

これらの平均値は十分比較しうるものと考えられる。すでに真空誘導熔解による軸受鋼をニードルにして行なつた寿命試験で、SKF の軸受鋼に比べて平均繰返数は約 1.4 倍になつたが有意差は認められず、ばらつきはむしろ増加したことを報告した¹⁾。今回の結果においても繰返数の平均値は大気熔解鋼 C の 1.65×10^6 に比べて、真空誘導熔解鋼の A が 2.33×10^6 で 1.4 倍、B が 2.88×10^6 で 1.7 倍となつているが、標準偏差は C の 0.309 が A では 0.335、B では 0.425 となりばらつきは増加していることを示している。一方真空アーク熔解鋼の D が 2.01×10^7 で 12 倍、E が 6.66×10^6 で 4 倍と非常によくばらつきを示す標準偏差も D で 0.249、E で 0.196 と小さくなつていて寿命の向上が相当大きいと考えられる。

そもそも軸受鋼のフレーキングを引き起すと考えられる疲労現象は幾つかの因子が複雑に組み合わさつて影響すると考えられ、以上のような結果についての理由を説明することは容易ではないが、つぎのように考えてみた。

軸受鋼のフレーキングは繰返疲労をうける面の下の最大接触応力の点を起点として生じたクラックが発達することによつて起ると考えられる。たまたま最大接触応力の付近にクラックの起因となりうるような欠陥があり、これが繰返応力をうけることによつて最初は小さな微視的クラックであつたのがだんだん大きくなる。そしてこれがある臨界的な大きさ以上になると、軸受鋼のように硬度の非常に高い状態では急速に進行してフレーキングにまでいたると考えられる。クラックの起因となりうる欠陥としては圧延などによつて塑性変形をしない非金属介在物 (B, C 系の酸化物)、炭化物、窒化物などと基地の境界や基地の中の転位、空孔などの不完全部分、不純物の偏析部分など顕微鏡的な大きさのものから超顕微鏡的な小さいものまでであるだろう。熱処理した軸受鋼の組織を大別すると、基地 90% 以上、炭化物 7~9%、非金属介在物などの析出物 0.1% となり、量的には基地がもつとも多く非金属介在物はきわめて小さい。しかし大きさの点からいうと逆の関係になり、どれがもつともクラックの起因となりやすいかということを量的に求めることは困難であるが、従来の考え方は非金属介在物に重点をおきすぎたのではないかと考えられる。

以上のような考えを基礎にすると、真空アーク熔解鋼の寿命がいちじるしくよくなつたのは、アークの高温によつて微量不純物が蒸発除去されることおよび凝固が急冷によつて行なわれ健全な、偏析や欠陥の少ない鋼塊となることによつて基地の不完全部分が減少すること、B

C 系の非金属介在物が減少したこと、炭化物の大きさが小さいことなどによると考えられる。真空誘導熔解では不純物も相当除去され、非金属介在物も減少しているがその他の点でアーク熔解鋼に劣ることが、寿命の向上があまり大きくなかつた原因と考えられる。なお、これらはいくまで一つの考え方であつて、真の解明は今後の研究にまたねばならないであろう。

V. 結 言

以上、大気熔解、真空誘導熔解、真空アーク熔解による軸受鋼について

(1) 真空熔解により非金属介在物は約半分に減少し、とくに B 系介在物の減少がいちじるしい。ガス成分もかなり減少している。

(2) 球状化焼鈍した炭化物の大きさや分布は真空熔解鋼がやや良好であるがいちじるしい差異は認められない。また、焼入のためのオーステナイト化処理による炭化物の挙動や焼入硬度にはいちじるしい差はなかつた。

(3) 寿命試験において、繰返数の平均値は大気熔解鋼の 1.65×10^6 が真空誘導熔解では 2.33×10^6 、 2.88×10^6 とやや上つているのに対して、真空アーク熔解鋼では 6.66×10^6 、 2.01×10^7 と非常によくばらつきは誘導熔解ではむしろ増加するがアーク熔解では減少する。この結果からみて、軸受鋼においては真空誘導熔解鋼よりは真空アーク熔解鋼の方がかなりすぐれていると考えられる。

文 献

- 1) 上野, 中島: 鉄と鋼, 45 (1959), p. 506
- 2) 上野, 中島, 池田: 鉄と鋼, 46 (1960), p. 344

(142) 熔解原料が軸受鋼におよぼす影響について

日本特殊鋼

工博 出口喜勇爾・西村富隆・○須山 弘
Effect of Raw Materials on Ball-Bearing Steels.

