(139) 高炭素鋼の変態挙動におよぼす 純度ならびに V 添加の影響

岩手大学工学部 中 沢 一 雄

Influence of Impurity and Vanadium Addition on the Isothermal Transformation of High-Carbon Steel.

Kazuo NAKAZAWA.

I. 緒 言

純度を吟味して作った高炭素鋼と、実用高炭素鋼について S 曲線を求め、不純物の影響がどの程度出るかを見た。さらにバナジウム添加の影響も見た。実用上ではバナジウムは単独で加えられることは少なく、工具鋼においては Cr, W と共存して用いられることが多いが、ここではバナジウム単独の場合の影響を見るために 2 種のバナジウム添加鋼について S 曲線を求めた。なおガス含有量も検べ参考にした。

II. 実験方法

電解鉄、砂糖カーボン、砂鉄電気炉鉄、フェロバナジウムを原料として Table 1 の鋼を作った。熔解はタンマン炉、大気中で行ない、1 kg 鋼塊を作り、鍛伸、球状化焼鈍を行なったのち、10×7×3 mm の小試片を切取り、顕微鏡試験、硬度試験によつて S 曲線を求めた。ガ

ス分析は学振法で行なつた。なお窒素分析は JIS 法でも行なつた。

III. 実験結果および考察

S 曲線におよぼす諸影響としては化学成分、結晶粒度、最高加熱温度などがある。当実験の試料の内 PC11 は電解鉄と砂糖カーボンより作り Si, Mn, P, S などの通常不純物をきわめて低くしたものである、したがつてこれを実用鋼の SK2 と比較した場合には Si, Mn の影響が出て来ると考えられる。しかし僅少の違いの場合には他の因子も確かめなくてはならないのでガス分析も行なつた。

まず S 曲線におよぼす Mn の影響としては、Mn は変態速度を遅らせ、S 曲線全体を右にずらすように作用し、Si は 2% 以内の範囲なら影響は小さいけれども C の拡散を妨げる結果変態速度を低下させるとされている。ガスの影響の内 O, H についてはまだはつきりしていないが、N は曲線を右に移行させるといわれている。

Fig. 1 は炭素量等しい純鉄-炭素合金 PC11 と実用炭素工具鋼 2 種 SK2 についての S 曲線の比較である。オーステナイト化温度は均一オーステナイト範囲として 900°C - 10mn を採つた。pearlite nose は両者一致しているが nose 以上の pearlite 段階においては実用鋼の方が変態が速く起り、nose 以下の bainite 段階においては

実用鋼は変態が遅く起る。

pearlite 段階の変化の違いには結晶粒度、窒素量の影響が考えられる。PC11 は kill していないが、SK2 は恐らく killed steel であろうし、窒素量は PC11 の方が 2 倍以上となっている。

Bainite の変化については Si, Mn 量の違いによるものと思われる。Mn, Si などの不純物が炭素の拡散を妨げるためと思われる。

Fig. 1. Isothermal transformation diagram of steels PC11 and SK2.

Fig. 2. Isothermal transformation diagram of steels V02C10.

Fig. 3. Isothermal transformation diagram of steel V1C08.

Table 1. Chemical composition of samples tested (wt. %).

Marks	C	Si	Mn	P	S	V	O	H	N
PC11	1.10	0.001	None	0.006	0.002		0.0026	0.00000	0.0182
V02C10	0.96	0.067	0.056	0.024	0.014	0.16	0.0026	0.00016	0.0140
V1C08	0.74	0.060	0.040	0.026	0.015	0.82			
SK2	1.12	0.29	0.31	0.017	0.015		0.0037	0.00011	0.0082

その他両鋼の違いとして観察されたことは SK2 は pearlite 変態の前に cementite の析出が行なわれるが PC11 は前以つて cementite の初析は行なわれず pearlite 変態とともに析出が行なわれるようである。

V02C10, V1C08 のバナジウム添加鋼は電解鉄、不純物の少ない砂鉄、電気炉鉄、フェロバナジウムを原料として作り Si, Mn, P, S を低くおさえた。

Fig. 2 は V02C10 の 900°C-10mn オーステナイト化の場合の S 曲線である。当鋼は C 0.06% に V 0.16% 添加したもので、この添加量では特殊炭化物を形成するにいたらず、Fe₃C 中に固溶しているものと思われる、変態は非常に速く起り 600°C においては 1 秒以下で変態が始まる。そして 550°C 以下の恒温浴への投入にさいして当実験の操作条件においては 600°C の pearlite nose を回避できず、550°C 以下においては 1~3 秒にして pearlite が生成される。

Fig. 3 は V1C08 の S 曲線である。当鋼は C 0.74% に V 0.82% 添加したものである。この組成では V の特殊炭化物が存在する範囲に入る、V 炭化物はオーステナイトに溶け難いとされており、この場合は 2 つのオーステナイト化温度として 900°C-10mn, 1050°C-10mn について S 曲線を求めた、1050°C-10mn においては微粒の残存物も認められるようであるが大体溶解しているようである。

V02C10 より変態は遅く起る、オーステナイト化温度が高くなり V 炭化物の溶解が進むにしたがい変態は遅く起り pearlite 段階と bainite 段階は分離する傾向を探る、これは析出する炭化物の形態が兩段階で異なるようになるためと考えられる。

(140) コンセルアーク溶解せる軸受鋼の疲労性質

(コンセルアーク溶解せる軸受鋼の諸性質—Ⅱ)

神戸製鋼所 工博 高尾善一郎

〃 神戸研究部

西原 守・〇八木芳郎・山本俊二・金田次雄

Fatigue Properties of Cons-el Arc Melted Bearing Steel.

