

## 技術解説

多合金白鑄鉄のマイクロ組織制御と耐摩耗性に  
及ぼすマイクロ組織の影響Microstructure Control and Influence of Microstructure on Abrasive  
Wear Resistance of Multi-component White Cast Iron久留米工業高等専門学校  
材料システム工学科  
教授博士 (工学) 山本 郁  
Kaoru Yamamoto

## 1. はじめに

多合金白鑄鉄は Cr、Mo、W、V 等の強い炭化物形成元素を多量に含有しており、凝固中に複数の高硬度な特殊炭化物が晶出するとともに、その後の熱処理によって基地も著しい二次硬化を示すことから優れた耐摩耗性を有する。このため、従来の高クロム鑄鉄に変わって鉄鋼熱間圧延用ロール材等の耐摩耗用材料に適用されている。本鑄鉄の優れた耐摩耗特性は晶出炭化物の種類や量および熱処理条件によって大幅に変化する基地組織に依存する。これまで本鑄鉄の凝固組織や状態図<sup>1)~6)</sup>、熱処理特性<sup>7)~10)</sup>、機械的特性<sup>11)~15)</sup>に関して系統的な研究が行われている。しかし、耐摩耗特性とマイクロ組織との関係については十分に明らかになっていないと言いが難い。ここでは多合金白鑄鉄の主な構成相である晶出炭化物の種類や量および基地のマイクロ組織とアブレーション摩耗特性の関係について調査した結果について紹介する。

## 2. 凝固による炭化物の種類や形態の制御

Fig.1 に多合金白鑄鉄の主要元素である C、Cr、Mo、W および V 添加量を変化させた試料の凝固組織を示している。本研究における基本組成は Fe-2%C-5%Cr-5%Mo-2%W-5%V としている。基本組成試料については、基地中に共晶として MC および M<sub>2</sub>C 炭化物が分散した組織となっている。炭化物形成元素であるこれらの合金元素添加量を変化させることで、組織中に晶出する炭化物の種類や量が変化する。合金元素添加量と凝固時に晶出する炭化物の種類や形態は武らの研究<sup>16)</sup>において C および V 添加量、C および W 等量の関係で示されており、

これらを参考することで晶出炭化物相の種類を制御することができる。

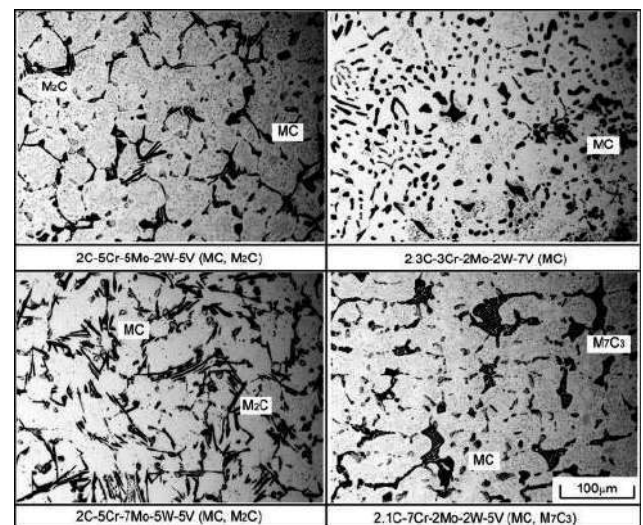


Fig.1 Microstructures of as-cast specimens.

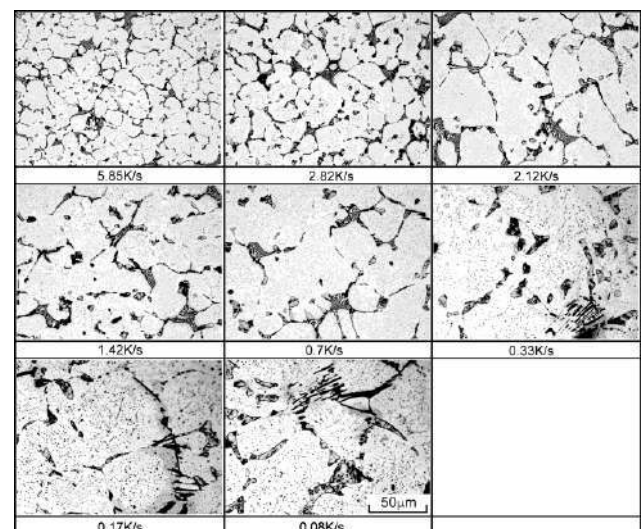


Fig.2 Microstructures of Fe-2%C-5%Cr-5%Mo-5.5%V alloy with various cooling rate.

