

# 圧延ロール用高炭素ハイス系合金の凝固機構

大城 桂作\*・小野 幸徳\*<sup>2</sup>・周 宏\*・宮原 広郁\*

Solidification Process of High Speed Tool Steel Type Cast Iron for Rolls

Keisaku OGI, Yukinori ONO, Hong ZHOU and Hirofumi MIYAHARA

**Synopsis :** The phase diagram and the solidification processes are investigated on a series of alloy specimens containing 5%Cr, 5%Mo, 5%W, 0~11%V and 1.0~4.4%C.  $\delta$ ,  $\gamma$ , MC and  $M_3C$  appear as primary phases, and eutectics of  $\gamma$ +MC and  $\gamma$ + $M_3C$  crystallize at boundary compositions between liquidus surfaces of the constituent phases. The compositional extent of each liquidus surface is similar to those of Fe-V-C and Fe-5%Cr-V-C alloy system.  $M_2C$  and  $M_7C_3$  crystallize as eutectic carbides because of segregation of Mo, W and Cr to residual liquid, though they don't appear in the diagram. The species and amount of carbides of this alloy system are estimated on the basis of the diagram and the analysis of redistribution of alloying elements.

**Key words :** solidification ; high speed tool steel ; carbide ; cast iron ; roll ; wear.

## 1. 緒言

鉄鋼の熱間圧延用ワークロールには、高クロム鑄鉄が多用されてきたが、最近になって高速度鋼と類似の合金元素を含有し、炭素量を増して耐摩耗性を向上させた材料が開発されている<sup>1)~4)</sup>。この合金系では、とくにV添加量を増して、高クロム鑄鉄に晶出する $M_7C_3$ 型炭化物よりも高硬度で細かいMC型炭化物および高速度鋼に特有の $M_2C$ 型炭化物を晶出させたことに特徴がある<sup>2)~4)</sup>。またMo, W, Vなどの作用により、熱処理後の基地硬度が高くなっており、従来の高クロム鑄鉄系ロールの数倍の寿命を有している。しかし、本合金のような多元系合金に関する状態図がないため、適正な組織を得るための合金設計を行うのが困難な状況にある。著者等は、5mass%Cr(以下、合金元素量は全てmass%で表す)および15%Cr含有のクロム鑄鉄にV, Nb, Wをそれぞれ単独で添加したFe-5/15%Cr-(V/Nb/W)-C4元系合金の凝固機構を研究し、Cr量が5%および15%の各合金系の液相面に関する状態図を擬3元系とみなしてC量とV, NbまたはW量との関係で表し、その凝固過程を明らかにすることができた<sup>5)~8)</sup>。これら4元合金の状態図に及ぼすCr量の影響は比較的小さかったため、高速度鋼系合金の場合も同様の取り扱いができると考え<sup>9)</sup>、JIS規格のSKH51~53に準じてCr, Mo, Wを5%で一定とし、C, V量を系統的に変化させた合金について凝固開始および完了直後に急冷した試料を作製し、晶出相を同定して液相面の状態図を描き、凝固組織との関連を調査した。しかし、本合金系では液相面の状態図に現れない共晶凝固反応も生じたので、代表的な組

成の合金試料について凝固の進行にともなう残液の組成変化を調査して凝固過程を解析した。

## 2. 実験方法

電解鉄、電極用黒鉛および市販の鉄合金を原料として中間合金を溶製し、Table 1のようにCr, Mo, Wがそれぞれ

Table 1. The chemical compositions of specimens.

Sample number	Chemical composition(mass%)					Carbide
	C	Cr	V	W	Mo	
No.1	1.01	4.32	—	5.20	4.98	M <sub>6</sub> C
No.2	1.29	4.57	—	5.18	4.95	M <sub>6</sub> C+M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>
No.3	1.39	4.23	3.03	4.77	4.90	MC+M <sub>2</sub> C
No.4	1.87	4.53	6.45	5.35	4.80	MC+M <sub>2</sub> C
No.5	1.93	4.41	8.52	5.34	4.90	MC+M <sub>2</sub> C
No.6	1.99	4.16	3.06	4.30	4.94	MC+M <sub>2</sub> C
No.7	2.02	5.09	6.24	3.78	4.98	MC+M <sub>2</sub> C
No.8	2.07	4.82	11.13	4.62	4.77	MC+M <sub>2</sub> C
No.9	2.11	5.00	8.48	5.09	4.64	MC+M <sub>2</sub> C
No.10	2.48	5.17	5.31	4.73	5.27	MC+M <sub>2</sub> C+M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>
No.11	2.50	4.49	3.13	5.05	5.21	MC+M <sub>2</sub> C+M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>
No.12	2.57	4.38	6.93	5.02	4.83	MC+M <sub>2</sub> C
No.13	2.91	5.09	7.16	4.42	5.28	MC+M <sub>2</sub> C
No.14	3.27	4.06	3.42	3.85	5.06	MC+M <sub>2</sub> C+M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>
No.15	3.76	4.64	3.26	5.10	4.96	MC+M <sub>2</sub> C+M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>
No.16	3.81	4.54	3.24	4.84	4.80	MC+M <sub>2</sub> C+M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>
No.17	4.13	4.68	—	4.81	4.88	M <sub>3</sub> C+M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>
No.18	4.16	4.69	3.44	5.02	4.50	MC+M <sub>2</sub> C+M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>
No.19	4.16	4.61	3.77	4.64	4.82	MC+M <sub>2</sub> C+M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>
No.20	4.31	4.57	—	4.77	4.90	M <sub>3</sub> C+M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>
No.21	4.31	4.63	1.22	5.39	4.83	M <sub>3</sub> C+M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>
No.22	4.35	4.62	3.40	5.60	4.83	MC+M <sub>2</sub> C+M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>

