

論 文

UDC 669.15'26-194.53 : 669.15'28-194.53 : 669.15'292-194.53
: 621.785.3 : 620.1860.8%C 鋼の炭化物の球状化におよぼすクロム, モリブデン
およびバナジウムの影響*

中野 平**・川谷 洋司***・木下 修司****

Effect of Cr, Mo and V on Spheroidization of Carbides in 0.8%C Steel

Taira NAKANO, Hiroshi KAWATANI, and Shushi KINOSHITA

Synopsis:

Effect of Cr, Mo or V on spheroidization of carbides in 0.8%C steel by slow cooling annealing has been investigated.

An addition of Cr remarkably accelerates spheroidization of carbides, while additions of Mo and V do a little. X-ray analysis of carbides has indicated that M_3C and M_7C_3 are only carbides observed throughout the annealing process in 2% and 5%Cr steels, respectively. In Mo and V steels, however, carbides formed by eutectoid reaction proved to differ from those surviving in austenite on annealing, that is $M_{23}C_6$ and M_3C are eutectoid carbides in Mo and V steels respectively, while Mo_2C and VC survive in austenite in Mo and V steels respectively. Although the addition of any of these elements results in increasing amounts of undissolved carbides in austenite, the fact that Cr has a marked effect on spheroidization of carbides strongly suggests that an undissolved particle of carbides in austenite in Cr steels should act as a center for the precipitation of eutectoid carbides since undissolved carbides are identical with eutectoid carbides. Thus it is concluded that identity of carbide precipitating during eutectoid reaction with that surviving in austenite will be of a primary importance in spheroidization of eutectoid carbides by slow cooling annealing.

1. 緒 言

前報¹⁾では 0.8%C-Cr 鋼を用いて、徐冷法による炭化物の球状化処理における球状化におよぼす Cr 量の影響ならびに炭化物の球状化機構について調べ、Cr 量が多いほど球状化処理が容易になること、球状炭化物を得るためにはオーステナイト中に残存炭化物が必要なこと、完全球状化組織を得るためには残存炭化物数に対応した臨界冷却速度が存在すること、などを示した。本報では徐冷法による炭化物の球状化におよぼす Mo, V の影響を調べ、前報で使用した Cr 鋼もあわせて球状化過程における炭化物の種類、組成を調査し、球状化処理における Cr, Mo, V の各元素の役割について若干の考察を加えた結果を報告する。

炭化物の球状化処理のうち、焼入焼もどし法による球状化におよぼす合金元素の効果については佐藤ら²⁾の研究があり、特殊炭化物を生成する元素と生成しないものとに分けて論じているが、徐冷法によるものに関しては C³⁾⁴⁾, Cr¹⁾以外のものについては著者らの知るかぎり見あたらない。

2. 供試材ならびに実験方法

供試材は Table 1 に示すように、いずれも 0.8%C を含有する 7 つの鋼で、2 および 5%Cr 鋼は前報¹⁾の実験に用いたものである。これらはいずれも 100 kVA 塩基性高周波炉にて大気溶解を行ない、90 kg 鋼塊とした後 15 mm φ に鍛伸した。そしてそれを真空中で 1200°C × 50hr 拡散均一化焼なまししたのち供試した。

* 昭和 43 年 9 月, 44 年 3 月本会講演大会にて発表 昭和 50 年 5 月 16 日受付 (Received May 16, 1975)

** (株)神戸製鋼所開発企画部 工博 (Kobe Steel, Ltd.)

*** (株)神戸製鋼所加古川製鉄所 (Kobe Steel, Ltd.)

**** (株)神戸製鋼所中央研究所 工博 (Central Research Laboratory, Kobe Steel Ltd., 1-3-18 Wakino-hama Fukiai-ku Kobe 651)

Table 1. Chemical composition of steels (wt%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V
0.8%C	0.80	0.23	0.45	0.011	0.011	0.06	—	—
2%Cr	0.79	0.18	0.42	0.016	0.011	2.05	—	—
5%Cr	0.80	0.24	0.48	0.016	0.012	5.12	—	—
0.5%Mo	0.80	0.15	0.40	0.014	0.009	—	0.49	—
1%Mo	0.79	0.14	0.38	0.016	0.010	—	0.96	—
2%Mo	0.79	0.27	0.39	0.014	0.013	—	2.07	—
0.5%V	0.80	0.18	0.43	0.014	0.008	—	—	0.52
1%V	0.78	0.17	0.42	0.013	0.008	—	—	1.06

Table 2. Extraction solution for carbides.

