

その消滅のためには鋼材材質に悪影響を与えない温度範囲で均熱拡散が可能であり、この点 WC を含む工具鋼の場合のように、鍛造によらないと炭化物の分散ができないものと異なるのである。巨大炭化物組成は $(Fe, Cr)_3C$ であり、拡散の点では、この組成で最も拡散速度の遅い Cr に注目すれば良いと言える。鑄造組織にみられる巨大炭化物の間隔はその大きさに比べ十分大きいので、その最大大きさの 1 個の Cr 球が無限の基地中を拡散する場合を仮定して、均熱拡散の計算を行ない、その球の中心の濃度 C (初めの濃度 C_0) の変化を求めると、

$$\frac{C}{C_0} = 2 \sum_{n=1}^{\infty} (-1)^{n+1} \exp\left(-\frac{n^2 \pi^2 4Dt}{a^2}\right) = f\left(\frac{4Dt}{a^2}\right) \quad (1)$$

D : 拡散定数, t : 時間, a : 巨大炭化物最大粒半径が得られる。この式から、

$$4Dt/a^2 = 2.5 \quad (2)$$

になると C/C_0 は 1/100 の桁になり、十分拡散が進み基地との濃度差はなくなる。(2) において巨大炭化物粒径については Fig. 1 から CC 18 は $2a=60\mu$, CC 25 は $2a=30\mu$ とし、 t に Fig. 3 に示される均熱条件を入れると D は Table 2 のようになり、SEITH³⁾ の Fe 中の Cr の拡散の場合に比べ、やや低くなっている。拡散エネルギー Q と D の間には、

$$\ln D = \ln A - Q/(RT) \quad (3)$$

A : 定数, R : 気体定数, T : 絶対温度の関係があつて Table 2 から CC 18 の場合 $Q=1.6 \times 10^5$ cal, CC 26 の場合 $Q=1.8 \times 10^5$ cal であり、これは SEITH の値 $1.6 \sim 1.8 \times 10^5$ cal に非常に良く一致する。したがつて巨大炭化物の均熱拡散については Cr の拡散が主役であつて、ただ偏析部での拡散であることから D は Fe 中の Cr の拡散の場合より低いと考えられる。

(2), (3) から、

$$\ln t = Q/(RT) - \ln A + \ln(2.5 a^2/4) \quad (4)$$

の関係が得られ、 Q に SEITH の Cr の拡散エネルギーの平均値 1.72×10^5 cal, A を (3) において D に上述の理由から例えば $1200^\circ C$ での巨大炭化物の実験値を使用して求めると、

$$\ln t_h = 8.63 \times 10^4/T - 44.56 + \ln(2.5 a^2/4) \quad (5)$$

$$t_h: h, T: ^\circ K, a: cm$$

のように表わせば、巨大炭化物の均熱拡散条件は鑄造組織にみられる最大巨大炭化物粒径によつて計算することができる。CC 18, CC 25 についての計算例を Fig. 3 に示した。

Table 2. Diffusion constant ($10^{-10} cm^2 sec^{-1}$).

Temp. ($^\circ C$)	CC 18	CC 26	Cr in Fe ³⁾
1150	—	—	6.8
1180	0.98	1.1	—
1200	2.6	2.1	17~81
1220	4.7	5.3	—
1240	7.8	11.6	—
1260	15.6	21.3	—
1300	—	—	220~530

6. 結 言

軸受鋼の巨大炭化物の分布、組成、その消滅のための均熱の効果について調査し、成因および均熱拡散について考察した。

巨大炭化物は鋼塊中心の粒界偏析部にあつて、その大きさは凝固条件に関係し、鋼塊断面の小さなもの、特に急冷される連続鑄造材の場合に小さくなり均熱条件も短縮できる傾向が認められた。巨大炭化物の均熱による消滅は拡散現象であり、 $1280^\circ C$ 以下の高温で均熱時間の短縮が可能である。この均熱拡散は一般に共晶点以上で行なわれるので、巨大炭化物の組成 $(Fe, Cr)_3C$ 中の Cr の拡散が主役をなしているといえ、Cr の拡散に注目して、鑄造組織にみられる巨大炭化物粒径によつて均熱拡散条件を求める計算式を導いた。

文 献

- 1) 出口: 鉄と鋼, 38 (1956) 6, p. 406
- 2) 佐藤, 西沢: 金属学会誌, 19 (1955) 6, p. 385
- 3) W. SEITH: Diffusion in Metallen, (1955), p. 57

(137) 真空脱ガス軸受鋼の寿命について

山陽特殊製鋼

工博○結城 晋・梶川和男・山口 晏

On the Fatigue Life of Vacuum Degassed Bearing Steel.