平成6年12月8日受付 平成7年6月19日受理 (Received on Dec. 8, 1994; Accepted on June 19, 1995)

\* 九州大学工学部 (Faculty of Engineering, Kyushu University, 6-10-1 Hakozaki Higashi-Ku Fukuoka 812)

\* 2九州大学工学部(現:福岡県工業技術センター) (Faculty of Engineering, Kyushu University, now Fukuoka Industrial Technology Center)

5%で、C量を1.0~4.4%、V量を0~11%に変化させた試料を作製した。ただし、MnとSi量は0.2%以下とした。これらの試料30gを内径20mmのタンマン管に入れ、アルゴン雰囲気シリコン炉で再溶解後、0.17K/s(10K/min)の冷却速度で凝固させ、熱分析するとともに初品の晶出開始直後および凝固終了直後に水中に急冷した。まず、着色腐食法、X線回折法、EPMA分析法により晶出相を同定し、液相面の状態図を作成するとともに、本合金系で生じる凝固反応の種類を合金組成との関係で明らかにした。また、V量が約3%でC量が1.4~3.3%の試料No. 3, 6, 11, 14を用いて、液相状態から0.17K/sで冷却し、凝固途中から急冷した試料を作製し、初晶オーステナイトに対する各合金元素の分配係数を求めるとともに、凝固にともなう残液の組成変化と後続の凝固反応の種類との関連を調査した。

なお、EPMA分析では各元素の特性X線の相対強度を測定し、ZAF法による補正を施して定量値とした。

### 3. 実験結果および考察

#### 3.1 晶出相の同定法について

本合金系には合金組成に応じて種々の形態の炭化物が晶出し、微細に少量晶出する炭化物もあるため、(1)着色腐食法、(2)X線回折法、(3)EPMAによる炭化物の合金元素濃度分析を併用してその同定を試みた。

着色腐食法には村上試薬とピクリン酸ソーダアルカリ溶液を用い、それぞれ333Kで180~300sおよび363Kで480s腐食した結果、MC型炭化物はいずれの試薬にも腐食されず白色を呈し、M<sub>2</sub>CおよびM<sub>7</sub>C<sub>3</sub>型炭化物は村上試薬、M<sub>3</sub>Cはピクリン酸ソーダアルカリ溶液に腐食されて褐色を呈する。また、Fe-Cr-W-C系合金に晶出したM<sub>6</sub>Cは両試薬に腐食されて褐色を呈した。なお、ここでMC、M<sub>2</sub>C型炭化物等のMは金属元素(Cr, V, Mo, WおよびFe)で、M中の各元素の量比は炭化物の種類および合金組成によって変化する。

X線回折法では、特性X線Co-K<sub>α</sub>(印加電圧; 40kV, 管球電流; 40mA)を用いて分析した。実験試料は粉末状に粉砕し、一部はそのまま、また残部は燐酸で基地部を溶解して炭化物を抽出し、X線回折に供した。分析結果の一例として、Fe-2.48%C-5.17%Cr-5.31%V-4.73%W-5.27%Mo合金の炭化物について得られたX線回折プロファイルを図1に示す。本合金では、MC、M<sub>2</sub>C、M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>型炭化物からの回折線(ピーク)が得られており、一部に2種類の炭化物からの回折線の重なりが認められるが、それぞれの炭化物に固有の強いピークが単独で現れており、X線回折法で各炭化物の存在を知ることができる。炭化物を抽出した場合の方がシャープなピークが得られ、燐酸処理による炭化物量の相対的变化はほとんど生じなかった。なお、本実験試料の中では、V無添加でC量の少ない試料No. 1とNo. 2にのみM<sub>6</sub>C型炭化物が晶出した。X線回折結果によると、M<sub>6</sub>C