凝固組織の大きさについては、Fig.2 に示す凝固時の冷却速度と凝固組織との関係からも分かるよ

うに、冷却速度の増加により凝固組織は微細化する。また、Fig.3 に晶出 MC 炭化物サイズと冷却速度の関係、Fig.4 に  $M_2C$  ラメラ間隔と冷却速度の関係を示す。冷却速度が大きくなると初晶オーステナイトのアームスペーシングが小さくなるだけでなく、共晶炭化物のサイズやラメラ間隔等も小さくなり、組織中に分散する炭化物の大きさも制御することができる。

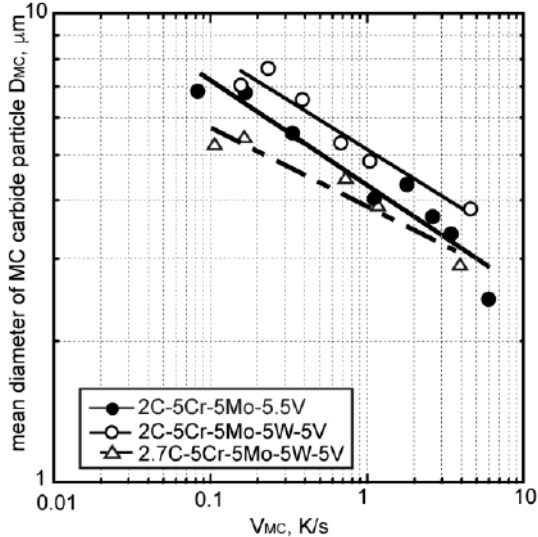


Fig.3 Relationship between mean diameter of MC carbide ( $D_{MC}$ ) and cooling rate ( $V_{MC}$ ).

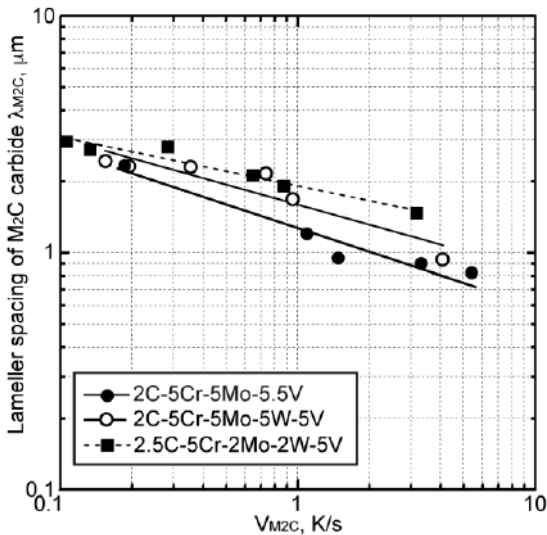


Fig.4 Relationship between lameller spacing of  $M_2C$  carbide ( $\lambda_{M_2C}$ ) and cooling rate ( $V_{M_2C}$ ).

### 3. アブレーション摩耗特性に及ぼすマイクロ組織の影響

ここでは、組織中に存在する炭化物および量を変化させた多合金白鉄を用いて二次元的なアブレーション

摩耗特性を評価するスガ式摩耗試験機を用いて実験を行なった結果を示す。

本鉄は焼入れおよび焼戻しの熱処理を行うので、熱処理特性についての一例を示す。基本組成試料を 1373K で 3.6ks 保持後強制空冷する焼入れ後、673~923K の各温度で 12ks 保持する焼戻し処理を行なった時のマクロ硬さおよび残留  $\gamma$  量 ( $V_\gamma$ ) と焼戻し温度との関係を Fig.5 に示す。焼入れ硬さは約 800HV であるが、硬さは 673K 焼戻しにより一旦 700HV 程度に低下する。温度の上昇とともに増大して最高硬さを示した後、再び低下する。焼戻硬さが焼入れ硬さより高くなるのは、いわゆる焼戻し二次硬化である。一方、 $V_\gamma$  については、焼入状態では約 30%程度存在するが、焼戻温度の上昇とともに漸次減少し、923K では 5%以下までに低下する。その他の試料についても焼戻硬さ曲線、 $V_\gamma$  の変化と共に同様な傾向を示している。