Dr. Suumu Yūki, Kazuo KAZIKAWA and Akira YAMAGUCHI.

1. 緒 言

唯一の工業的規模で行なえる真空処理法としての真空脱ガス法は、米国では軸受鋼についてはすでに大気溶解材材にとつてかわりつつある。この軸受鋼の寿命におよぼす脱ガス法の影響を調査することを目的としてこの研究を行なつた。脱ガス軸受鋼は 60 t 塩基性電弧炉で double slag 法により溶製し、出鋼後 Standard Messo 法で脱ガスした。脱ガス装置は 4 段の steam ejector 付で取鍋内で底部からアルゴンガスを吹き出させながら脱ガスする。処理時間は 15~30min 到達真空度は $0.3 \sim 1$ torr であつた。寿命試験はスラスト型軸受鋼寿命試験機を使用した。その結果を検討するために、地疵、非金属介在物、残留炭化物の分布などについて、一連の確性調査を行なつた。

2. 供 試 材

供試材は軸受鋼 2 種の大気溶解材 3 ヒート、真空脱ガス材 2 ヒート、合計 5 ヒートで、その化学成分は Table 1 に示した。試験片の製造工程の概略は、丸 $1.4 t$ 鋼塊-拡散焼鈍- $\phi 65 mm$ 圧延-焼準焼鈍- $\phi 62 \times 5 mm$ 切削- $840^\circ C$ 油焼入れ- $170^\circ C$ 焼もどし-バフ研磨である。試片の硬度は $R_c 62.0 \sim 62.5$, 表面粗さ (H_{max}) は 0.3μ 以下、平面度は 10μ 以下にとどめた。

3. 寿命試験方法

試験機はスラスト型寿命試験機¹⁾を用い、 $\phi 62 \times 5 mm$

Table 1. Chemical composition of specimens. (%)

Specimen	Process	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Sn	sol. Al	Mo
A-1	Air melted	0.99	0.32	0.42	0.011	0.013	1.34	0.07	0.14	0.019	0.019	0.02
A-2		0.97	0.26	0.41	0.009	0.015	1.36	0.09	0.14	0.019	0.010	0.02
A-3		0.97	0.35	0.45	0.014	0.015	1.60	0.11	0.13	0.021	0.011	0.02
V-1	Vacuum degassed	1.03	0.15	0.45	0.022	0.022	1.38	0.08	0.13	0.017	0.013	0.02
V-2		1.00	0.23	0.49	0.013	0.014	1.36	0.09	0.13	0.022	0.028	0.02

Table 2. Result of the fatigue life test.

Specimen	Lot size		B_{10} life $\times 10^6$		B_{50} life $\times 10^6$		Weibull slope (b)	
A-1	24	73	1.4	1.6	8.3	6.2	1.06	1.32
A-2	24		2.0		8.0		1.35	
A-3	25		1.2		5.6		1.23	
V-1	19	40	5.3	5.1	12.0	12.0	2.30	2.20
V-2	21		4.0		12.0		1.70	

の試験片の上を3/8インチのボール3個を Herz の最大接触応力 P_{max} 455 kg/mm² の圧力を加えながら回転せしめ、フレーキングを起こすまでの応力繰返し数を寿命とした。潤滑油は60#スピンドル油を使用し、振動監視装置は5 μ に設定したが、そうするには表面粗さを十分注意して小さくすることが必要である。

4. 寿命試験結果

試験結果の表示には Weibull 関数²⁾を用いた。Weibull 関数は次式で示される。

$$F(x) = 1 - \exp\left\{-\left(\frac{x}{c}\right)^b\right\} \dots\dots\dots (1)$$