(Properties of Cons-el Arc melted bearing steel—Ⅱ)

Dr. Zenichiro TAKAO, Mamoru NISHIHARA,
Yoshiro YAGI, Shunji YAMAMOTO
and Tsugio KANEDA.

I. 緒 言

第 1 報¹⁾において軸受鋼 SUJ 2 の空气中溶解材と、それを電極として試験用コンセルアーク炉により真空で再溶解して製作したコンセルアーク材とを主として日本ベアリング協会の受入検査基準に基いて比較試験した結果を報告した。すなわち化学成分にあつてはコンセルアーク溶解により酸素、窒素が相当減少し、また Mn がやや減少しているがその他は大差無い。材料性質としては非金属介在物、地キズ、肉眼組織および圧壊値において明かにコンセルアーク材の優位性が認められた。また顕微鏡組織、オーステナイト結晶粒度、硬度には両者の差は認められなかった。

軸受鋼の優劣は実際使用時における寿命の長短によって決まる。そのため各種寿命試験が行なわれ、またそれらに関する報告も多い。しかしそれに影響をおよぼす要因がきわめて複雑であるため、各種方面からの探求が必要であらう。その一環として、筆者らは上述と同一の試

Table 1. Chemical composition of materials tested (%)

Composition	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Ni	Sn
Melting process									
Air-melted (LM)	1.01	0.29	0.35	0.015	0.008	1.40	0.11	0.05	0.019
Cons-el Arc melted (CLM)	1.00	0.29	0.29	0.013	0.008	1.38	0.11	0.05	0.014
Air-melted (HM)	1.02	0.31	0.48	0.014	0.009	1.43	0.11	0.05	0.016
Cons-el Arc melted (CHM)	1.02	0.30	0.31	0.012	0.008	1.46	0.10	0.05	0.014

Table 2. Gas components of materials tested

Composition (%)	O	H
Melting process		
Air-melted (LM)	0.0047	0.0091
Cons-el Arc melted (CLM)	0.0030	0.0071
Air-melted (HM)	0.0042	0.0089
Cons-el Arc melted (CHM)	0.0015	0.0060

験材を用いて回転曲げ疲労試験および転動寿命試験を行なつたのでその結果を報告する。

II. 供 試 材

供試材の化学成分およびガス分析結果を Table 1, Table 2 に示す。

第 1 報に述べたごとく鋳塊を、小野式疲労試験用試料 (A 試料) としては 20mm φ 丸棒に、寿命試験用試料

(B試料)としては 12mm ϕ に鍛造した。ついで球状化焼鈍後それぞれ大略の試験片形状に加工し、焼入焼戻し後 (A試料: 845°C $\times$ 30mn $\rightarrow$ 油焼入, 170 $\sim$ 180°C $\times$ 2h 焼戻し, B試料: 860°C $\times$ 12mn $\rightarrow$ 200°C ソルト中焼入, 150°C $\times$ 30mn 焼戻し), 研磨により最終形状に加工した。

III. 試験結果

1. 小野式疲労試験結果

熱処理による歪を考慮して、平行部直径 8mm ϕ , 全長 80mm の普通よりも短い試験片を用い特殊のチャッキングロッドを使用して疲労試験を行なった。疲労試験結果を Table 3 に示す。この結果, 10^7 繰返数における疲労強度は空气中溶解材の場合で 69.5 $\sim$ 72.0 kg/mm², コンセルアーク材の場合で 87.0 $\sim$ 96.5 kg/mm² でコンセルアーク材が明らかに大きい疲労強度を示している。

J. H. MOORE が軸受鋼 52, 100 の空气中溶解材, 真空

Fig. 1. Fatigue S-N curve of rotating bending test.

Fig. 2. Principal part of the rolling fatigue test machine (By courtesy of the Toyo Bearing Mfg. Co. Ltd.).

溶解材について実施した疲労試験の結果²⁾は 10^7 繰返数における疲労強度はそれぞれ 70 kg/mm², 91 kg/mm² および 102 kg/mm² であり本報告における実験結果とほとんど一致している。

2. 寿命試験

使用した試験材の主要部は Fig. 2 のごとく, ピボット状試験片

Table 3. Results of rotating-bending fatigue test.

Melting process	Stress kg/mm ²	Number of cycles to breaking	Fatigue strength at 10^7 cycles
Air-melted LM	76.7	8.17×10^5	69.5 kg/mm ²
	74.7	2.56×10^6	
	72.2	2.55×10^6	
	71.2	$> 8.00 \times 10^6$	
	71.0	3.30×10^6	
	69.9	8.92×10^5	
	69.4	$> 5.00 \times 10^6$	
	69.3	$> 1.00 \times 10^7$	
	68.3	$> 1.00 \times 10^7$	
Air-melted HM	86.4	1.55×10^5	72.0 kg/mm ²
	83.6	9.29×10^4	
	81.9	4.59×10^4	
	80.2	3.20×10^5	
	76.5	7.99×10^5	
	73.9	2.56×10^6	
	72.0	$> 1.00 \times 10^7$	
	71.6	$> 6.24 \times 10^6$	
	70.7	$> 9.01 \times 10^6$	
Cons-el Arc melted CLM	97.3	$> 3.00 \times 10^6$	87.0 kg/mm ²
	95.5	1.08×10^6	
	93.2	1.63×10^6	
	87.8	3.78×10^6	
	87.8	$> 6.00 \times 10^6$	
	86.1	$> 1.01 \times 10^7$	
	85.6	$> 8.00 \times 10^6$	
Cons-el Arc melted CHM	100.7	3.58×10^5	96.5 kg/mm ²
	99.5	1.03×10^6	
	98.5	1.70×10^6	
	97.5	2.66×10^6	
	96.5	$> 1.00 \times 10^7$	
	95.5	$> 9.31 \times 10^6$	
	93.2	$> 2.56 \times 10^6$	

