

Table 2. Comparison of lives of the mould

Mould types	Tests	Test mould		Non-treated mould, mean life
		Maker	Mean life	
K60D	High-temp. Inoc.	K	95.7	92.0
		L	142.7	137.8
		K	95	92.0
K68-2	Inoc.	N	196.3	193.0
		P	247.7	212.6

好な結果である。クレージグの模様は Si の低い L 社のものが小柄になつている。

(2) K68-2 型: P, N 両社の接種試験鑄型の成績は同一製造所の同一使用時期のものと比較すると, P 社では 16% 強, N 社では 1.7% の寿命増加を示した。N 社の不振の原因は Si がやや低目のためと思われる。クレージグの模様は一般に小柄であるが Si 量の低い N 社の方が更に小柄になつている。

(3) 総合結果: 高温溶解および接種試験を通じて木炭鉄配合を欠いたものは成績不良であつた。化学成分上 Si の高いものはクレージグが大柄である。地金配合および化学成分が適正であれば, 高温溶解および接種の何れかによつて, 若干の鑄型寿命の増加が期待される。従つて炉前分析を迅速に行えば Si の取鍋添加によつて鑄型材質の改善が可能なることを明示している。鑄型本体とは別鑄込の試片の試験結果と鑄型寿命の間に明確な関係は見出されないが, この主因は製造所別に鑄込温度, 鑄物砂, 砂付の厚さ等が異なるためであつて, 同一製造所内ではやはり (応力/伸) の値の小さいものが良好だと判断される。

#### IV. 結 言

鑄型材質の改善策として高温溶解および接種の試験を行つたが, 適切な操業を行えば高温溶解或いは接種によつて鑄型材質改善が可能である事, および黒鉛飽和度 1.0 前後のものでも高温溶解或いは接種の効果があることが判明した。ただ今回の試験では化学成分のばらつきがあつて, これを補うに足るだけの鑄型本数が不足しているので, 高温溶解および接種の特殊効果を明確にするためにはなお相当数の鑄型を試作して検討する必要があると思ふ。

#### 文 献

- 1) Brinkmann, G. and P. Tobis: Giesserei 29 (1942), pp. 317~20 & 340~41
- 2) 日本鉄鋼協会鑄物部会編「鋼塊用鑄型に関する研究」昭和 29 年 6 月, p. 19

## (20) 鋼のオーステナイト結晶粒度に及ぼす V の影響 (II)

### Effect of Vanadium on the Austenite Grain Size in Iron & Steel (II)

Kazuo Kunii, et alii

K.K. 神戸製鋼所 工 高尾 善一郎  
理 成 田 貴 一・工〇国 井 和 扶

#### I. 緒 言

前報<sup>1)</sup>において Fe-V, Fe-O-V, Fe-N-V 系のオーステナイト結晶粒度におよぼす V の影響について報告したが, 今回は C, O, N 等の共存する実用鋼の場合についての影響を検討し前報同様オーステナイト結晶粒の微細化および成長抑制作用を認めると共に鋼塊組織の改善に効果のあることを知つた。以下実験経過について簡単に報告したい。

#### II. 実 験 方 法

電気炉鋼を対象としてまずタンマン炉にて C=0.2~0.9%, N=0.010~0.020%, O=0.010%, の炭素鋼を熔製しこれに工業用の Fe-V (V=40%) を用い V を 0~0.2% 添加し約 2kg の鋼塊を得, 結晶粒度におよぼす V の作用について共存の N, C, 並びに O との相関性を調べ実用鋼についての基礎的検討を行つた。一方 100K.V.A 塩基性高周波炉により C=0.3%, Mn=0.60%, Si=0.40%, P, S<0.010%, N=0.010%, O=0.010% なる炭素鋼を熔製し同様 V を 0~0.2% 添加して約 15kg の鋼塊を作り, 上記実験結果と比較検討した。

供試鋼は鋼塊の状態でデンドライト晶発達の状態を調べると共にオーステナイト結晶粒度についても検討し, 更に鍛造比 10 に鍛伸後の鍛材についてもオーステナイト結晶粒度を測定し鍛伸後の V の微細化作用を検討した。

オーステナイト結晶粒度の測定に際しては V 炭化物の影響を考慮して焼入法を採用したが一般に従来の慣習より滲炭法が広く用いられているので滲炭法による粒度測定を併用したが両者の測定法による現出粒度には事実上差異は認められなかつた。

#### III. 実 験 結 果

##### 鋼塊組織

鋼塊組織は Photo. 1 (幻灯) に示す如く V の添加と共に柱状晶が消失する傾向が強くなり, また一次晶も, Photo. 2 (幻灯) および Fig. 1 に示す如く  $\Sigma V=0.04$