ここで $F(x)$ はベアリングが x サイクル、あるいはそれ以下の疲労分布をもつ確率で、 b 、 c は常数である。この関数が直線となるような座標をもったグラフを Weibull 紙といつて、横軸に寿命 x 、縦軸に破損確率 $F(x)$ をとる。(1) 式中の b は関数の図示された直線の傾斜を示し (Weibull slope)、寿命のパラッキの大小を表わす。破損確率としてはメジアン・ランク (median rank) を $(i-0.3)/(n+0.4)$ で計算してとり、回帰直線を求める。寿命の大小の比較には 10% 破損寿命 (B_{10} life) と 50% 破損寿命 (B_{50} life) を用いた。実用上は特に 10% 破損寿命が問題となる。なお 2.0×10^7 サイクル以上は試験を中止した。実験結果を Table 2 に示す。大気溶解材 3 ヒート (A-1, 2, 3) と真空脱ガス材 2 ヒート (V-1, 2) をそれぞれまとめて、Weibull 紙に図示したものが Fig. 1 である。図中に示した点線は 90% 信頼限界である。これによると真空脱ガス材は大気溶解材に比し、10% 破損寿命で 3.1 倍、50% 破損寿命で 1.9 倍の寿命をもつことがわかった。さらに b の値が大きくなったことから寿命のパラッキも小さくなることが読みとれる。なお図からわかるように直線で近似するのは無理で、これについては別に考察を必要とするようである。以上の実験結果を説明するために、以下の調査を行なった。

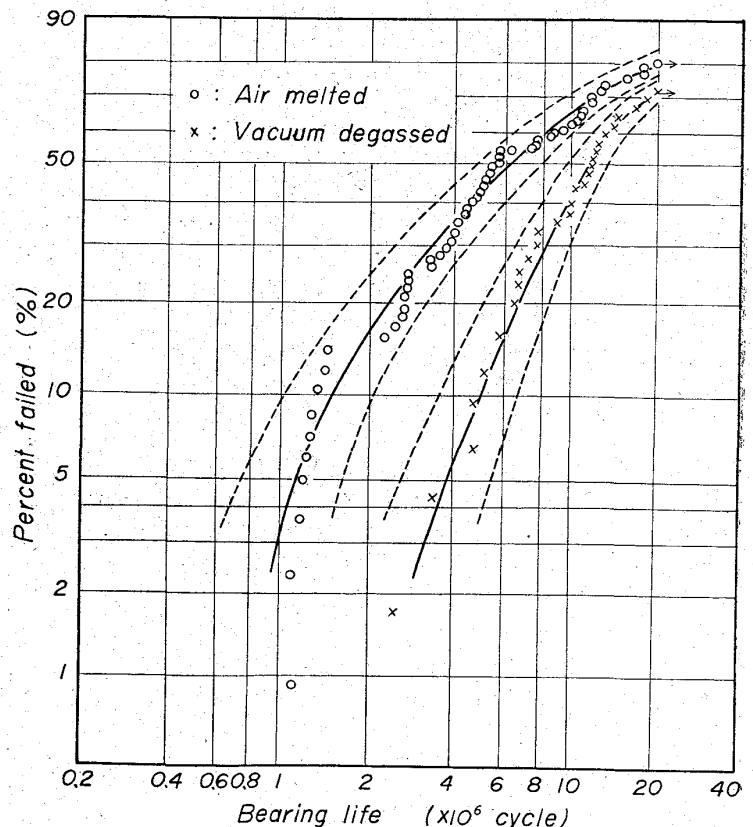


Fig. 1. Weibull plot of air melted and degassed bearing life test.

5. 確性調査

5.1 ガスおよびサンド分析

ガス分析はOは真空溶解法、Nは蒸留法によつた。温硝酸法によるサンド分析の結果とともに Table 3 に示す。これによると脱ガスによつてNはほとんど変わらないが、O特に Al_2O_3 が減少していることがわかる。なお残渣をX線回折してみたところ、 $\alpha-Al_2O_3$ 、 $\alpha-SiO_2$ 、 $MgO \cdot Al_2O_3$ 、 $6Al_2O_3 \cdot CaO$ などが大気溶解材、脱ガス

Table 3. Gas contents and sand analysis.
(p. p. m.)