Carbide	Method	Solution
Fe ₃ C (FeV) ₃ C	Electrolytically extracted	30% citric acid, 15% sodium citrate 12% potassium bromide
(FeMo) ₃ C (FeCr) ₃ C	Electrolytically extracted	5% HCl in methanol
Mo ₂ C Cr ₇ C ₃	Chemically extracted	60% H ₂ SO ₄
VC	Electrolytically extracted	7% HCl, 3% FeCl ₃ , ethylene glycol

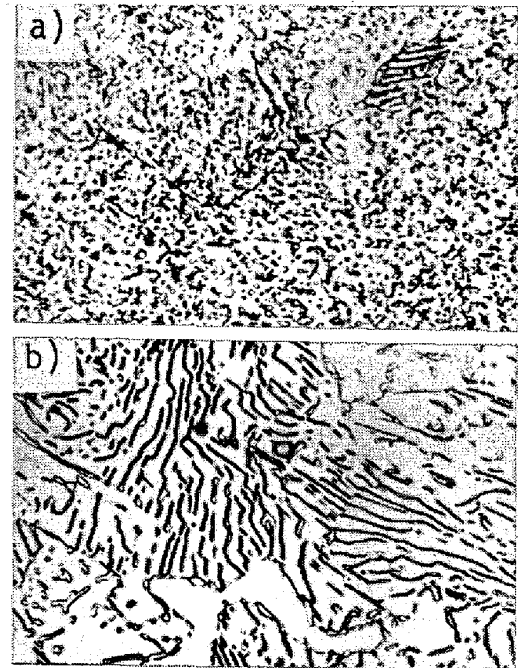
球状化前処理として2%Cr鋼では1000°C×1hr→700°C×15hr, 5%Cr鋼では1000°C×1hr→700°C×15hr, Mo鋼, V鋼では1000°C×1hr→600°C×15hrの恒温変態を行なった。またMo, V鋼では恒温変態のほか1000°C×1hr油冷後600°C×15hr焼もどしの処理も行なった。

球状化処理前後の炭化物を分離抽出し、種類を調査した。炭化物の抽出には炭化物の種類によってTable 2に示す溶液を用いた。なお球状炭化物としては長軸が短軸の2倍以下のもの⁵⁾とした。

3. 実験結果

3.1 炭化物の球状化におよぼす Cr, Mo, V の効果

Photo. 1はTable 1に示す0.8%C鋼に1000°C×1hr→700°C×15hrの恒温変態前処理を行なったのち、760および800°Cで2hr加熱し、続いて20°C/hrで炭化物の球状化処理を行なったときの組織写真である。オーステナイト化温度が760°Cの場合にはかなりの球状炭化物が認められるが800°Cになるとその数は非常



(×1000)

Photo. 1. Microstructures obtained by cooling 0.8 %C steel at 20°C/hr after heating at a) 760°C and b) 800°C for 2hr.

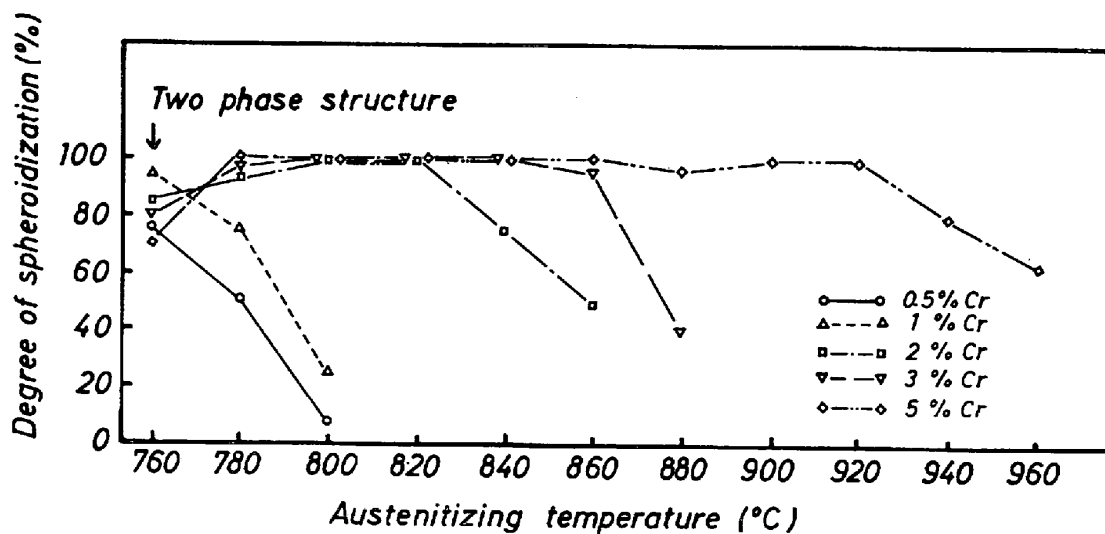
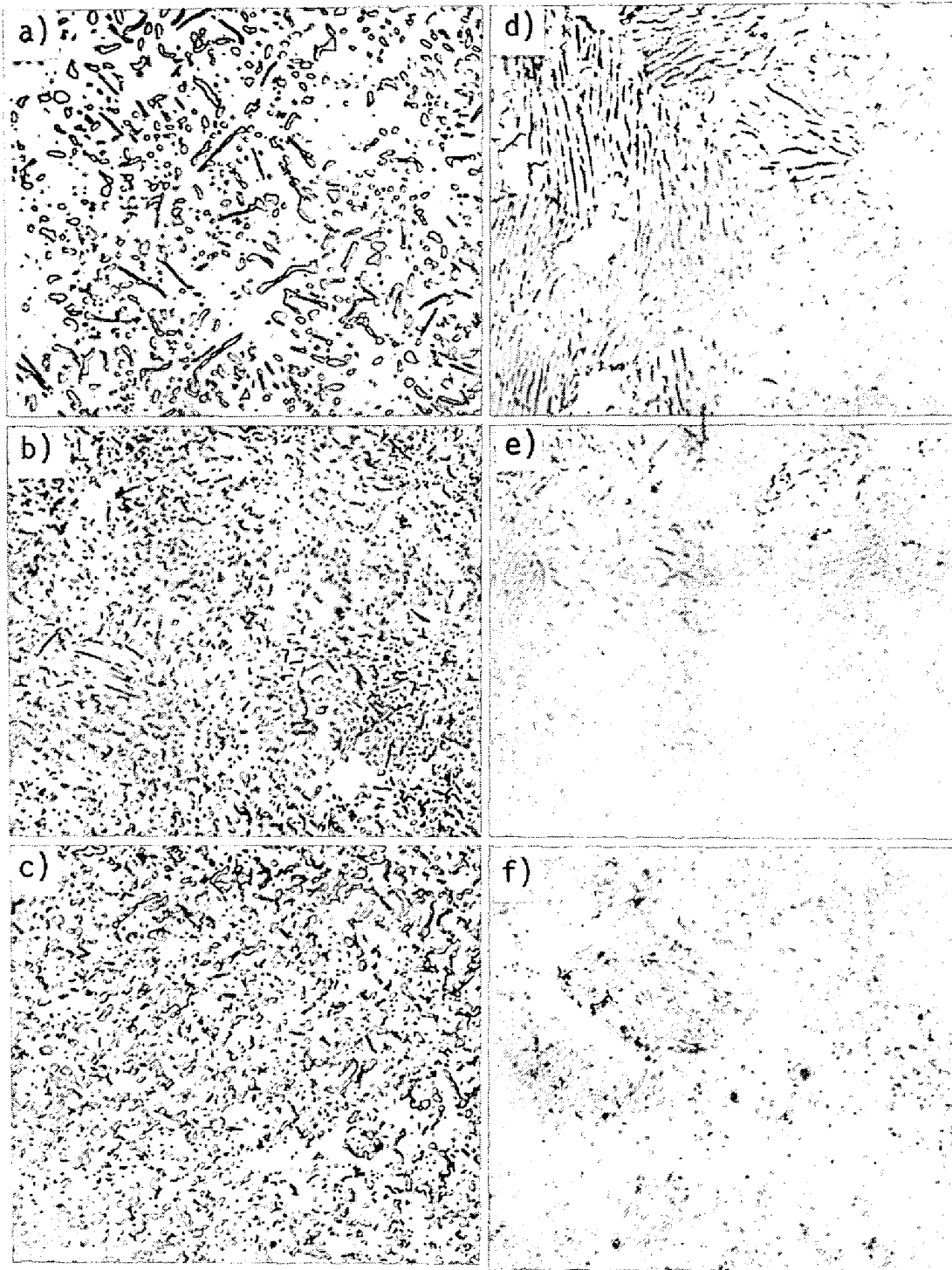