Dr. Kiyoji DEGUCHI, Tomitaka NISHIMURA
Hiroshi SUYAMA.

I. 緒 言

従来 SKF 軸受鋼が優秀な性質をもつ理由は熔解方法の相違もさることながら根本的には原料の相違にも起因しているといわれており、最近でも軸受鋼の焼入性、炭化物の挙動、寿命などにたいし熔解原料が非常に重要な影響をおよぼすことが報告されている。また市販軸受鋼

の真空再熔解によつても SKF 軸受鋼に優る結果は得られなかつたとの報告もあり、軸受鋼の性質の向上は根本的に原料問題に内在しているところありとも考えられる。さらに今後の原料事情の変化に対処するためにも原料問題についての検討はきわめて重大な意義を有するものと思われる。今回は、原鉄を配合した軸受鋼の諸性質について試験する機会を得たのでその結果を報告する。

II. 熔解原料の配合率

試料の原料配合率は Table 1 のとおりで、1 t エル炉にて熔解精錬後 400 kg 鋼塊 2 本に鑄込み、65 mm φ に圧延 (圧延比 18.4) した。

III. 熔解原料の化学成分

熔解原料の化学成分は Table 2 のとおりで、砂鉄、海綿鉄は Sn, Cu などの不純物がいちじるしく低く、Ni は Tr, Pb, As は皆無である。さらに海綿鉄は P, C も非常に低く、metallic Fe は 92.7% と高い値を示

Table 1. The blending ratio of raw materials (%).

Specimen No.	Market scraps	Return scraps	Sand iron	Sponge iron	V
1	50	30	20		0.25
2	50	30	20		
3		50		50	
4			50	50	
5		25		75	
6				100	

Table 2. Chemical composition of raw materials.

Raw material	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Sn	Pb	As
Sponge iron	0.14	0.21	0.04	0.019	0.023	tr.	tr.	0.003	0	0
Sand iron	3.43	0.02	0.14	0.065	0.028	tr.	tr.	0.001	0	0
Return scraps	1.04	0.30	0.39	0.025	0.016	1.42	0.08	0	0	0.018
Market scraps	0.19	0.29	0.65	0.015	0.026	0.09	0.10	0.029	0.001	0.022
Raw material	Cu	Al(sol.)	N	Ti	M·Fe	SiO ₂	Al ₂ O ₃	FeO	Total inclusions	
Sponge iron	0.02	0.0426	0.0272	tr.	92.65	0.34	0.144	4.07	—	
Sand iron	0.03	—	0.0122	tr.	—	0.0013	0.001	—	0.0076	
Return scraps	0.14	0.0198	0.0138	nil.	—	—	—	—	—	
Market scraps	0.16	0.009	0.0137	nil.	—	0.0014	0.0046	—	0.0074	

Table 3. Chemical composition of specimens.

Specimen No.	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	V	Sn	Pb	As	Al(sol.)	N	Ti
1	0.95	0.31	0.38	0.012	0.010	1.41	0.09	0.16	tr.	0.006	0	0.020	0.0234	0.0197	tr.
2	1.05	0.36	0.39	0.012	0.011	1.35	0.09	0.14	0.24	0.007	0	0.022	0.0094	0.0105	tr.
3	0.83	0.28	0.38	0.014	0.012	1.49	0.08	0.08	tr.	0.0015	0	0.008	0.0198	0.0166	tr.
4	0.98	0.40	0.40	0.013	0.014	1.28	0.06	0.04	0.04	tr.	0	0.002	0.0192	0.0166	tr.
5	0.96	0.40	0.33	0.015	0.011	1.42	0.14	0.07	tr.	tr.	0.002	0.006	0.0210	0.0197	tr.
6	1.05	0.22	0.36	0.015	0.011	1.37	0.22	0.06	tr.	tr.	0	0.002	0.0176	0.0124	tr.