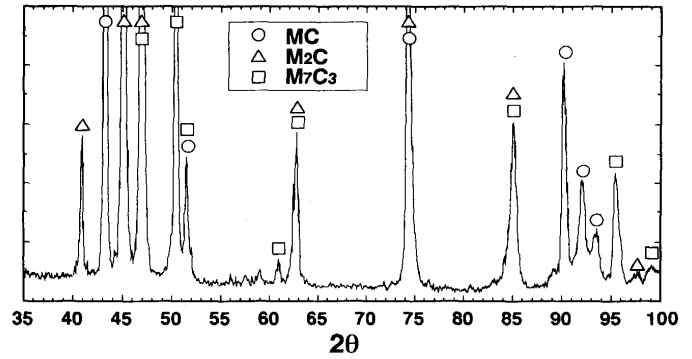


Fig. 1. X-ray diffraction spectra of carbides in Fe-5.2%Cr-5.3%Mo-4.7%W-5.3%V-2.48%C alloy.

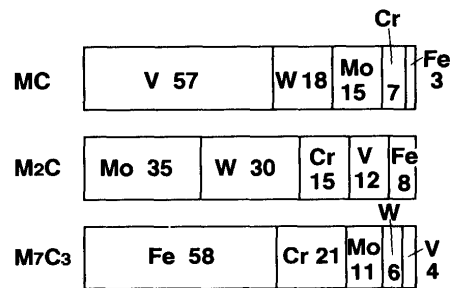


Fig. 2. EPMA analysis of carbides.

型炭化物は他の炭化物のピークと重ならない70°の位置にかなり強い回折ピークを示した。高速度鋼では合金組成と冷却条件によってM<sub>2</sub>CとM<sub>6</sub>Cの晶出割合が変化し、C量、V量およびMo/W値の増加はM<sub>2</sub>Cの晶出を促し、冷却速度の増加もM<sub>2</sub>Cの成長を助長することが知られており<sup>10)</sup>、試料No. 1とNo. 2にM<sub>6</sub>Cが晶出したことと良く対応する。

次に、各炭化物をEPMA分析して、炭化物中に占める金属元素量の割合を求めた結果の例を図2に示す。MC型炭化物はVの固溶量が多く、M<sub>2</sub>CはMoとWをほぼ同量含み、M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>はM<sub>3</sub>Cに比較してCr量が多い特徴を有しており、H.F. Fischmeisterら<sup>10)</sup>による高速度鋼に晶出した炭化物のEPMA分析結果とよく対応する。

以上のことから、上記の3つの方法を組み合わせることにより、炭化物の同定を高精度で行うことができる。そこで、Table 1の各試料を、融点以上約100Kに再溶解後0.17K/sで冷却し、凝固完了直後に急冷して晶出相を同定した結果、Table 1中に示すように、試料組成に応じてMC、M<sub>2</sub>C、M<sub>6</sub>C、M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>およびM<sub>3</sub>Cが晶出していた。これら炭化物の晶出機構については、以下において本合金系の状態図や凝固過程を調査することにより解析した。

#### 3.2 液相面に関する状態図と凝固過程

Table 1に示した本実験試料には、初晶としてデンドライト状のδとγ、Fig. 3のようなデンドライト状のMCおよび粗大な板状M<sub>3</sub>Cが晶出していたので、試料のCおよびV濃度と初晶の種類との関係をFig. 4のようにFe-V-C擬三元状態図

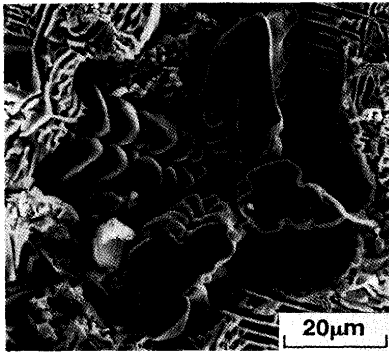


Fig. 3. Morphology of primary MC.

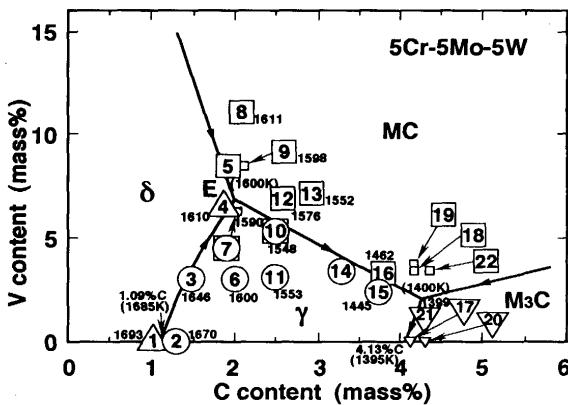


Fig. 4. The diagram for liquidus surfaces of Fe-5%Cr-5%Mo-5%W-V-C alloy system.