Fig. 1. Degree of spheroidization as a function of austenitizing temperature in steels containing various amounts of Cr cooled at 20°C/hr after austenitizing.

に少なくなり、大部分が棒状あるいは盤状になる。Fig. 1は前報¹⁾で報告した炭化物の球状化度におよぼす Cr 量の効果を示したもので、 $1000^{\circ}\text{C}\times 1\text{hr}\rightarrow 700^{\circ}\text{C}\times 15\text{hr}$ の恒温変態処理後、 $760\sim 960^{\circ}\text{C}$ で 2hr オーステナイト化し、続いて $20^{\circ}\text{C}/\text{hr}$ の一定速度で冷却して炭化物を

球状化処理したものである。Cr 量が 0.5% の場合にはこの条件では 100% 球状化組織を得ることは困難であるが、Cr 量が増加するにつれて 100% 球状化組織が得られる温度は広くなり、球状化処理が容易になることがわかる。

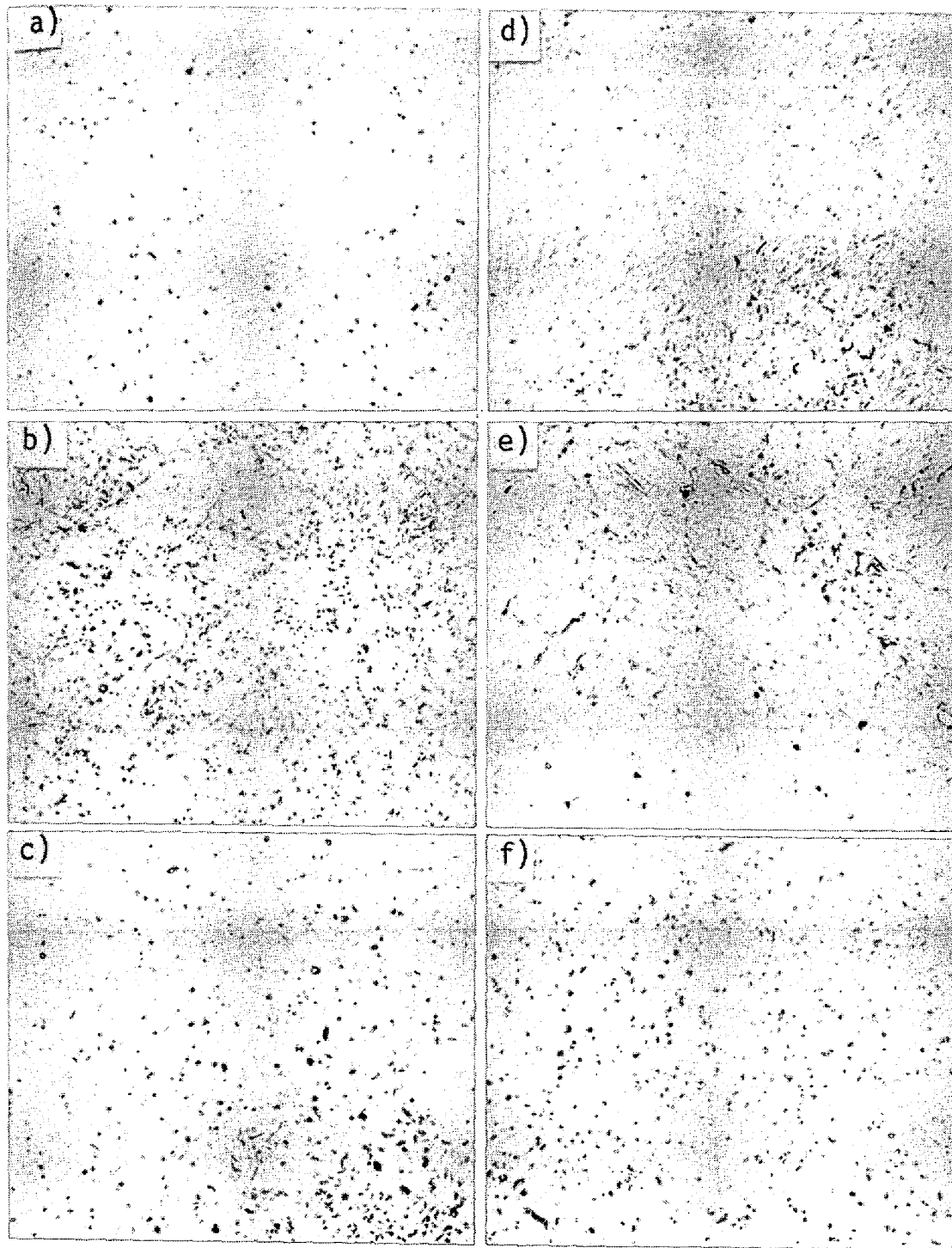


($\times 1000$)