①の円錐面を軌道輪②の中の鋼球③と転動させ疲れ剥離 (フレーキング) を生じさせるものである。

試験条件は, 試験片と鋼球との接触荷重 64.7 kg (ベルトの最大接触応力 540 kg/mm²), 試験片回転数 10,000 r. p. m. 潤滑は 140 タービン油潤滑である。

LM および CLM 試料より前述せる条件でそれぞれ 3 個の試験片を製作し, フレーキングをおこすまでの回転回数を求めた。試験結果を Fig. 3 に示す。左側は

Fig. 3. Results of the rolling fatigue test.

Table 4. Sand analyses of materials tested (%)

Melting process	SiO ₂	Al ₂ O ₃	FeO	Cr ₂ O ₃	MnO
Air-melted (LM)	0.0001	0.0058	0.0004	None	None
Cons-el Arc melted (CLM)	0.0001	0.0030	0.0005	"	"
Air-meltd (HM)	0.0002	0.0075	0.0004	"	"
Cons-el Arc melted (CHM)	0.0001	0.0012	0.0003	"	"

寿命をそのまま、右側は寿命の対数を横軸にとつてあり、これではほぼ正規分布になつている。Fig. 3のごとく CLM の平均寿命は LM の約 1.5 倍で、有意差が認められた。

IV. 結 言

軸受鋼の寿命試験には各種の試験方法が研究され実施されつつあり、材質の優劣にはそれらを広く総合して判定しなければならないと考えられる。その一例として今回実施した回転曲げ疲労試験ならびに転動寿命試験結果から、コンセルアーク溶解により軸受材料の寿命の改善されることは確かと考えられるが、それらの全貌を知るためにはなを多くの試験を実施する必要がある。

軸受鋼の寿命におよぼす要因については幾多の研究がされているが、たとえば最近の統計的研究³⁾から寿命と相互関係を有するものとして、Cu, As の微量不純分、B 型非金属介在物、炭化物粒度、圧壊荷重などがあげられている。

本試験に使用した試料では、前述せるごとくコンセルアーク材の酸素がいちじるしく減少している。

B 型非金属介在物は主として酸化物系であるが、サンド分析の結果は Table 4 のごとくコンセルアーク溶解によりいちじるしくアルミナ系酸化物が減少しており、上述と考えあわせて、疲労性質向上の一因と考えられる。

文 献

- 1) 高尾, 西原, 八木: 鉄と鋼, 46 (1960) 12, p. 1543
- 2) J. H. MOORE: Iron Age, 171 (1953) 14, p. 154
- 3) 黒田: 日本機械学会誌, 63 (1960) 502, p. 1442

(141) 真空熔解した軸受鋼について

金属材料技術研究所

工博 上野 学・○中島宏興・池田定雄

Vacuum-Melted Bearing Steels.

Dr. Manabu UENO, Hirooki NAKAJIMA
and Sadao IKEDA.

I. 緒 言

真空技術のいちじるしい進歩とともに最近の真空熔解の発展はめざましく、各種の金属や合金に適用されるようになった。真空熔解による軸受鋼についても幾つかの文献が発表され、清浄度、疲労強度の向上などが報告されている。筆者たちも真空誘導熔解による軸受鋼については、SKF 軸受鋼と比較実験を行ないすでにこれを発表したが¹⁾この結果を再確認するためと消耗電極式真空アーク熔解による軸受鋼の評価のために実験を行なったのでその結果をここに報告する。

II. 実 験 試 料

実験に用いた試料は真空誘導熔解によるもの 2 種 (B), 大気熔解によるもの 1 種 (C), 真空アーク熔解によるもの 2 種 (D, E), 合計 5 種の軸受鋼 (SUJ 2) で、D は C を再熔解したものである。その化学組成およびガス成分は Table 1 に示されるとおりである。真空熔解により蒸気圧の高い Mn はかなり減少しており、C や As も減っている。N の減少もいちじるしい。

これら 5 種の鋼材を鍛造、圧延したのち 60φ×5m の円板に加工して疲労試験とした。熱処理は後に述べるように組織試験の結果から 840°C×40mn 加熱後油焼し、150°×1h 焼戻した。

III. 組 織 試 験

1. 非金属介在物

真空熔解により非金属介在物が減少し清浄な鋼になることは数多く報告されている。Fig. 1 は JIS 法による非金属介在物の面積率を示したもので、真空熔解による非金属介在物の減少はいちじるしくとくに B 系介在物ほとんど測定されなくなり、全量は約半分になっている。真空誘導熔解の A は C 系介在物がかなり多いが、これは耐火物などの外的汚染によるものと思われる。

Table 1. Chemical composition and gas content.