Specimen	O	N	Al ₂ O ₃	SiO ₂	FeO	Cr ₂ O ₃	MnO
A-1	32	90	56	Trace	1	Trace	None
A-2	41	90	39	16	1	Trace	None
A-3	48	80	44	Trace	Trace	Trace	None
V-1	25	80	25	6	Trace	Trace	None
V-2	27	70	28	9	1	1	None

Table 4. Result of macro-streak-flow test and non-metallic inclusion point counting.

Specimen	0.6~1.0 mm	1.1~2.0 mm	2.1~3.0 mm	3.1~ mm
A-1	3.21	0	0	0
A-2	0.64	0	0.64	0
A-3	2.56	0	0	0
V-1	0.32	0	0	0
V-2	0	0	0	0

Specimen	dA	dB	dC	d(A+B) +C
A-1	0.108	0.013	0.004	0.125
A-2	0.092	0.013	0.013	0.118
A-3	0.113	0.004	0.029	0.146
V-1	0.170	0	0.013	0.183
V-1	0.063	0	0.004	0.067

材の別なく検出された。

5.2 地疵および非金属介在物

地疵試験は試験片の軌道面に相当する $\phi 39$ mm に切削し、長さ 63.6 mm の3倍を試験して換算個数を計算した。

介在物清浄度は JIS の点算法で行なつた。B系、C系は脱ガスによつて減少するようであるが、この傾向を確認するために、大気溶解ヒートと脱ガスヒートをそれぞれ 50 ヒート以上とつて清浄度を調べたが、これによると B系が 1/3 に減少してほとんどなくなり(平均値 0.0004)、C系は 1/7 に減つた。地疵と介在物の試験結果を Table 4 に示す。

5.3 残留炭化物の分布

残留炭化物の分布を調べるために、まず組織の 4000 倍の電顕写真を 1 個の試験片につき 4 枚ずつ作り、linear analysis 法によつて残留炭化物量を測定し、炭化物粒径を測定して粒度分布を調べた。それによると大気溶解ヒートのロットでは残留炭化物量が 8.5%、平均粒径が 0.44 μ 、脱ガスヒートのロットでは炭化物量が 9.3%、平均粒径が 0.49 μ であつた。なお焼入れ材は焼なまし材にくらべて小さい炭化物が消失するので平均粒径はかえつて大きくなつた。

6. 考 察

真空脱ガスによつて N 量はほとんど変わらないが、O 量は 30~50 ppm から 20~30 ppm に減少するようで、その内容は主として Al₂O₃ の減少による。それによつて介在物のうち B系、C系が減少し、それが脱ガス材の寿命の伸長の一番大きい要因であろうとおもわれる。これは従来の軸受鋼の寿命と介在物の関係に関する研究結果³⁾と一致している。また寿命の伸長率が 10% 破損寿命で 3 倍、50% 破損寿命で 2 倍になるというのは米国の Ford Motor と Republic Steel との共同研究結果⁴⁾とほぼ一致する。ただしここで発表された O 量は、真空誘導溶解材に関するデータから考えあわせて、その分析方法に問題があつたと考えられる。

7. 結 言

真空脱ガスによつて軸受鋼の 10% 破損寿命が約 3 倍になることがあきらかとなつた。今後は脱ガス軸受鋼が実際の使用状態に近いより低荷重での寿命はどうなるか、またラジアル荷重の場合にどうかなどが検討を要する問題となる。

文 献

- 1) 上野, 中島, 池田: 鉄と鋼, 47 (1961) 2, p. 124
- 2) New Departure Div. of General Motors: Technical Topics No. 2~4
- 3) R. F. JOHNSON & J. F. SEWELL: J. Iron & Steel Inst. (U. K.), 196 (1960), p. 414
- 4) T. E. PERRY: Metal Progress, 84 (1963) 8, p. 88
- 5) Metal Bulletin, (1963) 9, p. 4