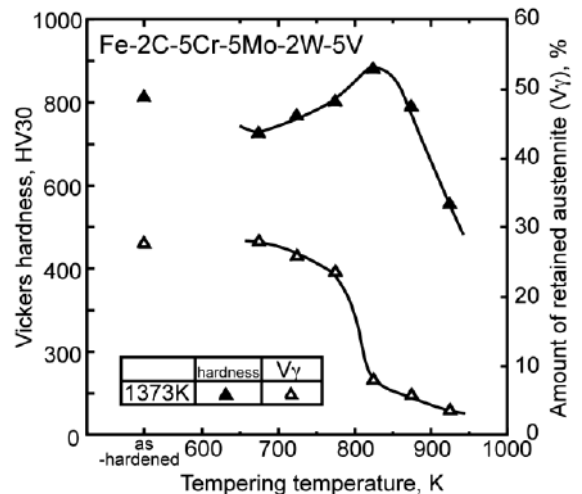


Fig.5 Relationship between hardness, amount of retained austenite ( $V_\gamma$ ) and tempering temperature of Fe-2C-5Cr-5Mo-2W-5V alloy.

各試料について、焼入試料を最高硬さ ( $H_{Tmax}$ ) を示す焼戻温度、硬さは同じではあるが、 $V_\gamma$  が異なる  $H_{Tmax}$  より低い温度 (L- $H_{Tmax}$ ) および高い温度 (H- $H_{Tmax}$ ) でそれぞれ焼戻した試料について摩耗特性について調査した。摩耗試験結果の代表例として、各熱処理条件での基本組成試料 (Fe-2C-5Cr-5Mo-2W-5V) の結果を Fig.6 に示す。いずれの熱処理条件においても摩耗減量は摩耗距離の増加とともに直線的に増大する。熱処理条件別

に見ると、H-H<sub>Tmax</sub> 試料で最も摩耗減量が多く、L-H<sub>Tmax</sub> 試料で最も少ない。晶出炭化物の種類や量を変化させた試料の場合でも摩耗減量は摩耗距離に比例して増加し、また、熱処理条件と摩耗減量の関係は同様であった。

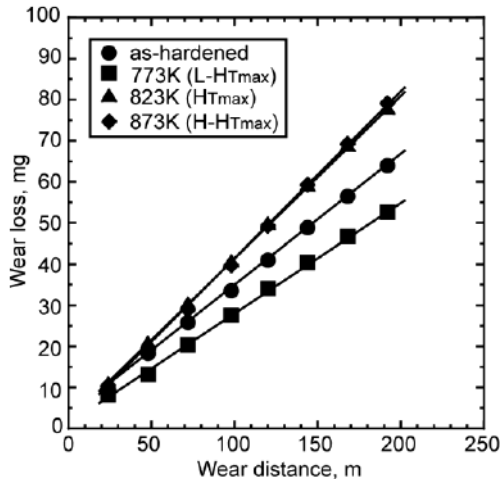


Fig.6 Relationship between hardness, amount of retained austenite (vg) and tempering temperature of Fe-2C-5Cr-5Mo-2W-5V alloy.

摩耗特性に及ぼす熱処理条件の影響を評価するために、摩耗減量-摩耗距離のグラフの傾き、つまり摩耗速度 (Rw:mg/m) を求め、試料のマクロ硬さとの関係として Fig.7 に示す。データには多少のばらつきはあるが、試料の種類や熱処理条件にかかわらず、Rw は硬さの上昇とともに減少し、耐摩耗性は向上することを示している。一方、Rw と熱処理試料の残留オーステナイト量 (V<sub>γ</sub>) との関係を示す Fig.8 に示す。この場合、Rw は V<sub>γ</sub> の増加とともに漸次減少する傾向にある。

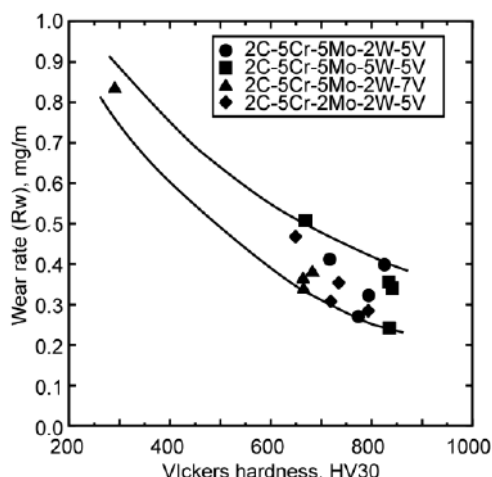


Fig.7 Relationship between wear rate (Rw) and amount of retained austenite (V<sub>γ</sub>).