し、FeO は 4% 程度で、その他 SiO₂, Al₂O₃ はほかの原料に比してかなり高い。

IV. 試料の化学成分

前記の原料配合率による各試料の化学成分は Table 3のごとくである。熔解原料の影響がとくに顕著なのは Sn, As, Cu などの元素であり、原鉄 50% 以上配合したものではこれらは市場屑配合のものに比していちじるしく低下している。また V 脱酸した No. 2 の Al (sol.) は Al 脱酸した試料の 1/2 程度になっている。

V. マクロ組織

65 mm φ 圧延材の縦、横断面のマクロ組織について検討した。原鉄を 50% 以上配合した試料は普通配合のものに比して、横断面マクロ組織は全般的にやや porous で、その上偏析もいちじるしいような傾向があり、とくに原鉄配合の多い No. 5, 6 にはデンドライト組織の発達がよく認められた。縦断面マクロ組織には fiber flow に沿つて腐食による亀裂状の疵が原鉄配合率の高いものに顕著に出ている。

VI. 砂 疵

各試料の T, M, B, について 3 段削りによる砂疵試験を行なつた。熔解原料の配合率と砂疵の発生状況については必ずしも直接的な関連が認められなかつた。今 JIS による地疵番号と発生個数の 1 例を示せば Fig. 1 のごとくで、普通の配合で通常の Al 脱酸した No. 1 が微細なものおよび長大なものを含めて砂疵の発生量が多

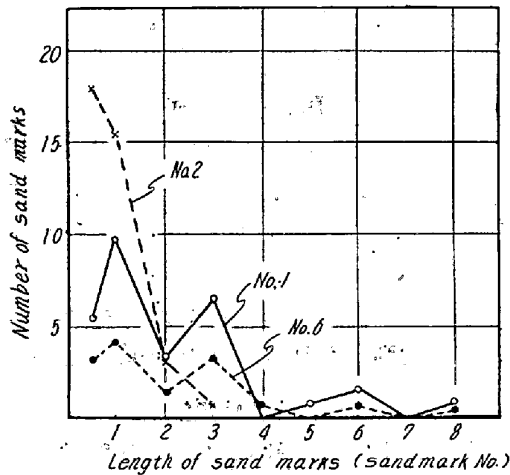


Fig. 1. Results of sandmark test.

く、したがって砂疵の全長がもつとも高い値を示している。しかしながら同一配合でV脱酸したNo.2は微細な砂疵はいちじるしく多いが長大なものはいずれも皆無であり、原鉄配合率の高い試料は一般にNo.6のごとく微細な砂疵の発生が少ない傾向を示している。

VII. 非金属介在物

各試料の非金属介在物の面積率の測定結果はFig. 2に示すごとくで、原鉄を50%以上配合したNo.3~6は普通配合のNo.1, 2に比していずれもA系および全介在物量が多い。また普通配合の試料のうちV脱酸したNo.2はB系介在物がとくに少なく、V脱酸の影響による Al_2O_3 の減少が考えられる。つぎに主要試料について温硝酸法によるサンド分析を試みたが、これによる全介在物量は面積率測定によるものの1/10程度でいずれの試料も Al_2O_3 がその主体をなしている。ただしV脱酸したNo.2は他の試料に比して Al_2O_3 量が低く、かつ全介在物が1/2以下となつてることが注目される。