Photo. 2. Microstructures obtained by cooling Mo steels at $20^{\circ}\text{C}/\text{hr}$ after heating at a), b), c) 760°C and d), e), f) 800°C for 2hr. a) and d) : 0.5% Mo steel, b) and e) : 1% Mo steel and c) and f) : 2% Mo steel.

Mo 鋼に $1000^{\circ}\text{C} \times 1\text{hr} \rightarrow 600^{\circ}\text{C} \times 15\text{hr}$ の恒温変態前処理を行ない、 760 および 800°C に 2hr 加熱したのを $20^{\circ}\text{C}/\text{hr}$ で冷却して炭化物を球状化したときの炭化物組織を Photo. 2 に示す。 760°C でオーステナイト化した場合、各鋼ともかなりの量の球状炭化物が認められ、

Photo. 1 の $0.8\% \text{C}$ の場合と比較しても大差は認められない。 800°C でオーステナイト化すると、各鋼とも球状炭化物数は減少し、棒状炭化物（真に棒状かどうかわからないが、写真の上で棒状にみえるものを以後棒状と呼ぶ）の量が増加しているが、球状炭化物は Mo 量が増え



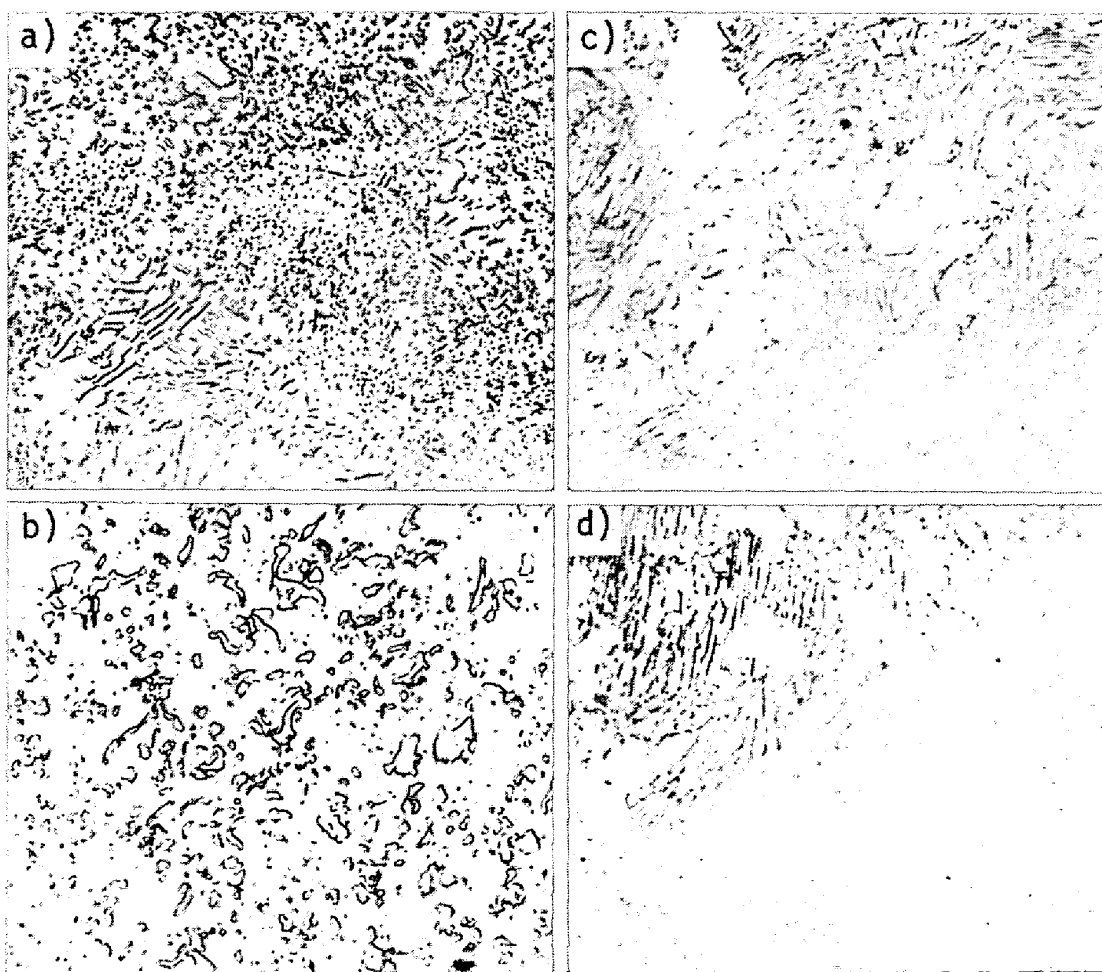
($\times 1000$)

