (引火点 254°C) を使用した。

### 3. 実験結果と考察

#### 3.1 ころがり疲れ試験

ころがり疲れ試験値はかなりバラツキを示すが寿命時間の対数値に対し正規分布することが明らかにされているので測定値を対数確率紙にプロットして比較するのが便利である。前述の条件でころがり疲れ試験した結果を試験温度 100°C と 150°C について示したのが Fig. 1 と Fig. 2 である。Fig. 1 より浸炭窒化鋼が浸炭鋼より寿命が長く、また勾配が急になりバラツキが少なくなる傾向にある。浸炭窒化鋼 CN 2 が CN 1 よりやや寿命が長いのは Table 2 にみられるように窒素量が 0.15% 増加したためであろう。一方軸受鋼はこれらの表面硬化鋼にくらべるとかなり寿命が長く、バラツキも大きい。これはマルテンサイト中に均一に分布した残留球状セメントの効果によるものであろう。次に試験温度 150°C の結果を示す Fig. 2 から、浸炭鋼または軸受鋼のころがり疲れ寿命は浸炭窒化処理によりかなり増加した。特に軸受鋼についてはその効果が著しい。

これはマルテンサイトの強さに対し効果的な固溶 C 量が<sup>5)</sup> 残留セメントのため低下したためと考えられる。なお浸炭窒化したクロム鋼と軸受鋼は同じ値を示した。

#### 3.2 応力影響部 (Stress affected zone)

繰返し応力を受けた軌道面下に腐食されやすい応力影響が存在する。これとフレーキング深さの関係を調べるため、その深さと硬さ分布を測定した。その結果を Fig. 3 と Fig. 4 に示す。Fig. 3 より応力影響部の深さはほぼ 0.17~0.21 mm 前後で、フレーキング深さは 0.08~0.10 mm で前者の半分に相当する。この値は長時間常温ころがり疲れ (最高ヘルツ接触応力 320 kg/mm<sup>2</sup>) を行なったレース材の応力影響の値よりやや深い<sup>6)</sup> が、これは接触応力の違いによるものと考えられる。次に Fig. 4 は応力影響部の硬さ分布を示したもので軌道面下の直角断面の微小硬さの測定は困難なため 45° 方向に切断して測定し、直角方向に換算した値である。浸炭鋼の応力

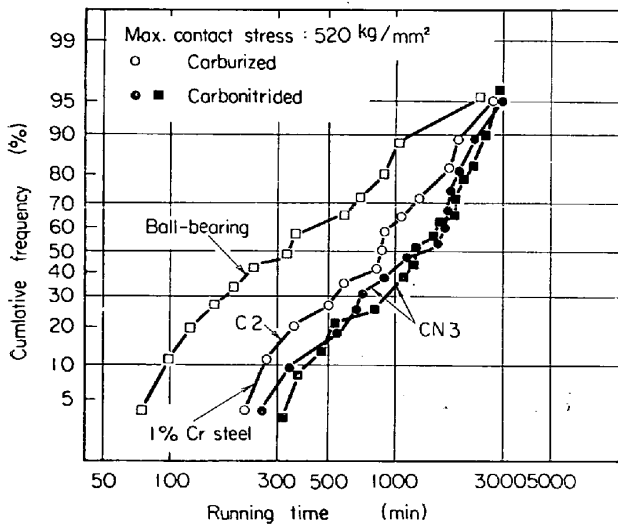


Fig. 2. Fatigue life of ball-bearing and case-hardened steels at 150°C testing.

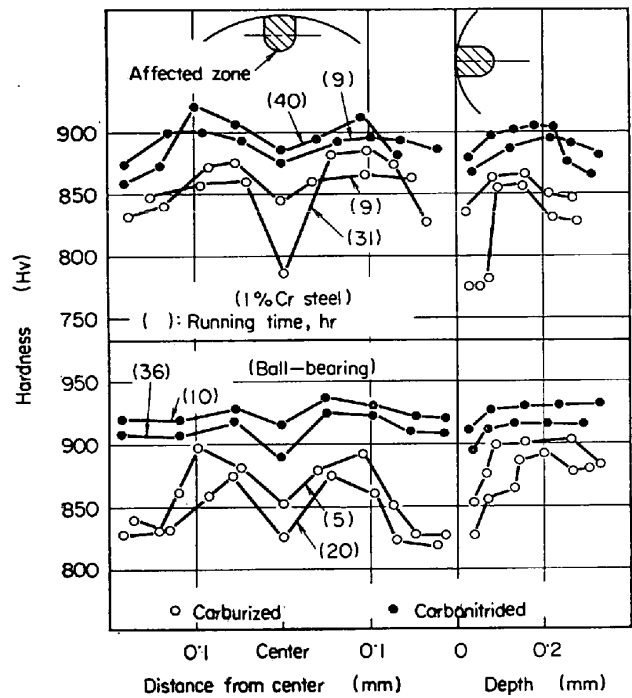


Fig. 4. Hardness distribution at stress affected zone of specimens tested at 150°C.