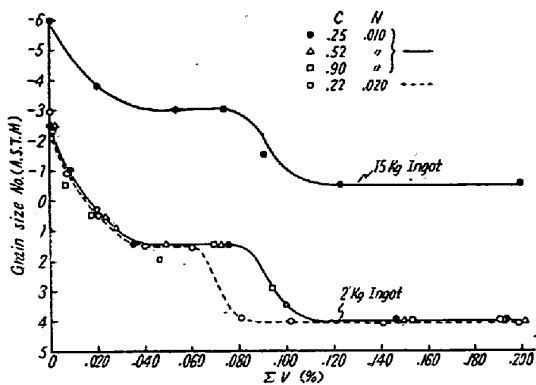


Fig. 1. Relation between primary grain size and V contents ( $\Sigma V$ )

%および  $\Sigma V = 0.12\%$  附近で2段に微細化する。第1段微細化は N, C 量に無関係であるが、鋼塊が大きくなる、即ち鎮静時間、凝固速度がおそくなると低減される様であり、他方第2段微細化は前者の様な物理的条件には無関係であるがN量が多くなると低V側に移行する。この様な複雑な微細化の様相はO, Nの共存の結果であつて凝固時の主としてV化合物の挙動と密接な関係を有するものであるが、熔鋼に Fe-V を添加した場合、凝固時における酸化物、窒化物の溶解度<sup>2)3)</sup>よりしてまず酸化物、次いで窒化物が生成されるものと思われ第1段微細化は酸化物、第2段微細化は窒化物の核作用によるものと推定され前者が鋼塊が大きくなると低減するのは核作用をなす酸化物の凝集、浮上の機会が多くなりその作用が低下するためであり、第2段微細化がN量に左右されるのはこれが窒化物に起因することを示すものである。また柱状晶の消失も同様これら化合物の核作用によりその発達を阻止される結果である。

従つて Fe-V 添加により一次晶の微細化を計るには鋼塊の大小に関係しない第2段微細化を目標として電気炉鋼の場合  $\Sigma V$  として  $0.12\%$  が必要である。

オーステナイト結晶粒および粗大化温度

鋼塊鍛材のオーステナイト粒度、粗大化温度におよぼすVの影響を Fig.2に示す。これによると鋼塊のオーステナイト粒(鋼塊をオーステナイト域に再加熱した場合の粒度)はVの増加に伴つて2段に微細化する。しかし第1段微細化は一次晶同様  $\Sigma V = 0.04\%$  附近であるが鋼塊が大きくなると矢張り低減され第2段微細化は、 $\Sigma V = 0.10\%$  附近に現われるが同様N量が多くなると低V側にずれる。

鍛材の場合は前者と様相を異にし第2段微細化に相当する微細化傾向を示しV量と共に一義的に微細化し  $\Sigma V$

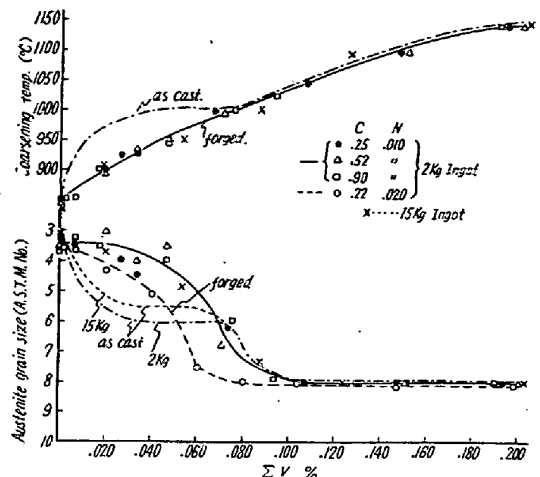


Fig. 2. Relation between austenite grain size and V contents ( $\Sigma V$ )

$= 0.10\%$  で完了するが、N量が多くなると矢張り低V側にずれ、鋼塊の大小とは無関係である。

粗大化温度(平均粒度が No.5 より大きくなる温度)は鋼塊、鍛材共Vの増加に伴つて上昇するが、前者にあつては第1段微細化点に相当するV量までは急激に上昇し、爾後は徐々に上昇する。後者ではV量の増加と共に徐々に上昇する。一方鍛材のオーステナイト結晶粒度と  $6N \cdot HCl$  不溶性残渣中の N:(N) との間には前報<sup>1)</sup>の Fe-N-V 系のそれと全く同様の関係が見られ、(Fig.3) 従つてオーステナイト結晶粒の微細化は (N) (窒化V中のNと考えられる) 即ち、窒化Vがその主因と考えられる。

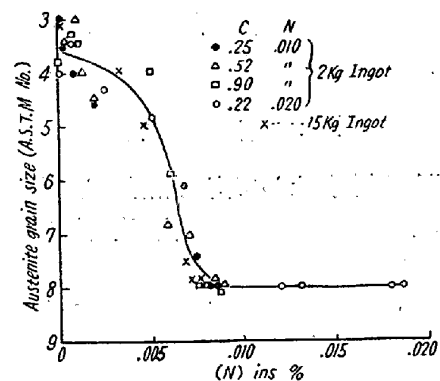


Fig. 3. Relation between austenite grain size and  $6N \cdot HCl$  insoluble N[(N)ins]