Melting process	Code	C %	Si %	Mn %	P %	S %	Cr %	Cu %	Ni %	Sn %	As %	N ppm	H ppm	Ingot size
Vacuum-induction melted.	A	0.85	0.32	0.45	0.020	0.010	1.44	0.07	0.05	0.009	0.03	82	0.3	250 kg
"	B	0.94	0.33	0.32	0.010	0.003	1.52	0.04	0.08	0.009	0.04	17	0.3	100 kg
Air melted.	C	1.01	0.32	0.49	0.012	0.006	1.39	0.12	0.05	0.013	0.04	105	0.2	134~190 ϕ $\times$ 760 mm
Vacuum-arc melted.	D	1.04	0.35	0.38	0.013	0.005	1.43	0.08	0.05	0.012	0.02	80	0.1	130 ϕ $\times$ 300 mm
"	E	1.02	0.23	0.37	0.018	0.008	1.47	0.12	0.09	0.022	0.02	62	0.2	350 mm ϕ $\rightarrow$ 95 mm ϕ

2. 炭化物の大きさと熱処理による挙動

炭化物は微細にしかも均一に分布していることが望ましく、実際、耐久性のすぐれた軸受鋼の炭化物は微細である。球状化炭化物の大きさについては講演会当日図示するが平均の大きさは $0.76 \sim 0.98 \mu$ 、標準偏差は $0.38 \sim 0.56 \mu$ であり、真空溶解鋼では大気溶解鋼よりも大きさはやや小さく、ばらつきも少なかった。

各試料を 820, 840, 860°C の各温度に 30mn 保持したのち油焼入したときの残存炭化物の量をリアルアナリシスで、硬度をロックウェル硬度計で測定したが、各試料の間にいちじるしい相異は認められなかった。焼入のためのオーステナイト化処理をしたとき、未溶解の残存炭化物量が 7~9% のとき寿命に最適と考えられるので寿命試験片の焼入温度として 840°C を選んだ。

IV. 寿命試験結果

60 ϕ $\times$ 5 mm の円板試験片をスラスト型寿命試験機²⁾で試験した結果を Fig. 2 に示す。試験片の表面の粗さは 0.5μ 程度に仕上げ、ヘルツの最大接触応力 500 kg/mm²、回転数 600 r.p.m で、潤滑油は 60 スピンドル油を用い、フレーキングの発生するまでの繰返数をもつて寿命とした。C が大気溶解鋼であるのでこれを標準にして繰返数の平均値を比べると、真空誘導溶解鋼で約 1.4 倍および 1.7 倍、真空アーク溶解鋼で約 12 倍および 4 倍となっており、同じく C に対して対数平均値の差の検定を行なうと 5% の有意水準で各試料とも有意差が認められた。原料鋼の間に直接の関係があるのは C と D であるが、A, B, E もそれぞれ大気溶解鋼を再溶解したものであり、もとのそれら大気溶解鋼の間にはいちじるしい相異はないと考えられるので、こ

Fig. 1. Areal proportion of non metallic inclusions.

$\log \bar{X}$: Mean logarithm value of cycles to flaking
 $\bar{X}$: Mean value of cycle, S: Standard deviation

Fig. 2. Histogram for the logarithm of cycle to flaking.

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り。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 倍となつてゐるが、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る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、炭化物の大きさ小さいことなどによると考えられる。真空誘導熔解で不純物も相当除去され、非金属介在物も減少しているその他の点でアーク熔解鋼に劣ることが、寿命の向上あまり大きくなかつた原因と考えられる。なお、これはあくまで一つの考え方であつて、真の解明は今後の究にまたねばならないであらう。

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 とやや上つてゐるのに対して、真空アーク熔解鋼は 6.66×10^6 、 2.01×10^7 と非常によくなる。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. 34

(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・〇須山 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の相違もさることながら根本的には原料の相違にも起しているといわれており、最近でも軸受鋼の焼入性、化物の挙動、寿命などにたいし熔解原料が非常に重要影響をおよぼすことが報告されている。また市販軸受

の真空再熔解によっても 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 エループにて熔解精錬後 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・023	tr.	tr.	0・001	0	0
Return scraps	1・04	0・30	0・39	0・025	0・016	1・42	0・03	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・36	0・014	0・012	1・49	0・08	0・03	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 に沿っ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 段割りによる砂疵試験を行なった。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以下となってい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800, 825, 850°C $\times$ 30mn 保持後油焼入し、100, 140, 180°C $\times$ 1h 焼戻したさいの硬度変化を調べたが、V酸のNo.2が他の試料に比して焼入硬度が全般に低くによる炭化物の安定化の影響が現われたにすぎず、全的には焼入焼戻の挙動に及ぼす熔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

850°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。かしながら以前に砂鉄銑、木炭銑、海绵鉄を熔解原料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 $\phi \times$ 80mm 焼鈍試験片を0.2N 塩酸+5% エン酸水溶液にて10mA/cm²の電流密度で約50時間電解した。No.1, 2の原鉄配合の少ない試料では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っている。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

Photo. 1. Surface of electrolysed specimens.
 $\times 7 (1/2)$

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. 結 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 $\times$ 1 に鍛伸し 1 コの試料の大きさを 30mm ϕ $\times$ 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 Ac_1 および Ac_3 は 765°C および 797°C, Ar_3 および Ar_1 (冷却速度 1°C/mn) は 810°C からは 747°C および 720°C であり、 Ac_1 および Ac_3 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 AC_1 温度以下、高温球状化は AC_1 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き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 $\times$ 2 h $\xrightarrow{2^\circ\text{C}/\text{mn}}$ 380°C $\xrightarrow{\text{F.C.}}$ R.T	29.2
FLP	950°C $\times$ 2 h $\xrightarrow{\text{A.C.}}$ 630°C $\times$ 1 h $\xrightarrow{\text{F.C.}}$ R.T.	27.7
UB	950°C $\times$ 2 h $\xrightarrow{\text{A.C.}}$ 450°C $\times$ 1 h $\xrightarrow{\text{F.C.}}$ R.T.	41.2
A, B, C	950°C $\times$ 2 h $\xrightarrow{\text{A.C.}}$ R.T.	56.0