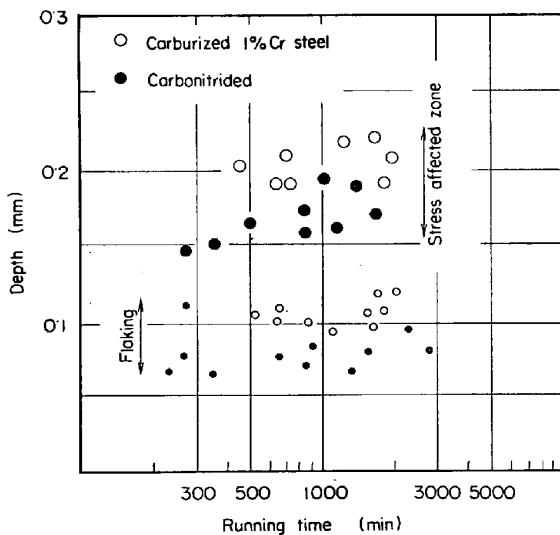


Fig. 3. Depth of flaking and stress affected zone of case-hardened steel at 150°C testing.

影響部の中心部に硬さの低下が認められるが浸炭窒化鋼の低下度は浸炭鋼にくらべて少ない。また影響部の周辺部はマトリックスよりも若干加工硬化している。光学顕微鏡観察によると応力影響部は局所的な焼もどしマルテンサイト組織とマトリックスの混合組織からなっており、前述の結果より、浸炭窒化鋼の焼もどし軟化抵抗は浸炭鋼より優れていることを示唆するものであろう。

### 3.3 高温硬さ

次に浸炭窒化鋼および浸炭鋼の表面の高温硬さを測定した。その結果を Fig. 5 に示す。同図より浸炭窒化鋼は 100~280°C の温度で浸炭鋼より高い値を示し、その差は最高 Hv 70 にも達している。しかし 280°C 以上になると両者はほとんど同じ硬さになる。この硬さ増加は浸炭鋼から類推すると析出硬化によるものと考えられる。また軸受鋼の常温硬さは浸炭鋼より高いが、高温硬さは逆に低下している。これは残留セメントイトの存在により固溶C量が低下しているためと考えられる。

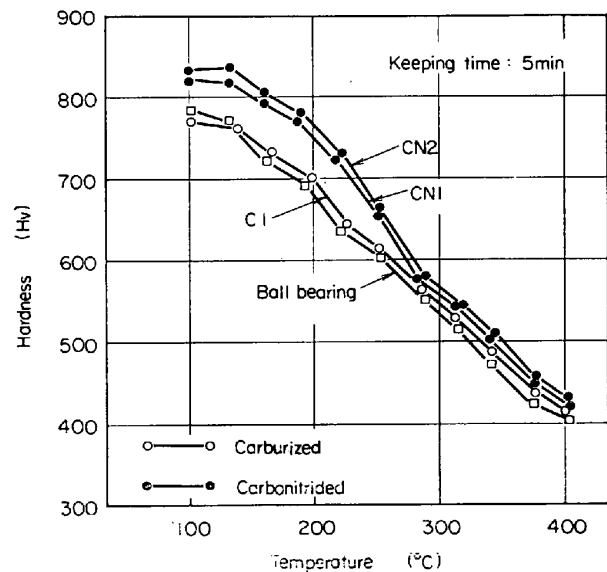


Fig. 5. Hardness of carburized or carbonitrided steel at elevated temperatures.

### 3.4 残留応力

残留応力がころがり疲れ寿命に影響を与えると思われるので、浸炭鋼または浸炭窒化鋼の試料頭部表面における残留応力をX線回折により測定し、その結果を Table 3 に示す。A. J. GENTILEら<sup>7)</sup>は残留応力の存在しない軸受レースをころがり試験した結果、短時間で表面に 56~91 kg/mm<sup>2</sup> の圧縮応力を発生することを認めた。上述の試料表面における残留応力はこれらの値にくらべるとかなり低く、ころがり寿命を左右する程の影響は考えられない。

### 3.5 考察

Table 3. Compressive residual stress of case surface as tempered (kg/mm<sup>2</sup>).

Steels	150°C, 1/2 hr	160°C, 2 hr	200°C, 4 hr
Carburized Cl	—	40~50	5~10
Carbonitrided CN 2	—	20~30	5~10
Carburized*	30	—	—