Photo. 3. Microstructures obtained by quenching Mo steels after heating at a), b), c) 760°C and d), e), f) 800°C for 2hr . a) and d) : $0.5\% \text{ Mo}$ steel, b) and e) : $1\% \text{ Mo}$ steel and c) and f) : $2\% \text{ Mo}$ steel.

ると増加する。0.8% C 鋼と比較すると、0.5% Mo 鋼では大差ないが、1 および 2% Mo 鋼では球状炭化物数は多くなる。このように Mo を添加した場合、添加量が少ないと顕著な効果は認められないが、Mo 量が増えると球状炭化物数は増加する。しかしながら、本研究で行なった条件範囲ではいずれの Mo 鋼も 100% 球状炭化物組織は得られず、炭化物の球状化におよぼす Mo の効果は Cr に比較して著しく小さい。徐冷法により炭化物の球状化を行なう場合、オーステナイト化時に残存する炭化物がその後の球状化過程で大きな役割を果すことが知られている¹⁾⁶⁾。Photo. 3 は 760°C に 2hr 加熱後急冷して、オーステナイト化時に残存する炭化物を調べたものである。0.5% Mo 鋼では残存炭化物量は少ないが、Mo 量が増加するにつれて残存炭化物数は増加し、1% の Mo 添加によりかなりの量の微細炭化物の残存が認められるようになる。オーステナイト化温度を 800°C に上昇させると残存炭化物は少なくなる。以上は球状化前

処理として恒温変態を行なった場合であるが、焼入焼もどしを行なっても大差なく、球状化処理後の炭化物間隔が恒温変態を行なった場合よりやや大きい傾向が認められた。

V 鋼についても Mo 鋼と同様に 1000°C × 1hr → 600°C × 15hr の恒温変態前処理後、760 および 800°C に 2 hr 加熱し、20°C/hr で冷却して炭化物の球状化処理を行ない、その組織を調べた。Photo. 4 にそれを示す。760°C から冷却して球状化した場合 0.5% V 鋼では 0.8% C 鋼と大差ないが、1% V 鋼では組織形態がやや異なり、炭化物はやや塊状の棒状になる。800°C から球状化すると、760°C の場合に比較して球状あるいは塊状炭化物は減少し、棒状炭化物が多くみられるようになる。また 0.8% C 鋼と比較すると 0.5% V 鋼では大差が認められないが、1% V 鋼では棒状炭化物が少なく、かなりの球状炭化物が存在する。このように V の添加量が少ないときは、V の炭化物の球状化におよぼす効果はほとんど認



(×1000)

Photo. 4. Microstructures obtained by cooling V steels at 20°C/hr after heating at a), b) 760°C and c), d) 800°C for 2hr. a) and c) : 0.5% V steel and b) and d) : 1% V steel.

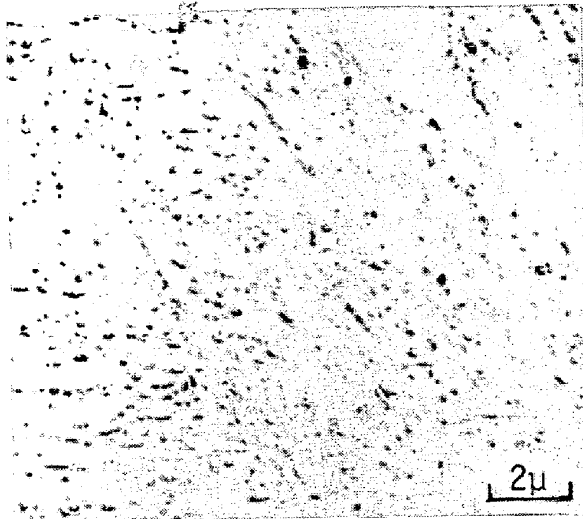


Photo. 5. Microstructure obtained by quenching 1% V steel after heating at 760°C for 2hr.