空冷され繰返加熱冷却においては繰返回数ごとに炉冷され連続冷却試料においては冷却中 20°C ごとに水冷。場合によっては Ar₁ 点付近で 10°C ごとに水冷され組織が調査された。

iii) 調査方法

倍率 5000 倍の電子顕微鏡写真 6 視野について格子間隔 1.5mm, 格子点数 32×32=1,024 の格子を用い point-counting 法により炭化物面積率を測定, size は格子点数によって表わした。

III. 実験結果

i) 低温球状化

690°C で処理された CLP, FLP および UB 試料はほとんど初期組織のままであり 730°C で処理されると, CLP および FLP で試料は層状組織は分断されある程度球状化されるが大部分の炭化物は層状をなしている。UB 試料では保持時間 20 h ですでに長大な炭化物は観察されずある程度球状化された炭化物と微細な炭化物となつた。

ii) 高温球状化 (徐冷法)

770°C に 4 h 加熱保持されると CLP および FLP 試料ではまだ層状炭化物は残存するが UB 試料では長大な炭化物は観察されず, 保持時間 8 h および 12 h では CLP および FLP 試料ともに層状ないし長大な炭化物は観察されず球状ないし微細な炭化物が存在し, 保持時間

が長くなるにつれて炭化物の溶解が進行するようであった。これら試料が 15°C/h の冷却速度で冷却される Ar₁ 点を過ぎた 710°C で析出炭化物はすべて球状であり保持時間および初期組織による変化は認められなかった。冷却速度が 20°C/h では 15°C/h と同様に 710°C 球状化は完全であつたが, 25°C/h では 690°C で, 30°C/h では 670°C で初めて球状化は完全となつた。40°C/h は 30°C/h とほぼ同様であり, 70°C/h および 110°C/h では 95% 以上の炭化物が球状化されていた。

Table 3. Results of spheroidizing due to

Mark	Initial conditions	Heat-treatment	Mean particle size	Retained carbide % in area
	CLP	C.C. 770°C × 4 h → 15°C/h	1.42	21.16
	FLP	"	1.49	21.10
	B	"	1.36 (1.31)	17.97 (17.29)
	CLP	C.C. 770°C × 8 h → 15°C/h	1.53 (1.46)	17.90 (17.11)
	FLP	"	1.68 (1.50)	20.04 (17.79)
	B	"	1.52 (1.40)	18.72 (17.04)
	CLP	C.C. 770°C × 12 h → 15°C/h	2.07 (1.84)	20.69 (18.16)
	FLP	"	1.92 (1.79)	22.23 (20.61)
	B	"	1.59 (1.50)	19.24 (18.02)
	CLP	C.C. 770°C × 4 h → 20°C/h	2.27 (2.08)	28.89 (26.67)
	"	C.C. 770°C × 4 h → 25°C/h	2.20 (2.14)	26.17 (25.37)
	"	C.C. 770°C × 4 h → 30°C/h	2.31 (2.27)	27.34 (26.79)
	"	C.C. 770°C × 4 h → 40°C/h	1.79 (1.77)	23.37 (23.11)
	"	C.C. 770°C × 4 h → 70°C/h	1.64 (1.56)	20.04 (18.99)
	"	C.C. 770°C × 4 h → 100°C/h	2.27 (2.19)	27.13 (26.99)
	CLP	C.C. 810°C × 4 h → 15°C/h	—	—
	FLP	"	—	—
	B	"	—	—
	CLP	C.C. 810°C × 4 h → 10°C/h	2.09 (1.94)	25.36 (23.28)
	"	C.C. 810°C × 4 h → 5°C/h	2.37 (2.06)	24.61 (21.06)
	"	C.C. 830°C × 4 h → 5°C/h	2.18 (1.86)	20.18 (17.20)
	CLP	8°C/mn repeated 770°C ↔ 710°C 5 times	2.20	12.37
	"	" 4 times	3.04 (2.83)	15.23 (14.00)
	"	" 3 times	2.15	16.73
	"	" 2 times	2.07 (1.77)	19.06 (16.11)
	"	" 1 times	1.67	18.99

加熱温度が Ac_3 点以上の 810°C で 4 h 保持されると CLP, FLP および UB 試料ともに層状炭化物は存在せず、これらが $15^\circ\text{C}/\text{h}$ で冷却されると Ar_1 点上の 30°C までは球状ないし微細炭化物のみが存在するが、 Ar_1 点以下になると層状炭化物が全面に析出し 710°C では球状炭化物との混合組織であるが、さらに温度が降下すると相当に大きな球状炭化物を含む層状炭化物のみとなつたが、冷却速度が $5^\circ\text{C}/\text{h}$ および $10^\circ\text{C}/\text{h}$ ではともに球状炭化物のみであり、加熱温度が 830°C の場