以上の様にV添加によつてオーステナイト結晶粒の微細化および粗大化温度の上昇が認められる。しかし鋼塊の状態のものと鍛材とはその様相が異つている。これは樹枝状晶の存在に基づく両者のオーステナイト結晶粒成長性の相異によるものであるが紙面の都合上会場で詳述の予定である。

## IV. 結 言

前報<sup>1)</sup>に引続き実用炭素鋼についてVによる粒度調整に関し検討した結果

1) Vの添加により一次晶が2段に微細化しかつ柱状晶が消失し鋼塊組織の改善が認められる。これらはいずれも Fe-V 添加より生成される酸化物、窒化物の核作用によるもので普通電気炉の場合完全に微細化を計るには  $\Delta V$  として 0.12% を要する。

2) オーステナイト結晶粒はVの添加によつて微細化し粗大化温度が上昇するが、これは主に窒化Vによるものである。この場合鋼塊の状態のものと鍛材とでは微細化の様相を異にするが微細化を計るにはいずれも  $\Delta V$  として 0.10% を要する。

3) 従つて所謂微細粒鋼にして、かつ緻密な鋼塊組織を有する電気炉の熔製には  $\Delta V$  として 0.12% を必要とする。

## 文 献

- 1) 高尾, 下瀬, 成田: 鉄と鋼, 41 No. 9, p. 965
- 2) Basic Open Hearth Steel Making A.I.M.E. 1951
- 3) 有川, 成田: 鉄と鋼, 38, No. 10, p. 39

## (21) 軸受鋼の変態

## (Transformation of Ball-bearing Steel)

Koji Abe, et alii

東京大学工学部 工〇安 倍 浩 二  
工博 橋 口 隆 吉・中 島 陽 三

## I. 緒 言

過共析低合金鋼の等温変態に関してはかなり研究されているが連続冷却変態は研究されていない。

筆者等は軸受鋼第2種材を高温でオーステナイト化し炭化物をほとんど完全に溶解したものについてジョミニ試験片を用い Liedholm の方法によつて連続冷却変態曲線を求め、同じ状態からの等温変態曲線と比較した。

## II. 実 験 概 要

電弧炉で熔製した軸受鋼第2種材を 32mm $\phi$  の丸棒に鍛造し、ジョミニ試験片および等温変態用試料を採取した。試料の化学成分(鍛造熱処理後)は次の通りである。

C 1.10~1.13%, Si 0.39~0.40%, Mn 0.41~0.42%, P 0.013~0.017%, S 0.012%, Cr 1.56~1.59%, Ni 0.12%, Cu 0.14~0.18%

試料のオーステナイト粒度が不均一だと変態が一様に進行しないおそれがあるので、まず 1000°C および 1050°C に 30mn 保持した試料のオーステナイト粒度を試験し、前者は混粒、後者は粒度番号約3の齊粒なる事を確かめオーステナイト化条件を後者とした。

次に冷却曲線を作るためジョミニ試験片の水冷端より 10, 15, 20, 25, 30, 35, 40, 50, 60, 70mm の点に 0.6mm $\phi$  アルメルクロメル熱電対をフラッシュウエルドし、管状電気炉で上記の条件でオーステナイト化後ジョミニ試験機で一端焼入を行い、ストップウォッチを用いて冷却曲線を求めた。

次に同じくジョミニ試験片で一端焼入を行い 20, 30, 50, 70, 95, 140, 200, 290, 420, 600sec 保持後水中に焼入れ硬度および顕微鏡組織を調べ連続冷却変態曲線を作製した。

次に 5mm 角の立方体の試料を管状電気炉を用い上記条件でオーステナイト化後 300°C の塩浴および 400~700°C の鉛浴中に急冷し顕微鏡組織を調べ等温変態曲線を作製した。

## III. 実 験 結 果

(1) 連続冷却: 一次炭化物は 1000 倍以上の倍率で粒界に析出したセメンタイトがようやく識別し得る程度でウィッドマンシュテツテン状の針状セメンタイトは全く見られなかつた。またベーナイトも全く見られず結局変態生成物はトルスタイト、ソルバイト等を含めた広義のパーライトのみであつた。Fig. 1 に連続冷却の変態開始線と終了線および等温変態曲線から計算した変態開始線(何れもパーライトのみ)を示す。5% nital または 5% picral で腐蝕検鏡し、約 1% 変態した点を変態開始点、99% 変態した点を変態終了点とした。Fig. 2 (紙面の都合により省略会場で掲示) に 50, 70, 200, 600 sec 保持中断焼入後の硬度曲線を示す。

(2) 等温変態: 顕微鏡組織は 300°C 附近では普通の針状の下部ベーナイト (Photo. 1), 400°C 附近では、Photo. 2 の様なベーナイト, 500°C 附近では針状の初析セメンタイトと粒界に析出した黒色のパーライトおよびパーライト中に白色のフェライトもしくはベーナイト (Photo. 3) が見られ、600~700°C で析出したパーライトは層状組織が識別できた。

変態開始時間はパーライトのノーズが大体 600°C 附