上にプロットした。図中の記号の内側の数字は試料番号を表しており、△はδ、○はγ、□はMC、▽はM<sub>3</sub>Cが初晶であることを表している。また、試料番号の近くにその試料の初晶凝固開始温度を付記した。試料No. 7とNo.10にはデンドライト状のγと少量のMCが共に認められ、共晶組成に近い垂共晶合金と考えられた。これらの同定結果に基づいて、各初晶の晶出する組成範囲を決定し、Fig. 4中に実線で示した。この状態図は、Fig. 5に示すように、Fe-V-C系3

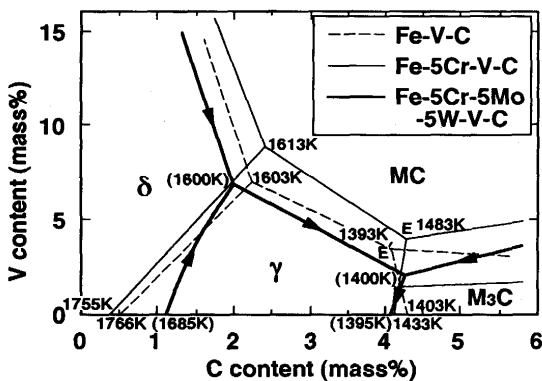


Fig. 5. Influence of Cr, Mo and W on the diagram for liquidus surfaces of Fe-X-V-C alloys (X=Cr, Mo, W).

元合金<sup>11)</sup>およびFe-5%Cr-V-C系4元合金の状態図<sup>7)</sup>と比較してγの初晶面がやや小さいが、よく似た構成になっている。δとMC、γとMC、γとM<sub>3</sub>Cの境界線は擬二元共晶線であり、これらの線上の組成の合金では、それぞれL→δ+MC、L→γ+MC、L→γ+M<sub>3</sub>Cの共晶反応によって凝固が開始する。また、δとγの境界線はL+δ→γの包晶線である。

Fig. 4から、合金組成が決まれば初晶の種類が明らかになり、その後の凝固過程についてもある程度の推定が可能である。例えば、高強度鋳造材としてはγの液相面上の組成の垂共晶合金が選ばれるので、3~3.5%Vを含有し、C量が1.4~3.3%の試料No. 3, 6, 11, 14について、初晶γの晶出にともなう残液のVとCの濃度変化の評価を試みた。まず、これらの試料の初晶デンドライト芯部の合金濃度をEPMA分析し、試料の平均濃度との比(k<sub>M</sub>)を求めた結果、Fig. 6のようにV, Cr, Mo, Wのk<sub>M</sub>はいずれも試料のC濃度の増加とともに減少し、Fe-C-Cr-M(M=V, Mo, Mn, Ni, Si等)4元合金で得られた炭化物形成元素の初晶γに対する平衡分配係数(k<sub>e</sub>)と類似している<sup>12)</sup>。k<sub>e</sub><1の元素では、k<sub>M</sub>はk<sub>e</sub>よりやや大きくなるが、その差は小さいので<sup>12)</sup>、Vの分配係数としてはFig. 6のデータを用いた。初晶γに対するCの分配係数については、本実験試料では求めなかったが、Fe-Cr-C系の広い組成範囲の合金について測定した結果<sup>13)</sup>から判断して、0.35で一定とした。Cは拡散速度が大きいので平衡凝固し、置換型に固溶するVは固相内拡散が生じないとみなくても誤差は小さいので、Fe-Cr-C系合金の場合<sup>14)</sup>と同様に凝固割合0.005毎にγと残液の濃度およびk<sub>M</sub>を求め、残液の組成がγ+MC共晶線に達するまで計算した結果をFig. 7に示した。残液の組成は矢印のように炭素およびVが増加する方向に向かって変化し、γ+MC共晶線に達するとL→γ+MCの反応が開始するので、合金組成から共晶線までの距離が長いほど初晶γ量が多い。また、Fe-V-C系やFe-Cr-V-C系では、L→γ+MCの反応はFig. 5の高炭素側のE、

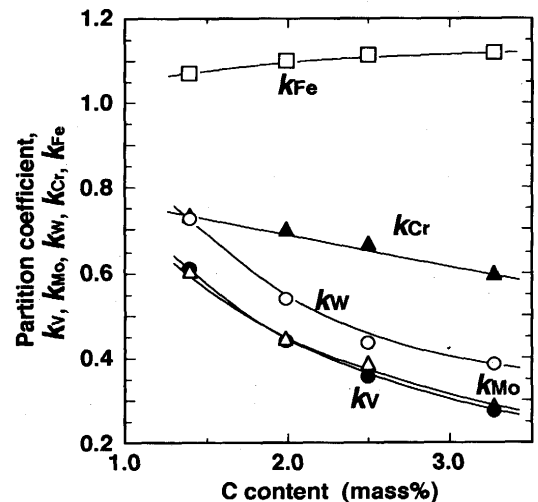


Fig. 6. Partition coefficients of alloying elements to primary γ vs. C content.