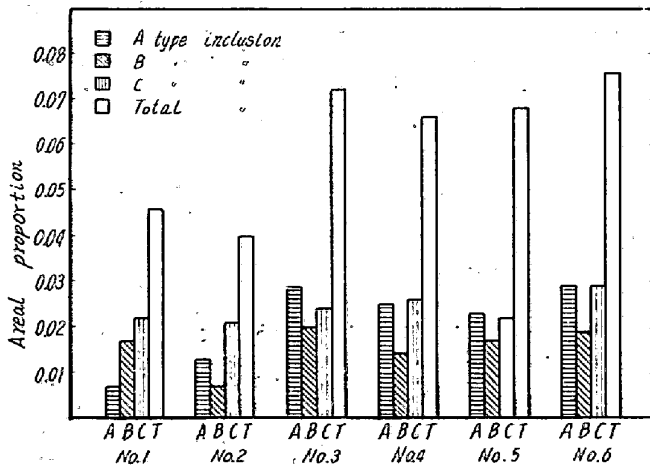


Fig. 2. Areal proportion of non metallic inclusions.

VIII. 焼入焼戻硬度

65mm φ材を15mm φに鍛伸し、これを球状化焼鈍後800, 825, 850°C × 30mn 保持後油焼入し、100, 140, 180°C × 1h 焼戻したさいの硬度変化を調べたが、V脱酸のNo.2が他の試料に比して焼入硬度が全般に低くVによる炭化物の安定化の影響が現われたにすぎず、全般的には焼入焼戻の挙動に及ぼす溶解原料の影響はあまり明らかでなく、むしろC量の影響の方が顕著であつた。

IX. リング圧壊試験

860°C 油焼入後、160°C 焼戻の試験片(外径60, 内径40, 巾15mm)について得られた圧壊値は、原鉄配合の試料は5000kg以下、配合しないものは5000kg以上で、原鉄配合のものの方がいずれも低い値となつてゐるが、これは非金属介在物が多いためとも思われる。しかしながら以前に砂鉄、木炭鉄、海綿鉄を溶解原料とした軸受鋼について試験をしたことがあるが、その場合には原鉄30%配合のものは屑鉄原料のものより圧壊値はかなり向上し、50%配合のものは若干向上した。

X. 炭化物の電解分離

14mm φ × 80mm 焼鈍試験片を0.2N 塩酸+5%クエン酸水溶液中にて10mA/cm²の電流密度で約50h電解した。No.1, 2の原鉄配合の少ない試料では分離炭化物は電解終了時まで試験片に固着したままであつたが、No.3~6の原鉄配合の多いものでは炭化物が少量はがれて落下した。電解後炭化物をとりのぞいたのちの試験片の表面肌はNo.2 > No.1 > No.3 > No.4 > No.5 > No.6の順にV脱酸のNo.2がもつともきれいで、原鉄配合率の高いものほどその表面の凹凸がはげしくなつてゐる。これはおそらくCu含有量あるいは表面電位の異常性に起因するものであらうと思われる。代表的な試料の表面をPhoto.1に示す。つぎに分離炭化物の量およびそのC, Mn, Cr濃度を調べた。

XI. 総括

原鉄を各種割合で配合した軸受鋼を熔製し、その諸性

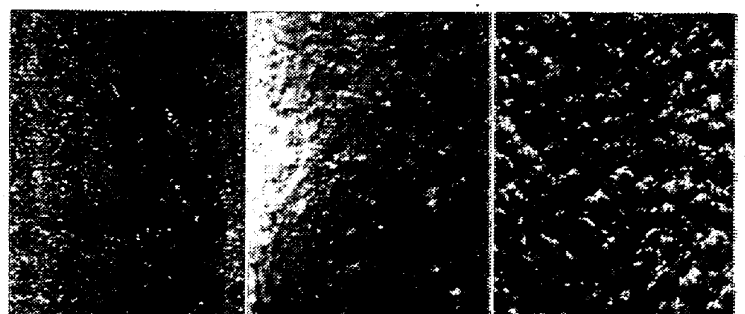


Photo. 1. Surface of electrolysed specimens. ×7 (1/2)