められないが、添加量が多くなるとその効果が認められるようになる。しかしながら、Mo 鋼の場合と同様に、試験した条件範囲内では 100% 球状化組織は得られず、炭化物の球状化におよぼす 1% までの V の添加の効果は小さいと考えられる。Photo. 5 はオーステナイト化時に残存する炭化物を 760°C に 2 hr 加熱した 1% V 鋼に

ついて示したものであるが、かなりの残存炭化物が認められる。なお前処理として焼入焼もどしを行なった場合でも、炭化物の球状化におよぼす V の効果は、恒温変態の場合とほぼ同じであった。

3.2 炭化物の種類

Table 3 に各供試材の前処理時、球状化のためのオーステナイト化時ならびに球状化後の炭化物を X 線によって調べた結果をまとめて示す。2% Cr 鋼ではすべての状態において、存在する炭化物はセメンタイト型の M_3C であり、5% Cr 鋼では M_7C_3 である。

Mo 鋼については前処理状態では各鋼とも前処理の相異により存在する炭化物の種類は異なるが、オーステナイト化状態ならびに球状化処理状態では前処理のいかんにかかわらず炭化物の種類は一定となる。なお、0.5% Mo 鋼のオーステナイト化時の残存炭化物量は痕跡で X 線回折は不可能であったが、Photo. 3 に示したように若干の炭化物の残存が認められる。この炭化物はおそらく Mo_2C とされる⁸⁾。Photo. 2 に示したように、球状化処理後の Mo 鋼には球状の炭化物と棒状の炭化物が存在するが、0.5 および 2% Mo 鋼を用いてこれを電子回折により同定したところ、いずれも球状炭化物は Mo_2C であり、棒状炭化物は $M_{23}C_6$ であることが知ら

Table 3. X-ray analysis of carbides in various steels examined.

Steel	Preheat treatment	As Preheat treated	Austenitized	Spheroidized
2%Cr	Isothermal (1000°Cx1hr→700°Cx15hr)	M_3C	M_3C ^{*1}	M_3C ^{*3}
	Isothermal (1000°Cx1hr→600°Cx15hr)	M_3C	M_3C ^{*1}	M_3C ^{*3}
5%Cr	Isothermal (1000°Cx1hr→700°Cx15hr)	M_7C_3	M_7C_3 ^{*1}	M_7C_3 ^{*3}
0.5%Mo	Isothermal (1000°Cx1hr→600°Cx15hr)	$M_3C+M_{23}C_6$	trace ^{*2}	$M_{23}C_6$ ^{*4}
	Quench-tempered (1000°Cx1hrOQ, 600°Cx15hr)	M_3C+Mo_2C	trace ^{*2}	$M_{23}C_6$ ^{*4}
1%Mo	Isothermal (1000°Cx1hr→600°Cx15hr)	$M_{23}C_6$	—	$M_{23}C_6$ ^{*4}
	Quench-tempered (1000°Cx1hrOQ, 600°Cx15hr)	M_3C+Mo_2C	Mo_2C ^{*2}	$M_{23}C_6$ ^{*4}
2%Mo	Isothermal (1000°Cx1hr→600°Cx15hr)	$M_{23}C_6+Mo_2C$	Mo_2C ^{*2}	$M_{23}C_6$ ^{*4}
	Quench-tempered (1000°Cx1hrOQ, 600°Cx15hr)	M_3C+Mo_2C	Mo_2C ^{*2}	$M_{23}C_6$ ^{*4}
0.5%V	Isothermal (1000°Cx1hr→600°Cx15hr)	M_3C+VC	M_3C+VC ^{*2}	M_3C+VC ^{*4}
	Quench-tempered (1000°Cx1hrOQ, 600°Cx15hr)	M_3C+VC	VC ^{*1}	M_3C+VC ^{*4}
1%V	Ithermal (1000°Cx1hr→600°Cx15hr)	M_3C+VC	VC ^{*2}	M_3C+VC ^{*4}
	Quench-tempered (1000°Cx1hrOQ, 600°Cx15hr)	M_3C+VC	VC ^{*1}	M_3C+VC ^{*4}

*1 800°Cx2hr, *2 760°Cx2hr, *3 800°Cx2hr→738°Cx2hr(Isothermal)

*4 Cooled at 20°C/hr after 800°Cx2hr

れた。したがってTable 3では球状化处理状態での Mo 鋼の炭化物は $M_{23}C_6$ のみになつているが Mo_2C も存在する。

V 鋼に関しては前処理状態では両供試材ともいずれの前処理でも M_3C と VC 炭化物であり、オーステナイト化時には恒温変態前処理した 0.5%V 鋼だけに M_3C の残存が認められるが、その他はいずれも VC のみである。恒温変態前処理を行なつた 0.5%V 鋼のみに M_3C が認められるのは、前処理として焼入焼もどしを行なつたものよりも恒温変態したものの方が M_3C 炭化物の大きさが大きいので、オーステナイト化時の溶け込みに長時間を要し、残存したもので十分な時間保持すれば完全に分解固溶するものと察せられる。球状化处理後の炭化物は前処理、鋼種の如何をとわずいずれも M_3C と VC 炭化物である。さらに 1% V 鋼を用いて炭化物形態と種類の関係を電子線回折により調べたところ、微細な球状のものは VC であり、棒状の炭化物は M_3C であることが知られた。