\* By D. P. KOISTINEN<sup>9)</sup>

ころがり疲れの破壊機構として A. J. GENTILE<sup>7)</sup> のモデルが妥当のように考えられる。すなわち応力影響部は、繰返し応力により介在物または硬い化合物の周辺に加工変形により、微細なセメントタイトの分散した上部ベイナイトまたは変形フェイトラからなる局所的な変質域が生成され、これが割れの源となり伝播してフレーキングとなる。この変質域は寿命時間とともに増加する。割れの伝播はマトリックスの強さに影響され、軟化抵抗が優れているほど昇温ころがり寿命が長く、耐熱軸受鋼の研究<sup>4)</sup>でもこの傾向は認められている。マトリックスの強さを支配する要因としては C また N の固溶強化と微細析出物による析出硬化が考えられる。浸炭窒化鋼の高温硬さ曲線より、280°C 以下の硬化は析出硬化のようにみられ、この原因としては  $\epsilon$ -炭化物と異なる結晶構造をもつ、低炭素-低窒素鋼で確認されている  $\alpha'$ -窒化物の析出<sup>8)</sup>により硬化するものと考えられる。次に焼もどしマルテンサイトの組織と類似している応力影響部の温度は、レース寿命の研究<sup>7)</sup>によると硬さ低下率から調べて約 280°C としている。この場合の試験時間はかなり長く、硬さ低下は保持時間の影響をうけることから実際はもつと低温で、浸炭窒化の効果の存在するような温度範囲にあるように思われる。

#### 4. 結 言

浸炭または浸炭窒化した 1% Cr 鋼と軸受鋼球について最高ヘルツ接触応力 520 kg/mm<sup>2</sup> で昇温ころがり疲れ試験を行なった結果をまとめると次のとおりである。

1. 試験温度 100°C および 150°C では浸炭窒化鋼の疲れ寿命は浸炭鋼にくらべて増加した。市販の軸受鋼球は 100°C では最も長い寿命を示したが、150°C では反対に低下し、浸炭窒化の効果が顕著に認められた。
2. 浸炭窒化鋼の高温硬さは 280°C 以下では浸炭鋼より高く、その差は最高 Hv 70 にも達したが、280°C 以上ではほぼ同じ硬さになった。
3. 応力影響部の深さは約 0.17~0.21 mm でフレーキング深さはその半分であった。
4. 浸炭鋼または浸炭窒化鋼の表面の残留圧縮応力には特に差は認められなかった。

#### 文 献

- 1) 倉部, 荒木: 鉄と鋼, 51 (1965) 11, p. 2186
- 2) 高橋, 橋木: トヨタ技報, 15 (1963) 2, p. 133
- 3) 高橋, 彦坂: トヨタ技報, 16 (1964) 1, p. 55
- 4) 耐熱軸受研究委員会: 鉄と鋼, 51 (1965) 9, p. 1646
- 5) K. J. IRVINE, F. B. PICKERING and J. GARSTONE: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 196 (1960) 1, p. 66
- 6) J. J. BUSH, W. L. GRUBE and G. H. ROBINSON:

- Trans. Amer. Soc. Metals, 54 (1964), p. 390
- 7) A. J. GENTILE, E. F. JORDAN and A. D. MARTIN: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 233 (1965) 6, p. 1085
  - 8) D. P. KOISTINEN: Trans. Amer. Soc. Metals, 50 (1958), p. 227
  - 9) V. A. PHILLIPS: Trans. Amer. Soc. Metals, 56 (1963) 3, p. 600

## 表面に欠陥を持つ材料のころがり疲れ強さについて\*

(補強ロール材の転動による被害に関する研究—V)

日本製鋼所, 室蘭製作所研究所

工博 荒木田豊・堀 清・工藤浩一

Rolling Contact Fatigue Strength of the Materials with Defects on their Surface  
(On the damages due to rolling contact of back up roll materials—V)

Dr. Yutaka ARAKIDA, Kiyoshi HORI and Koichi KUDO

### 1. 緒 言

欠陥を有する材料について各種の材料の強さの研究は多くの研究者によつてなされている。たとえば鑄鋼欠陥材の回転曲げ疲れ強さについては千々岩, 大内田<sup>1)</sup>らが研究しており, ある程度以上の大きさの欠陥を有する材料は耐久限度が低下すると報告している。ころがり疲労被害におよぼす欠陥の影響についてはベアリング鋼などについて介在物の挙動をとりあげているものもあるが<sup>2)</sup>, 介在物より大きなマクロな欠陥についての影響をみているものはほとんど見あたらない。われわれは補強ロールの転動による被害に関する研究を行なつてきたが<sup>3)~6)</sup>, ここではマクロな欠陥がころがり強さに与える影響についての試験を行なつた。すなわち圧延機用の補強ロール製造の際に生じうような欠陥について, それらがころがり疲れ強さにどのような影響をおよぼすかを試作した 3 段ロール型転動試験機によつて試験を行なつた。

### 2. 試料および実験方法

#### 2.1 試 料

本研究に用いた供試材は 0.4% の炭素鋼で 80  $\phi$  の丸棒に鍛造後, 焼鈍を行なつたものである。顕微鏡組織はフェライト+パーライトであり, 硬さは HB 180 であった。この材料の化学成分を Table 1 に示す。

#### 2.2 試験片の種類 (欠陥の種類)

試験片の形状はすでに第 I 報で報告してあるのでその

Table 1. Chemical composition of material.

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
0.39	0.26	0.51	0.017	0.006	0.15	0.07	0.04

\* 第73回講演大会にて発表 講演番号 220 昭和42年5月10日受付