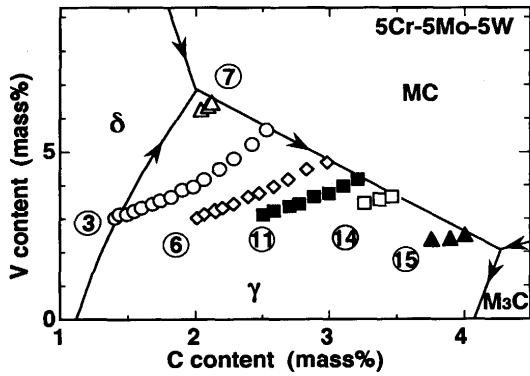


Fig. 7. The changes in V and C contents of residual liquid during the solidification of primary  $\gamma$ .

E'点に向かって進行し、E、E'点以降は $M_3C$ や $M_7C_3$ が生成するので、共晶MC量を多くするには、 $L \rightarrow \gamma + MC$ 共晶線に沿った凝固が長くなるように、低C濃度でこの共晶凝固を開始させる方が良いことが判っている<sup>7)</sup>。本合金系の場合も、 $\gamma + MC$ 共晶組成近くでC量を変化させた試料の組織から同様に考えることができるかと判断された。

一方、初晶MCが晶出する過共晶組成の合金では、MCの晶出とともにV、C量が減少するため、残液の組成は $\gamma + MC$ 共晶線に向かって変化し、 $\gamma + MC$ 共晶反応が開始することになる。

しかし、初晶および共晶凝固中にCr、Mo、W濃度も変化するため、各液相面の組成範囲はFig. 4からずれたものとなり、新たな凝固反応も生じる可能性がある。そこで、Fig. 7中に示した3~4%V含有の試料(No. 3, 6, 11, 14, 15)について熱分析し、凝固過程を調査した。各試料について得られた凝固反応の種類と反応開始および完了温度を、Fe-C擬二元系状態図としてFig. 8に示した。図中には、H.F. Fischmeisterらが $Fe-4\%Cr-5\%Mo-6\%W-2\%V-0\sim 1.4\%C$ 合金について測定した結果<sup>10)</sup>も示したが<sup>3)</sup>、本実験試料の方がC量が多いため $L + \alpha \rightarrow \gamma$ の包晶反応は生じず、またV量が多いため初晶 $\gamma$ の晶出後、 $L \rightarrow \gamma + MC$ の反応が明瞭に生じ、その後 $L \rightarrow \gamma + M_2C$ および $L \rightarrow \gamma + M_7C_3$ が生じている。Fig. 9に示すように、共晶VCは棒状または板状で、共晶 $M_2C$ は板状を呈しており、最終的に凝固する共晶 $M_7C_3$ は通常の高クロム鋼鉄にみられるよりも複雑構造に凝固している。

また、C量が2%で、V量が3~11%の試料を用いて、擬二元系状態図として凝固過程に及ぼすV量の影響を表すとFig.10のようになる。初晶 $\gamma$ およびMCの凝固開始温度は共晶組成に向かって緩やかに低下し、亜共晶組成域ではV量の増加とともに $L \rightarrow \gamma + MC$ および $L \rightarrow \gamma + M_2C$ 共晶開始温度が高くなる。合金の初期組成によって各共晶が開始するときの融液の組成が変化し、共晶温度は各合金元素によって影響されるため単純ではないが<sup>3)</sup>、亜共晶域で $L \rightarrow \gamma + MC$ の開始温度が上昇するのは、V量の増加によりこの反応がより低

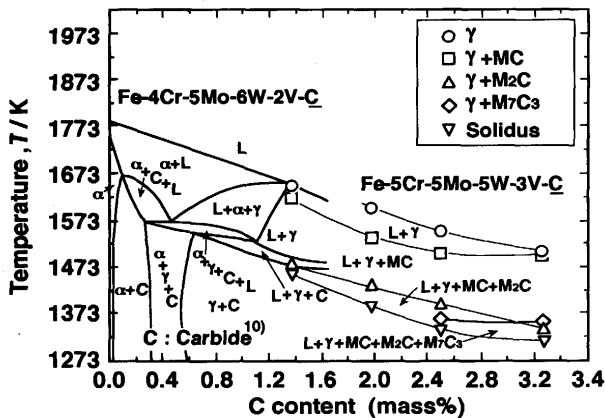


Fig. 8. Phase diagram for Fe-5%Cr-5%Mo-5%W-3~4%V-C alloy system.