4. 考 察

以上の実験結果から Cr 鋼では、球状化处理におけるオーステナイト化時に残存する炭化物は 2% Cr 鋼では M_3C 、5%Cr 鋼では M_7C_3 と種類は異なるが適当な冷却条件で冷却すると球状化处理後もそれがそのまま球状に成長して 100% 球状炭化物組織を生成し、Cr 量が増加するほど球状化しやすいことが知られた。Mo 鋼および V 鋼では Mo, V 量の増加とともに球状炭化物量は増える傾向にあるが、本実験に用いた 20°C/hr の冷却速度の場合には Cr 鋼の場合と異なつて 100% 球状化した組織を得ることはできず、かなりの量の棒状の炭化物が認められた。抽出残渣の X線回折ならびに電子線回折の結果、Mo 鋼ではいずれも微細粒状炭化物は Mo_2C 、棒状炭化物は $M_{23}C_6$ 、V 鋼では微細粒状炭化物は VC、棒状炭化物は M_3C であることが知られた。オーステナイト化時に残存している炭化物は Mo 鋼では Mo_2C 、V 鋼では VC で、球状化处理状態でみられる M_3C 、 $M_{23}C_6$ はオーステナイト化により分解固溶する。

Cr 鋼ではオーステナイト化時に残存する炭化物と、それを共析変態させたときに析出する炭化物の種類が同じであることが、Cr 鋼の球状化处理を容易にしていることと深い関係があると思われる。

オーステナイトの共析変態に際して、通常な盤状の炭化物とフェライトが積層した層状組織の形態を取るかについては確たる理由づけは行なわれていないが、析出炭化物の量に比して少ない優先核生成場所（結晶粒界や

非金属介在物表面など）を有効に利用し、析出にともなう歪エネルギーや、変態を律速する粒子の拡散距離をあたえられた条件下で最小にしながらか変態が進行する過程が層状組織を形成する過程であると考えられる。Cr 鋼の場合にはオーステナイト化時に残存している炭化物と共析変態時に析出する炭化物が同じ種類（組成は若干異なる）であるため、共析変態に際して多くのエネルギーを必要とする核生成の過程は残存炭化物を析出の中心として利用することにより必要でなく、過冷度が小さい場合には共析変態時に析出する炭化物はすべて残存炭化物のところに析出することにより、律速粒子の拡散距離の点からも有利になり、100% 球状化組織となる¹⁾。しかしながら Mo 鋼や V 鋼では事情が異なつている。Mo 鋼や V 鋼でも Mo や V の添加量を増大すればかなりの炭化物がオーステナイト中に残存しているが、既述のように残存炭化物と共析変態時に析出する炭化物とはその種類が異なつている。Mo 鋼におけるオーステナイト化時の残存炭化物は Mo_2C であるが、恒温変態時にも Mo_2C が析出することは Kuo ら¹¹⁾によつて報告されており、V 鋼においても残存炭化物と同じ VC が恒温変態時に析出する¹²⁾。しかしながら、これらの炭化物への他の置換型元素の固溶限はきわめて少なく Mo_2C では¹³⁾原子比で $Cr \approx 0.3$, $V \leq 0.3$, $Fe \approx 0 \sim 0.2$, VC では¹³⁾ $Fe + Cr + Mo \leq 0.15$ である。したがつて Mo_2C ならびに VC にはほとんど Fe は固溶されず、共析変態に際して C が M_2C ならびに MC (M は置換型元素) として十分に析出するには Mo および V の量が不足している。かくして共析変態時に Mo_2C ならびに VC がオーステナイト中に残存したそれらの炭化物のところに析出したとしてもわずかであり、過剰の C は Mo_2C および VC 以外の炭化物として析出せねばならないことになる。したがつて、 M_3C 、 $M_{23}C_6$ がオーステナイト中に残存した炭化物とは別に新たに核生成し、棒状に析出したものと考察される。

このように球状炭化物組織を得るためには、共析変態時に析出する炭化物と、オーステナイト中に残存する炭化物の種類が一致していることが必要であると思われるが、共析変態時にはほぼ全量の C が炭化物として析出するため、オーステナイト中に残存する炭化物が共析変態により排出される C を吸収する場合、あたえられた組成範囲内でのその炭化物の C の量的吸収能力が問題となる。析出物の析出を論ずる場合、熱力学的な条件以外に速度論的な条件が非常に重要であるが、既述の Mo_2C 、VC に関しては Mo, V 量が不足しているため共析変態時に排出される C の全量を Mo_2C 、VC として吸収すること