合 $5^\circ\text{C}/\text{h}$ では層状炭化物は観察されなかつた。

iii) 繰返加熱冷却法

冷却速度が $8^\circ\text{C}/\text{mn}$ の場合、繰返し回数が少ないときは層状炭化物が存在するとしてもその量は痕跡程度に過ぎないが 3 回以上になると球状炭化物の量は減少し、層状炭化物の量は無視できないほどとなつた。冷却速度が $20^\circ\text{C}/\text{h}$ の場合は炭化物はすべての回数で完全に球状であり炭化物の size は回数の増加とともに大になる傾向を示した。

iv) 調質球状化

焼戻温度 650°C ～

730°C 焼戻時間 7 ～ 100 h で析出した炭化物は球状炭化物であり、その size は焼戻温度が高く焼戻時間が長くなるとともに大となつた。

IV. 検 討

本鋼種を Ac_1 温度以下で処理する場合層状 pearlite 組織では炭化物の完全な球状化を企図することは困難であり、上部ベイナイト組織の試料にあつても細長い炭化物が分断微細化されるとしてもいわゆる球状炭化物組織とは若干の距離があるように思われた。

$Ac_1 \sim Ac_3$ 間の 770°C より連続冷却された場合冷却速度が増すにしたがつて球状化が完全となる温度は低下する傾向を示した。また $100^\circ\text{C}/\text{h}$ のように相当に大きな冷却速度を与えても 95% 以上の炭化物は完全に球状

heat treatments studied (): 1.2μ

Marks	Initial conditions	Heat treatment	Mean particle size	Retained carbide % in area
	CLP	$20^\circ\text{C}/\text{h}$ " $770^\circ\text{C} \rightleftharpoons 710^\circ\text{C}$ 5 times	4.02 (3.47)	23.89 (24.09)
	"	" " 4 times repeated	2.60 (2.48)	24.50 (23.10)
	CLP	$770^\circ\text{C} \rightleftharpoons 710^\circ\text{C}$ 3 times	2.44 (2.32)	24.85 (23.49)
	"	" " 2 times	2.59 (2.32)	24.63 (24.62)
	"	" " 1 times	2.09 (2.05)	26.26 (26.38)
A-1	M	$730^\circ\text{C} \times 7\text{h}$	2.28 (2.28)	21.4 (21.4)
2	"	" 20 h	2.32 (2.37)	18.7 (15.6)
3	"	" 30 h	3.80 (2.52)	21.6 (14.17)
4	"	" 40 h	4.00 (2.66)	17.2 (10.6)
5	"	" 50 h	4.00 (2.63)	17.7 (11.5)
6	"	" 100 h	4.87 (2.94)	16.7 (11.86)
B-1	M	$690^\circ\text{C} \times 7\text{h}$	1.49 (1.49)	15.0 (15.0)
2	"	" 20 h	1.80 (1.61)	14.4 (15.9)
3	"	" 30 h	2.10 (1.81)	15.9 (14.7)
4	"	" 40 h	2.38 (1.97)	17.0 (15.7)
5	"	" 50 h	2.81 (2.13)	25.2 (22.4)
6	"	" 100 h	3.11 (2.31)	21.8 (15.6)
C-1	M	$650^\circ\text{C} \times 7\text{h}$	1.25 (1.17)	19.6 (19.6)
2	"	" 20 h	1.55 (1.55)	16.0 (16.0)
3	"	" 30 h	1.55 (1.55)	18.1 (18.1)
4	"	" 40 h	1.70 (1.61)	21.4 (21.4)
5	"	" 50 h	1.83 (1.70)	21.5 (19.8)
6	"	" 100 h	1.97 (1.83)	22.2 (26.04)

化しいわゆる層状炭化物は認められなかった。Ac₃ 以上の加熱温度においても 830°C までは十分に遅い冷却速度をもって冷却すれば炭化物の完全な球状化が行なわれるが加熱温度が 810°C の場合 15°C/h のように相当小さな冷却速度で冷却されても層状組織となつた。これは繰返加熱冷却の場合の冷却速度が 8°C/mn の場合と同様にほとんど完全に炭化物が溶解した matrix に球状炭化物核が生成され得るだけの速度で冷却されなかったためであろう。また繰返回数が少ない場合下限加熱温度が変態点直下であり、生成された層状炭化物も小量かつ微細であるためになお球状化される可能性があるが、これら微細な炭化物は matrix に容易にかつ完全に溶解するために冷却速度が十分に緩やかであれば球状炭化物核の生成する期間を有するが、ある程度以上の冷却速度では球状炭化物核に凝集成長して球状炭化物となるだけの余裕が与えられないと見るべきであろう。

これら高温球状化処理において pearlite 組織より得られた炭化物の size は bainite 組織より得られたそれより大となる傾向を、また加熱時間が長くなるにつれて炭化物 size が大となる傾向を示したが、冷却速度によつては必ずしも一定の傾向を示さずかつ面積率においてはすべての処理について random であつた。

調質球状化処理においては炭化物 size と焼戻時間との間の関係は Fig. 1 に示されるように 1.2 μ 以下の炭

Fig. 1. Growth of carbide particles with isothermal tempering at 730°C, 690°C and 650°C.

化物において炭化物 size と焼戻時間の対数とはほぼ直線的な関係を有し、全炭化物の平均 size では高温になるほどバラツキが大きくなるが一応の size の予測が行なわれ得ることを示している。しかしながら面積率には必ずしも一定の傾向は窺われずこれは全処理については共通することであり炭化物の microsegregation に帰すべきであろう。

(144) 球状炭化物の分布におよぼす熱処理の影響

(高炭素クロームモリブデン鋼の球状炭化物について—Ⅱ)

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

Influence of Heat Treatment on Distribution of Globular Carbide.

