

限らない。また、マルテンサイト組織では粗粒化マルテンサイトに比べ微細化マルテンサイト組織のものが耐摩耗性がよかつた。

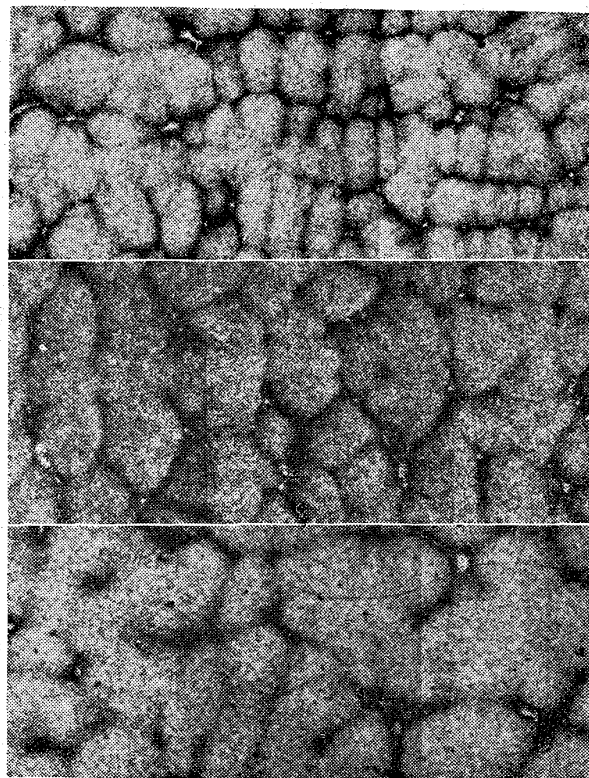
5) ステンレス鋼は Cr 系, Ni-Cr 系とも炭素鋼および低合金鋼に比べすぐれた耐摩耗性を示し, YAW-TEN 50 も耐摩耗性のよい材料であることがわかつた。

6) 酸性溶液では中性, アルカリ性溶液におけるよりも摩耗量はかなり大きく, 耐摩耗性は溶解塩質よりも pH の影響が特に大きく, アルカリ性では皮膜効果と潤滑効果により相当摩耗量を減少できる。しかし Cr⁺6 添加の効果は認められなかつた。

7) 表面皮膜の厚さは約 1 μ 以下で, 皮膜の厚さおよび特性が耐摩耗性をかなり大きく左右しているようであつた。

文 献

- 1) 下平, 他: 日本金属学会誌, 19 (1955) 11, p. 4
- 2) 山下: 配管と装置, 2 (1962) 1, p. 15, 2 (1962) 2, p. 11, 2 (1962) 3, p. 3
- 3) 三好, 他: 鉄と鋼, 51 (1965) 5, p. 93
- 4) W. A. STAUFFER: Metal progress, 69 (1956) 1, p. 102
- 5) 麻生: 特殊鋼, 13 (1964) 3, p. 55
- 6) J. D. SWAN et al: Materials Protection, 2 (1963) 9, p. 26



×60 (1/2)

CC18: 180mm octagonal, CC26: 260mmφ continuous cast, I35: 350mmφ conventional cast.

Photo. 1. As cast structure of continuous cast blooms and conventional cast ingot.

(136) 軸受鋼巨大炭化物の均熱拡散

八幡製鉄, 光製鉄所

太田 隆美・岡本 一生

工博○中村 貞男・仕幸 三郎

Diffusion of Massive Carbides in Bearing Steels by Soaking.

Takayoshi ŌTA, Kazuo OKAMOTO

Dr. Sadao NAKAMURA and Saburo SHIKO.