は不可能であるが、Mo, V 量をさらに増加し、C 量と釣り合うようにすれば、 Mo_2C , VC として排出する C を吸収することは熱力学的には可能となると考えられる。炭化物生成元素量が C 量に比して少ない場合、共析変態に際して排出される C を炭化物として吸収するためには Fe の炭化物への固溶が大きな問題となる。Fe₂₁Mo₂C₆ で示される¹⁴⁾ M_{23}C_6 や、Cr の 60% まで Fe で置換することが可能¹³⁾な M_7C_3 では大量の Fe の固溶が可能であり、 Mo_2C や VC と異なつてこれらの炭化物を形成する元素の少量の添加により、大量の C を炭化物として吸収できる。5% Cr 鋼では化学量論的には C 量に対して Cr 量が不足しているが、共析変態に際して Fe を固溶して M_7C_3 を生成することが可能なため、オーステナイト中に残存した M_7C_3 を析出の中心として共析変態時に Fe をともなつて M_7C_3 を形成し、球状となる。なお、Cr 鋼が他の鋼に比して球状化が容易であつた理由の 1 つに、5% Cr 鋼における M_7C_3 は 1050°C 付近までオーステナイトと共存することができ¹⁵⁾、2% Cr 鋼では約 950°C まで M_3C がオーステナイト中に安定して存在し得るため¹⁵⁾、オーステナイト化時に凝集粗大化することはあつても消失しないことがあげられる。

前報¹⁾では球状炭化物組織を得るためには、残存炭化物の粒間隔に応じた冷却速度（臨界冷却速度）よりもおそい速度で冷却することが必要であることを示したが、上記の考察から、共析変態に際して析出する炭化物と同種類の炭化物をオーステナイト中に残存させることが肝要であり、しかる後に臨界冷却速度以下の冷却速度で冷却する必要がある。本実験において Mo 鋼、V 鋼の炭化物を 100% 球状化することができなかつたのは、球状化時の冷却速度が不適当であつたということではなく、C 量に比して Mo, V 量が不足していたことがその原因であると考えられる。したがつて本実験に供した Mo 鋼、V 鋼の炭化物を 100% 球状化するためには、 M_{23}C_6 あるいは M_3C を球状化する必要があり、そのためにはそれらの鋼を共析変態させたときに析出する M_{23}C_6 あるいは M_3C の適量をオーステナイト中に残存させ、しかる後に適当な冷却速度で冷却する必要があると思われる。

5. 結 言

0.8% C を含有する Cr 鋼、Mo 鋼、V 鋼を用いて、徐冷法による炭化物の球状化の難易におよぼす Cr, Mo, V の影響を調べ、それに若干の考察を加えて下記の結論を得た。

1) 0.8% C 鋼に Cr を 2, 5% 添加すると Cr 量の増加とともに炭化物は球状化しやすくなる。Mo 鋼 (0.5, 1, 2% Mo), V 鋼 (0.5, 1% V) においても Mo 量, V 量の増加とともに炭化物は球状化しやすくなるが Cr 鋼ほど顕著ではなく、100% 球状炭化物組織を得ることはできなかつた。

2) 抽出残渣の X 線回折によると 2% Cr 鋼ではオーステナイト中の残存炭化物、球状化処理後の炭化物ともに M_3C であり、5% Cr 鋼ではいずれも M_7C_3 である。Mo 鋼ではいずれもオーステナイト中での残存炭化物は Mo_2C であり、球状化処理後は Mo_2C と M_{23}C_6 である。また V 鋼では残存炭化物は VC, 球状化処理状態では VC と M_3C である。なお電子線回折によると球状化処理後にみられる微細な粒状炭化物は Mo 鋼では Mo_2C , V 鋼では VC, 棒状あるいは盤状炭化物は Mo 鋼では M_{23}C_6 , V 鋼では M_3C である。

3) 球状炭化物組織の生成にはオーステナイト中に残存する（析出の中心となる）炭化物の種類と共析変態によつて析出する炭化物の種類の関係が大きな役割を果しており、100% 球状化組織を得るためには両方の炭化物の種類が一致する必要があると考えられる。

終りに臨み、本研究の遂行にあたり懇切な御指導を賜つた京都大学工学部金属加工学教室田村今男教授、高村仁一教授ならびに実験に御尽力いただいた(株)神戸製鋼所中央研究所落田義隆氏および井手英暉氏に深甚なる感謝の意を表します。

文 献

- 1) 中野, 川谷: 鉄と鋼, 58(1972), p. 2012
- 2) 佐藤, 矢島: 鉄と鋼, 36(1950), p. 543
- 3) 日本金属学会編: 新制金属講座材料篇, 鉄鋼 II (1965), p. 173
- 4) 佐藤, 矢島: 鉄と鋼, 37(1951), p. 92
- 5) R. T. DeHoff: Trans. AIME, 224(1962), p. 474
- 6) J. H. Whiteley: JISI, 105(1922), p. p. 339
- 7) 上野, 中野: 機械試験所所報, 11(1957), p. 34
- 8) 佐藤, 西沢, 玉置: 日本金属学会誌, 24(1960), p. 469
- 9) K. Kuo: JISI, 173(1953), p. 363
- 10) 谷野, 西田, 大岡, 吉川: 日本金属学会誌, 29(1965), p. 734
- 11) K. Kuo and L. E. Persson: JISI, 178(1954), p. 34
- 12) A. D. Batte and R. W. K. Honeycombe: JISI, 211(1973), p. 284
- 13) J. H. Woodhead and A. G. Quarrell: JISI, 203(1965), p. 605
- 14) H. J. Goldschmidt: JISI, 160(1948), p. 345
- 15) K. Bungart, E. Kunze and E. Horn: Arch. Eisenhüttenw., 29(1958), p. 193