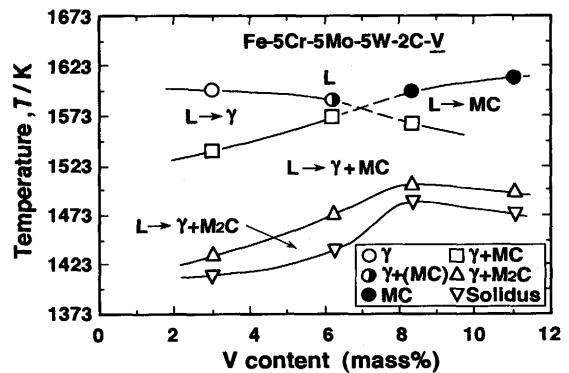


Fig. 10. Influence of V content on crystallization temperatures of primary and eutectic phases.

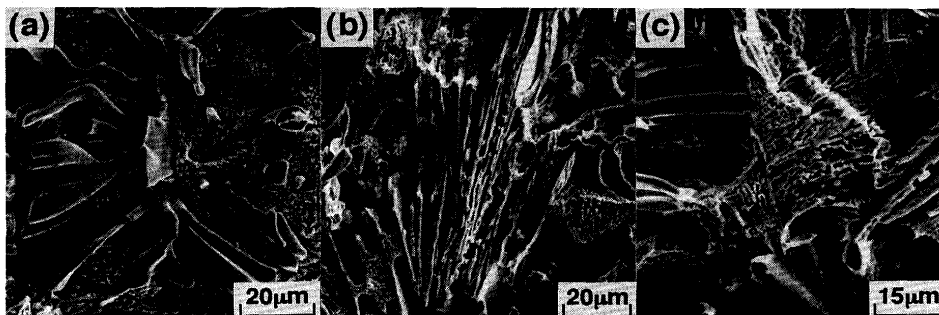


Fig. 9. Morphologies of eutectic MC (a),  $M_2C$  (b) and  $M_7C_3$  (c).

い炭素濃度で開始するためであろう。

なお、V量を増すと亜共晶合金では初晶 $\gamma$ が減少して $\gamma$ +MC共晶量が増加し、過共晶域ではデンドライト状MCの晶出力が増して、 $\gamma$ + $M_2C$ 量が減少する。

3.3 凝固における合金元素の挙動と共晶反応

Fig. 8 より、試料のC量が増加すると共晶反応の種類が増しているの、その原因を調査するため、2.48%C-5.31%Vを含有し、共晶組成に近い試料No.10を用いて、凝固過程と残液の組成変化との関連を調査した。

Fig.11は、試料No.10を再溶解後、10K/minで冷却したときの冷却曲線であり、クニックの上下の温度から急冷した試料の組織観察結果から、初晶 $\gamma$ が1548Kで晶出し始め、ただちに $\gamma$ +MC共晶反応が始まり、次に1473Kで $\gamma$ + $M_2C$ 共晶が開始し、さらに1388Kで $\gamma$ + $M_7C_3$ 共晶反応が開始し、1365Kで凝固が完了したと判断された。各凝固反応により生成した相の量比を急冷試料の組織写真から測定した結果、各々の相の量比は初晶 $\gamma$ が0.25、 $\gamma$ +MC共晶が0.52、 $\gamma$ + $M_2C$ 共晶が0.17、 $\gamma$ + $M_7C_3$ 共晶が0.06であった。

各晶出相への合金元素の分配状態を調査するため、Fig.11の①~③の位置から水中に急冷した試料の組織も示した。①では、急冷前にデンドライト状に成長した初晶 $\gamma$ と若干の $\gamma$ +MC共晶が認められ、②では $\gamma$ +MC共晶量が著しく増加しており、③では新たに凝固した $\gamma$ + $M_2C$ 共晶と微量の $\gamma$ + $M_7C_3$ 共晶が認められた。これら急冷試料の組織写真より各共晶中に占める炭化物の面積割合を測定した結果、MCは22%、 $M_2C$ は41%、 $M_7C_3$ は62%であった。ただし、共晶の $\gamma$ と $M_7C_3$ の割合は本実験試料では測定困難であったため、その晶出力の多い試料No.16で測定した。これから明らかに共晶中に占めるMCの割合は小さく、しかも、Fig. 9 (a)の