1. 緒 言

軸受鋼の鑄造組織にみられる巨大炭化物については, 出口¹⁾がその発生状態について詳説しているが, ここには巨大炭化物消滅のための均熱条件およびその成因について検討し, 実験は主として連続鑄造材を用いて行なつた。

2. 巨大炭化物の性状

横断面 350mmφ の普通鋼塊, 260mmφ および対辺距離 180mm 八角の連続鑄造ブルーム (以下それぞれ I35, CC26, CC18 とする) について, 鑄造組織にみられる巨大炭化物は横断面中心部に多く, Photo. 1 のように鋼塊横断面の大きい程粒界が太く, そこにみられる巨大炭化物も大きくて, 中心部試料 20×20mm 面にみられる 30 μ 以上の巨大炭化物個数は Fig. 1 のようになる。

巨大炭化物の抽出残査化学成分は Table 1 のとおりであり, 佐藤²⁾によると炭化物が (Fe, Cr)₃C の場合 Cr<16%, (Fe, Cr)₇C₃ の場合 Cr>36% であるから, 巨大炭化物の組成は (Fe, Cr)₃C であることがわかる。

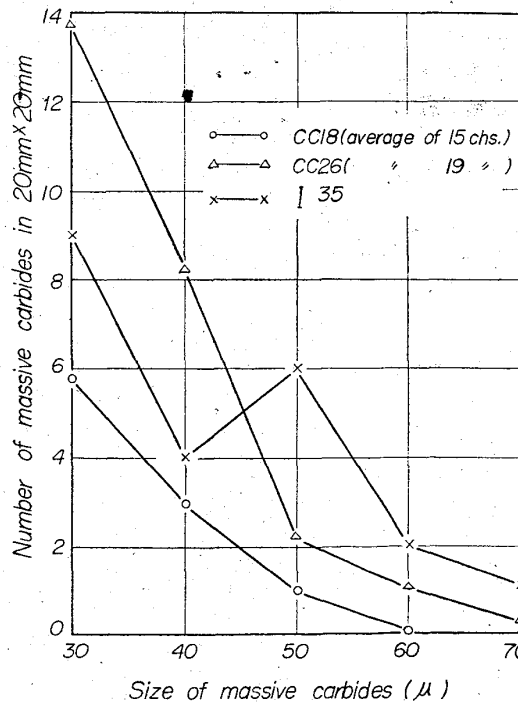


Fig. 1. Amount of massive carbide in cast structure.

これはX線回折によつても確められた。次にマイクロアナライザーにより Cr, Mn, P, V について走査解析し

Table 1. Chemical analysis of massive carbides. (%)

No.	Amount of residue	Fe	Cr	Mn	C	Total
CC 18	5.8	59.5	8.9	1.8	12.7	82.9
CC 26	6.5	59.3	8.7	1.4	11.7	81.1
I 35	7.8	60.3	8.2	1.7	10.4	80.6

たところ、Crのみ基地より7倍程高くなっていることを確めた。特に出口は巨大炭化物の成因としてPの偏析を言っているが、Pは検出されずそれが巨大炭化物の主成因になるとは考えられない。ただし出口によつても、鋼塊中心偏析部ではC、Crが高く、C 2.2%、Cr 2.3%程度になり得るとして、この組成では十分Fe-C二元共晶として巨大炭化物が晶出する可能性があり、しかもCrが加わつた三元系では二元系の場合よりCが低くても共晶反応が起こり得て、このように晶出した炭化物はCr量と共に二元共晶の1145°Cから1185°Cの高温まで安定して存在し得るのである。

3. 巨大炭化物におよぼす熱間加工、球状化焼鈍の影響

均熱の効果を調査するため、CC 26 中心試料を均熱しないで加工比 25 に鍛造し、球状化焼鈍してその各段階で巨大炭化物量(800倍、400視野にある5μ以上の巨大炭化物粒径×個数、ただし鍛造後の材料については加工比に相当して値を1/25にする)を比較すると Fig. 2 のようになり、鍛造組織の粒界偏析部にみられた巨大炭化物は鍛造後小さくなつて量も少なくなるが、著しいしま状偏析が認められ、その後の焼鈍によりこの偏析線上に炭化物が析出しやすく、比較的小さく数多い巨大炭化物として再び析出するので、粒界偏析を十分拡散する意味でも均熱工程は必要である。