質におよぼす熔解原料の影響について試験した結果を要約するとつぎのとおりである。

- (1) 原鉄配合により成品中の Cu, Sn, Cu などの不純物はいちじるしく減少する。
- (2) 原鉄を配合するとマクロ組織はやや粗となり、偏析およびデンドライトの発達も顕著になる傾向がある。
- (3) 非金属介在物は原鉄配合により A 系および全介在物量が増加するが、微小な砂疵の発生率は減少する傾向がある。
- (4) 焼入焼戻の挙動におよぼす原料の影響は明らかでない。
- (5) リング圧壊値に関しては、原鉄を配合したものの方が配合しないものより低い値を示したが、これは、原鉄配合のものの方が非金属介在物が多いことも 1 因であろう。
- (6) 焼鈍試料を電解すると、原鉄を多く配合した試料の方が、しかも配合率の高いものほど電解後の試料表面肌の凹凸がはげしくなる。

(143) 炭化物の球状化

(高炭素クロムモリブデン鋼の球状炭化物について—I)

三菱製鋼長崎製鋼所

○竹下勝人・佐藤和紀・堀田敏男・三浦勝重

Spheroidizing of Carbide.

(Behavior of globular carbide of high-carbon chromium-molybdenum steel—I)

Masato TAKESHITA, Kazuki SATO,
Toshio HORITA and Katsushige Miura.

I. 緒言

高炭素クロム鋼は軸受鋼冷延用ロール鋼などに広く用いられこの種の鋼については広汎な研究が行なわれている。この種の鋼における炭化物の size および分布は

寿命その他の諸性質に大きな影響を与えるのでこれらが製造工程においてどのように変化するかを知ることは製造管理上重要なことである。著者らは各種の球状化処理および爾後の熱処理による炭化物の size および分布の変化を検討した。

II. 実験方法

i) 試料

Table 1 に示す化学組成を有する高炭素クロムモリブデン鋼を 30mm φ × l に鍛伸し 1 コの試料の大きさを 30mm φ × 15mm に切断し Table 2 に示す熱処理を施しそれぞれの使用に供した。

CLP 試料は粒界に大きな初析炭化物が存在する比較的粗い pearlite 組織であり、FLP 試料は初析炭化物の存在はさほどいちじるしくなく、UB 試料では bainite, A B および C 試料では空冷 martensite 組織であつた。

CLP 試料の Ac₁ および Ac₃ は 765°C および 797°C, Ar₃ および Ar₁(冷却速度 1°C/mn) は 810°C からは 747°C および 720°C であり、Ac₁ および Ac₃ の中間温度である 770°C からは 749°C および 730°C であつた。

ii) 球状化処理

球状化処理としては i) 低温球状化 ii) 高温球状化 および iii) 調質球状化を行なつた。低温球状化は AC₁ 温度以下、高温球状化は AC₁ 温度以上で適当な時間加熱保持されたのち適当な冷却速度で徐冷されるとか繰返加熱冷却を行なうとかまた等温変態を行なわせて炭化物球状化を図り調質球状化は martensite 組織の鋼を焼戻条件を適宜に調節して析出する球状炭化物の適当な size および分布を得んとするものである。

低温および調質球状化においては各処理時間後試料は

Table 1. Chemical composition of the steel studied.

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Cu	Al
0.83	0.34	0.27	0.014	0.010	1.82	0.32	0.19	0.020

Table 2. Initial condition of each specimen.

Specimens	Heat-treatment	Rockwell C hardness
CLP	950°C × 2h $\xrightarrow{2^\circ\text{C}/\text{mn}}$ 380°C $\xrightarrow{\text{F.C.}}$ R.T	29.2
FLP	950°C × 2h $\xrightarrow{\text{A.C.}}$ 630°C × 1h $\xrightarrow{\text{F.C.}}$ R.T.	27.7
UB	950°C × 2h $\xrightarrow{\text{A.C.}}$ 450°C × 1h $\xrightarrow{\text{F.C.}}$ R.T.	41.2
A, B, C	950°C × 2h $\xrightarrow{\text{A.C.}}$ R.T.	56.0