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

Masato TAKESHITA, Kazuki SATO

Toshio HORITA and Katsushige MIURA.

I. 緒 言

前報においては各種の球状化方法による球状炭化物分布について述べたが球状炭化物の分布は球状化の方のみならず熱処理過程によつて大きく変化されるであろうことは想像に難くない。筆者らは主として調質球状化によつて炭化物が球状化されたものについて一連熱処理を行ない球状炭化物の size および分布がそれらの熱処理過程申いかに変化するかについて検討を行つた。

II. 実験方法

i) 試 料

30mm ϕ ×15mmの高炭素クロームモリブデン鋼を 950°C に 2h 加熱保持し炭化物を完全に溶解したのち空冷し初期組織を空冷マテンサイトとしたものを Table 1 に示す処を行なつたものである。size は焼戻温度および時間が高く長いものほど大であり、分状況が異なる試料が選ばれた。これら試料炭化物の分布状況を Fig. 1 に示す。

ii) 熱処理に

Table 1 に示す試料はそれぞれつぎに示す熱処理を受け各工程ごとに炭化物の size および分布が測定された。

Fig. 1. Distribution of carbide particles of each specimen.

Table 1. Initial condition of each specimen.

Specimens	Tempering	Mean particle size	Retained carbide (% in area)
A-3	730°C × 30h	3.80	21.6
A-6	730°C × 100h	4.87	16.7
B-5	690°C × 50h	2.81	25.2
C-5	650°C × 50h	1.83	21.5

820°C series...820°C × 3h } 650°C × 50h
 860°C series...860°C × 3h } A.C.→820°C × 3h
 900°C series...900°C × 3h }

III. 実験結果および検討

実験結果のうち size に関する変化を Fig. 2 に、面積率に関するそれを Fig. 3 に示す。

820°C seriesに

おいては 820°C に 3h 保持されることにより A-3 および A-6 試料はともに size は小となり、B-5 試料では小となったというよりほとんど変化なく、C-5 試料ではむしろ大となった。これらが焼入後 650°C で 50h 焼戻されると A-6 ではほとんど変化がなく A-3 および B-5 試料では平均格子点数は 1 以上の増加を示し最終焼入後 A-6 試料では減少を、A-3 および B-5 試料では変化がなく C-5 試料ではむしろ増加を示した。

860°C series においては最初の焼入時 820°C series と同様に A-3, A-6 および B-5 試料は減少を、C-5 試料は増加を示すが 650°C 焼戻によつては全試料について size にはほとんど変化がなかったと見て差支えなかった。最終焼入によつて A-3, A-6 および B-5 試料の size は平均格子点数で 1 程度大となったが C-5

試料においてはほとんど変化を示さなかった。

900°C series においては 3h の加熱保持で炭化物はほとんど全量溶解し 650°C 焼戻によつて A, B および C 試料ともにほぼ同程度の size となるが最終焼入後には A-6, A-3, B-5, C-5 の順に平均の size は小となった。

面積率に関して は焼入により減少し焼戻によつて増加することは全試料について共通であるが、900°C series においては他の series と異なり焼戻、最終焼入ともに最小の面積率であり焼戻時のそれは 13~15% とほぼ一定で他の series よりバラツキが少なかった。

これらから分布の初期条件がつぎの熱処理後の炭化物の分布に影響をおよぼし、とくに最終焼入後のそれは焼戻時の分布から大きく影響を受けているであろうことが窺れる。

これらのことは試料が Ac_3 温度以上に加熱されたとき微小炭化物は matrix へ溶解して消失し、大きな炭化物はその周縁より溶解して size は小となり、その分布状況は比較的大なる炭化物の size が小となった形態を示し、これらが焼入後焼戻処理を受けると未溶液の炭化物付近の matrix の炭素はこれを核として析出するためにその size を大とし、完全に炭化物が溶解した matrix ではほとんど任意に炭化物が析出し、matrix の条件および処理温度時間などの条件によつて微小炭化物からある大きさの size の炭化物まで析出、成長するために初期組織とは必ずしも同様ではないが若干の遺伝性が存在すると見てよく、焼入時の分布は微小炭化物の付近をのぞけばその直前の焼戻処理における格子点数 10 以上の分布と酷似すると見て差支えないほどであった。

また焼入による面積率の変化は 820°C において面積率の歩留として 40.3% であり、これより高温ではほぼ直線的に減少して 860°C において 22.1% を示し最終

Fig. 3. Influence of heat-treatment on carbide particles.

Fig. 2. Influence of heat-treatment on carbide particle size.

焼入時の面積率は焼入前の size および面積率と直線相関が認められその関係はそれぞれ次式で与えられた。

size (x) と面積率 (y)

相関係数 $r = 0.824$

x の y に対する回帰直線 $y = 2.68x - 0.51$

焼入前面積 (x) と焼入後面積 (y)

相関係数 $r = 0.705$

x の y に対する回帰直線 $y = 0.49x - 3.16$

IV. 結 言

以上のことから本鋼種においては低温球状化処理によつては炭化物の完全な球状化は必ずしも期待されず、高温球状化処理によつては完全な炭化物の球状化は行なわれ得るが所期の分布を期待することは必ずしも容易ではなく、調質球状化処理によつて所期の炭化物の分布を調整することが比較的容易であるといえるであろう。

また炭化物の分布状況は熱処理操作によつて変化するが初期の分布によつて影響を受け、とくに焼入操作後のそれはその直前の炭化物の分布状況に大きく左右されることが判つた。

(145) 鉛快削鋼の熱処理による被削性の変化について

(鉛快削鋼の研究—Ⅷ)

大同製鋼研究所 伊 藤 哲 朗

Machinability of the Lead Free-Cutting Steel after Various Heat Treatments.