4. 均熱拡散実験

鋼塊および連続鍛造ブルームから1辺30mm立方の

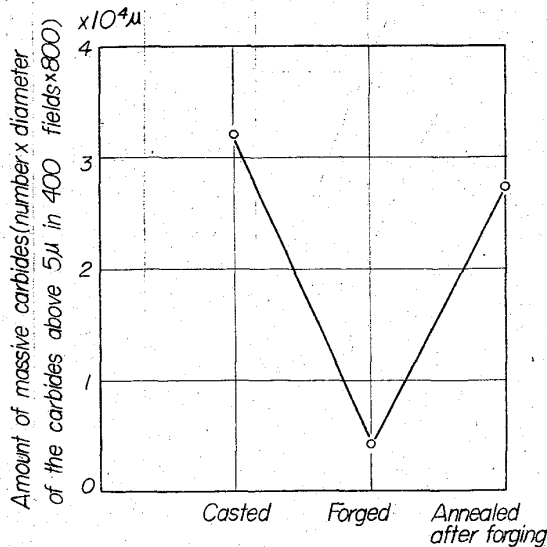


Fig. 2. Amount of massive carbides in cast, forged and annealed structure after forging.

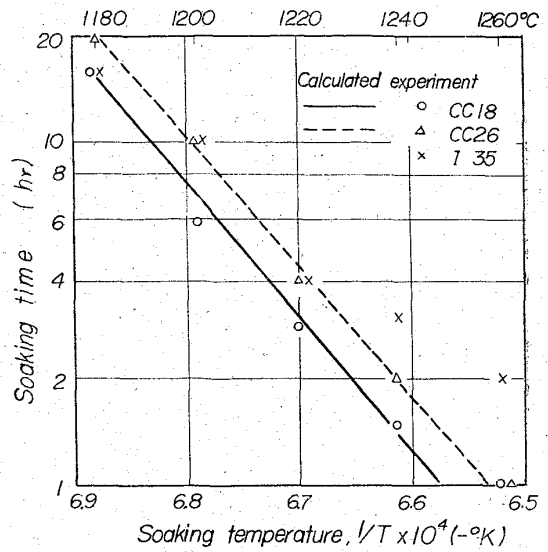


Fig. 3. Dissolve conditions of massive carbides by soaking.

中心試料を採取し、マッフル電気炉で均熱して、巨大炭化物を消滅させるための均熱条件を求めると Fig. 3 のようになつて、均熱温度が高い程、また鍛造横断面の小さな程均熱時間は短縮される。なおI35の測定値のばらつきは、実験を連続鍛造材に主点を置いて行ない、その試料数が少なかったためである。均熱拡散条件は Fig. 4 でみると、鍛造組織にみられる巨大炭化物最大粒径(20×20mm面にみられるもの)に関係するといえる。

巨大炭化物は高温で均熱拡散時間を著しく短縮できるので、過熱の起こらない最高温度を熱間衝撃試験で調査した。衝撃値、破面およびNH₄NO₃飽和溶液電解腐食による顕微鏡組織から1280°C以上では過熱が起るので注意する必要があることを認めた。

5. 巨大炭化物均熱拡散についての考察

軸受鋼の巨大炭化物はセメントタイトであつて、成因について述べたように1145~1185°C以上では溶解し、

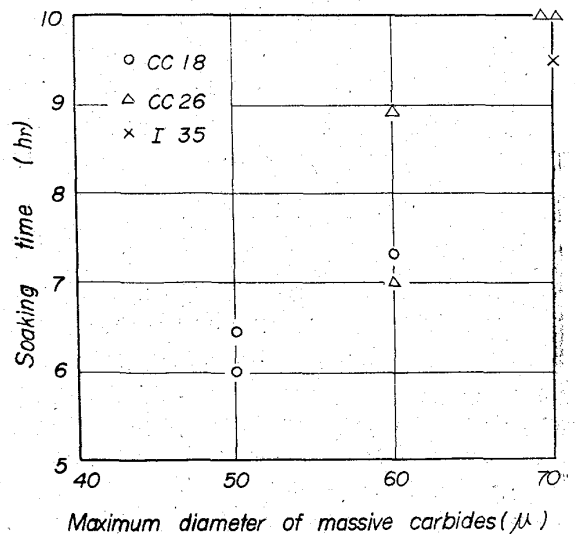


Fig. 4. Soaking conditions vs. maximum diameter of massive carbides. (Soaking temperature 1200°C)

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-パフ研磨である。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、 $\phi 62 \times 5 mm$