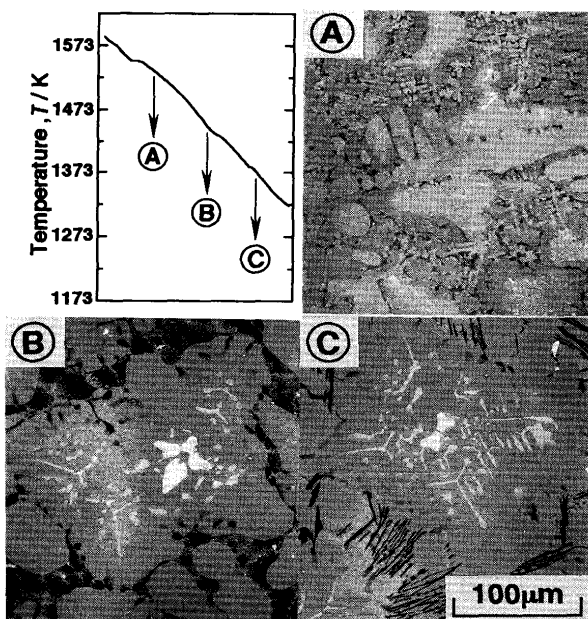


Fig. 11. Solidification sequence of Fe-5.2%Cr-5.3%Mo-4.7%W-5.3%V-2.48%C alloy.

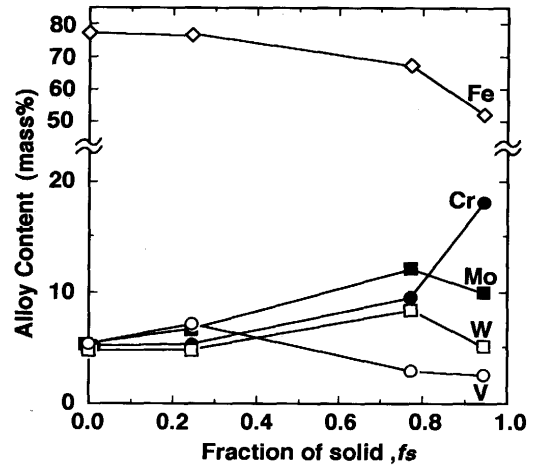


Fig. 12. The changes in alloying elements in residual liquid during solidification of Fe-5.2%Cr-5.3%Mo-4.7%W-5.3%V-2.48%C alloy.

ようにMCは棒状ないし小板状を呈することから $M_2C$ や $M_7C_3$ より分散性に富むことがわかる。

一方、試料①、②の急冷前に融液であった領域および試料③の $\gamma$ + $M_7C_3$ 領域の平均組成をEPMA面分析法により測定した結果を、凝固割合との関係でFig.12に示した。また、試料①および②について、急冷直前に晶出したと考えられる相の組成をEPMA分析した。試料①の初晶 $\gamma$ にはほとんどマイクロ偏析は認められなかったが、試料②の $\gamma$ +MC共晶では共晶セルの中心部の合金濃度と遅れて凝固した外周部の濃度は若干異なっている。共晶凝固における各元素の分配挙動を調査するため、急冷直前に晶出した外周部の共晶 $\gamma$ およびMCの合金濃度、およびこれと先に示した共晶中 $\gamma$ とMCの構成比から算出した共晶平均組成と残液の組成の比として分配係数<sup>12)</sup>を求めた結果をTable 2に示した。表中には、同様にして求めた $\gamma$ + $M_2C$ 共晶凝固における分配係数も示した。これら共晶に対する分配係数とFig. 6の初晶 $\gamma$ に対する分配係数からFig.12の融液の組成変化と凝固反応は次のように考えられる。まず初晶 $\gamma$ が体積割合で25%晶出する間に、Fig. 6に示したように、 $\gamma$ への分配係数が1より小さいCr, Mo, W, Vが残液に排出され、C量も増加して $\gamma$ +MC共晶が晶出するようになる。 $\gamma$ +MC共晶の凝固の進行にともな

Table 2. Partition coefficients of alloying elements to eutectic phases.

$\gamma$ + MC eutectic				
	$k_v$	$k_{Cr}$	$k_{Mo}$	$k_w$
$\gamma$	0.26	0.52	0.22	0.32
MC	11.03	0.67	1.70	2.68
$\gamma$ + MC	2.65	0.56	0.55	0.84
$\gamma$ + $M_2C$ eutectic				
	$k_v$	$k_{Cr}$	$k_{Mo}$	$k_w$
$\gamma$	0.17	0.31	0.23	0.43
$M_2C$	3.66	0.83	3.52	5.84
$\gamma$ + $M_2C$	1.59	0.52	1.57	2.63