(Study on leaded free-cutting steels—Ⅷ)

Teturo Iro.

I. 結 言

鉛快削鋼の熱処理組織と被削性の関係は無鉛鋼と大差ないものと考えられるが、これについて系統的に実験した資料は国内にみあたらない。ここでは機械構造用炭素鋼を焼ならし、焼なまし、および焼入、焼もどしたもののについてその被削性をしらべてみた。

II. 実 験 方 法

1. 供試材

供試材は S47C とその鉛快削鋼 S47CF (鉛含有量 0.18%) で、その熱処理方法、硬さおよびパーライト結晶粒度を Table 1 に、鉛快削鋼の鉛粒の大きさと分布を Table 2 に示す。

Table 1. Heat treatment of leaded and lead-free steels.

Heat treatment		Hardness H _B	
Treat.	Temp. hour,	S47CF	S47C
Annealing	850°C × 3	176	170
Normalizing	880°C × 2	207	201
Hardening	650°C × 2 W.T	244	244
	550°C " "	275	282
	500°C " "	290	313
	450°C " "	319	341
Grain size (As normalized).		7.0	7.1

Table 2. Size and distribution of Pb particles in the leaded free-cutting steel.

Size (mean value)		Distribution number/mm ²
Dia	Length	
2.5 μ	31.1 μ	0.16/mm ²

2. 試験用旋盤と工具

大隅鉄工所製 4 呎試験旋盤で工具は多元炭化物系超硬 ST1, その形状は 31 型 2 号, 刃先形状 0°-6°-6°-6° 15°-15°-0.3mm, 取付時の突出し量は 20mm とした

3. 切削条件

一般に焼入焼もどし材は仕上切削をすることが多いので送り 0.12mm/rev, 切込 0.4mm, 切削速度は 20 m/mn とした。

III. 実験結果と考察

1. 工具寿命試験

供試材の切削深さは焼入層の厚さの関係から 2mm とどめ、切削中 1 分または 2 分ごとに工具刃先の摩耗を測定した。この測定値から逃げ面摩耗巾が 0.2mm に達するまでの工具寿命時間を推定し Fig. 1 に示す。図

Fig. 1. Tool life of leaded and lead-free steels with different hardness.

よると工具寿命は硬さの影響よりも熱処理組織の影響を強く受け、焼もどし温度 650°C の供試材の組織は粒状のパーライトに近いソルバイトであり、 550°C 以下の温度で焼もどしたものはツルースタイトに近いソルバイトで、この中間に工具寿命の変曲点がある。つぎに鉛快削鋼は全般に無鉛鋼より工具寿命が長く、とくに硬さの高い範囲でよい成績を示すことがわかる。なお工具掘い面摩耗は鉛快削鋼の焼ならし、および 650°C 、 550°C 焼もどし材にのみ認められたが、極く微量で工具寿命にはまったく影響はなかった。

2. 切屑の測定

工具寿命試験中工具刃先の摩耗が進行せず、かつ切屑の出方が安定した時期に切屑を採取しその厚さとカール半径を測定した。測定結果を Fig. 2, Fig. 3 に示す。切屑の厚さは被削材の硬さの上昇とともに薄くなり、切削抵抗は硬さの上昇の割には大きくなることを示しており、かつ組織の影響も大きいようである。鉛快削鋼の切屑厚さは無鉛鋼より全般的に薄く、硬さの大きい所でその差は減ずる。切屑のカールは両鋼種でいちじるしくことなり、鉛快削鋼のカール半径は無鉛鋼のほぼ 50

Fig. 2. Chip thickness at various hardness of leaded and lead-free steels.

Fig. 3. Chip radius at various hardness of leaded and lead-free steels.

分の 1 で、切屑の出方からみた鉛快削鋼の被削性は非常によいことがわかる。このカールは鉛快削鋼ではやや被削材の硬さとともに変化しているが無鉛鋼では硬さや組織に関係がないようである。

3. 仕上面あらさ

仕上面あらさの試験は寿命試験後工具刃先を再研磨して行なった。あらさの測定には電子管式あらさ計および万能投影器による光切断法を用いた。

測定結果を Fig. 4 に示す。両鋼種とも供試材の硬さの影響よりも組織の影響を強く受けるようで、ほぼ工具寿命試験と似た傾向を示している。鉛快削鋼の仕上面あらさは硬さの低い範囲では無鉛鋼よりやや劣るようであるが硬さの高い所では無鉛鋼よりよくなり、かえって硬さが増すとともにあらさは小さくなっている。

Fig. 4. Surface roughness of leaded and lead-free steels at various hardness.

IV. 結 言

鉛快削鋼の組織と被削性の関係を無鉛鋼とくらべながらしらべてみた結果、鉛快削鋼の被削性は被削材の組織、硬さにかかわらず無鉛鋼よりよく、その組織や硬さに対する感受性は全般的には無鉛鋼と似ているが硬さの高い範囲で工具寿命や仕上面あらさの劣化が無鉛鋼ほど高くない。なお両鋼種ともその切屑カール半径は供試材の硬さや組織の影響をほとんど受けないが、切屑厚さ、工具寿命、および仕上面あらさは組織の影響を強く受ける。