い、Table 2 の分配係数に応じて残液のV量は減少し、MoとW量が増加して、固相率( $f_s$ )=0.77ではW当量(W+2Mo)が約33.5%と高くなり、 $\gamma$ +M<sub>2</sub>C共晶が凝固し始める。 $\gamma$ +M<sub>2</sub>C共晶凝固が進行するとTable 2に示したように残液のMo、W量は減少し、Cr量は増加する。 $f_s$ =0.94での液相濃度は10.3%Mo、5.4%W、19.3%Crであり、このCrに富む融液から $\gamma$ +M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>共晶が晶出することになる。

なお、合金のC量が増すと、 $\gamma$ +M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>共晶は、Mo、Wが十分に濃縮しない段階で生成できるようになり、その量が増加し、3.3%C合金(試料No.14)ではFig. 8のように $\gamma$ +M<sub>2</sub>C共晶に先行して凝固した。

本研究で調査したFe-Cr-Mo-W-V-C系合金は鉄鋼の熱間圧延を中心にロール材としての用途が拡大しつつある<sup>4)</sup>。圧延ロールとしては、耐摩耗性向上の面からMC炭化物の晶出量を増した方が良いが、Vに富むMC型炭化物の密度(VCの密度<sup>10)</sup>は5.6g/cm<sup>3</sup>)は母液より小さいため、初晶MCは一般の鑄造法では浮上しやすく、また圧延ロールの製造法として多用されている遠心鑄造法では内面側に移動して、不均質に分布する可能性が高いため、L→ $\gamma$ +MC共晶線を越えた過共晶組成とならないように配慮する必要がある。したがって、鑄造ロールでは $\gamma$ +MC共晶として晶出したMCを利用することになるが、共晶MCはFig. 9 (a)のように棒状または板状を呈し、Fe-5%Cr-V-C系合金の場合<sup>7)</sup>と同様に $\gamma$ 相とともに球状の共晶セルを構成する。一方、HIP法を利用して、より性能の優れた高速度鋼系ロールの開発が進められているが<sup>11)</sup>、原料として用いられるアトマイズ粉は急速凝固して極めて微細な均一組織になるため、初晶のMC炭化物が多量に晶出する高V過共晶合金を利用することができ

#### 4. 結言

C量が1.0~4.4%、V量0~11%のFe-5%Cr-5%Mo-5%

W-V-C系合金について熱分析と晶出相の同定を行って、本合金系に晶出した初晶 $\delta$ 、 $\gamma$ 、MC、M<sub>3</sub>Cの液相面をCとV量との関係で表し、これがFe-V-C系合金およびFe-5%Cr-V-C系合金の状態図と類似の構成になっていることを明らかにした。この状態図から、 $\gamma$ +MC共晶の組成域が明らかになり、分散性に優れた共晶VCを多量に晶出する組成の決定などが可能になった。

しかし、凝固組織には、液相面の状態図に現れない相も晶出していたので、凝固過程について調査し、凝固時における合金元素の分配挙動、残液の組成変化および凝固反応の関係について明らかにした。

以上の結果から、合金組成と凝固組織との関連が明瞭になり、目的とする組織を得るための合金設計が可能となった。

#### 文 献

- 1) K.Goto, Y.Matsuda, K.Sakamoto and Y.Sugimoto : ISIJ Int., **32** (1992), p.1184
- 2) Y.Sano, T.Hattori and M.Haga : ISIJ Int., **32** (1992), p.1194
- 3) M.Hashimoto, S.Otomo, K.Yoshida, R.Kurahashi, T.Kawakami and T.Kouga : ISIJ Int., **32** (1992), p.1202
- 4) 木原淳二：鉄と鋼, **80** (1994), p.N386
- 5) 沢本 章, 大城桂作, 松田公扶：鑄物, **54** (1982), p.726
- 6) 沢本 章, 大城桂作, 松田公扶：日本金属学会誌, **49** (1985), p.475
- 7) 沢本 章, 大城桂作, 松田公扶：鑄物, **57** (1985), p.180
- 8) A.Sawamoto, K.Ogi and K.Matsuda : A.F.S.Trans., **94** (1986), p.403
- 9) 浜田貴成, 周 宏, 村井典子, 小野幸徳, 大城桂作：材料とプロセス, **6** (1993), p.1367
- 10) H.F.Fischmeister, R.Riedl and S.Karagoz : Metal. Trans. A, **20A** (1989), p.2135
- 11) 大屋正吉：金属の研究, **2** (1930), p.615
- 12) Y.Ono, N.Murai and K.Ogi : ISIJ Int., **32** (1992), p.1150
- 13) 小野幸徳, 武智 勉, 村井典子, 大城桂作：日本金属学会誌, **56** (1992), p.802
- 14) 小野幸徳, 武智 勉, 大城桂作：日本金属学会誌, **57** (1993), p.432
- 15) 改訂金属データブック (日本金属学会編), (1984), p.137 [丸善]