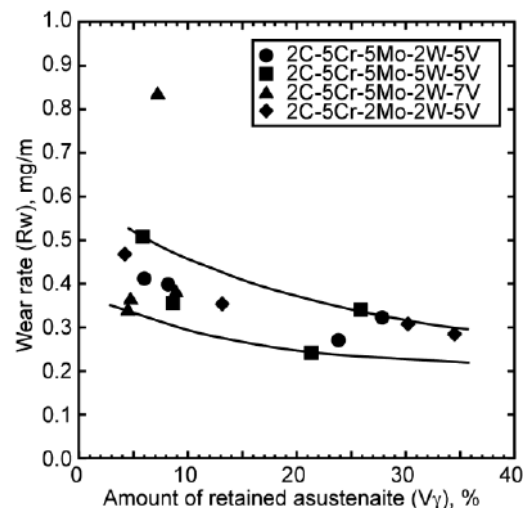


Fig.8 Relationship between wear rate (Rw) and amount of retained austenite (V<sub>γ</sub>).

以上の結果から、Rw には硬さと残留 γ 量の両者が影響しているものと考えられ、Rw をマクロ硬さおよび V<sub>γ</sub> を加味した重回帰分析を行なった結果、次式で示す関係が得られた。

$$R_w = -8.66 \times 10^{-4} HV30 - 2.36 \times 10^{-3} V_\gamma + 1.04 \quad (\text{mg/m})$$

ここで、HV30 はマクロ硬さ、V<sub>γ</sub> は試料の残留 γ 量 (%) である。

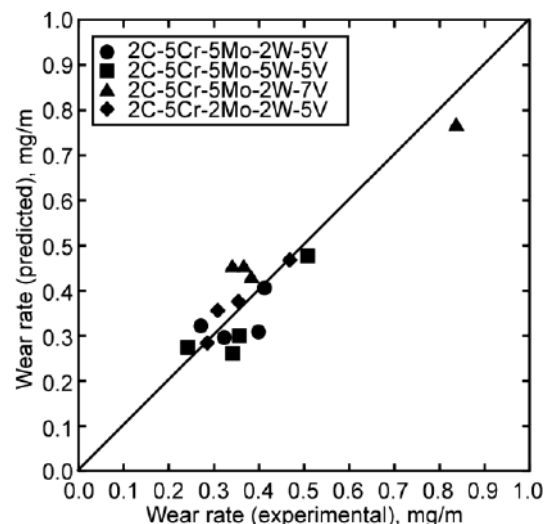


Fig.9 Experimental wear rate vs. predicted wear rate.

Fig.9 に実験値と上式から求められた摩耗量との関係を示す。実測硬さおよび残留 γ 量から得られた予測摩耗量は概ね実験値と一致しており、スガ式摩耗試験によるアブレーション摩耗特性は試料のマクロ硬さと残留 γ 量に密接に関係していると推測される。

しかし、Fig.7 中で同一試料で硬さが同じであっても  $R_w$  が異なるものがある。これは、熱処理条件の相違による基地組織の差異であり、この差は、基地中の  $V_\gamma$  の差と考えられる。この場合、 $V_\gamma$  が多い熱処理条件の摩耗速度が低く、耐摩耗性が高い。そこで、残留  $\gamma$  が摩耗特性にどのような影響を及ぼすかを明らかにするため、摩耗試験後の試料を用いて摩耗表面から内部に向かって残留  $\gamma$  量の分布を測定した。基本組成試料を 1373K 焼入れ後、773K で焼戻した試料 ( $L-H_{Tmax}$ 、 $V_\gamma$  = 約 25%) について摩耗試験を行い、その後、摩耗面から深さ方向に電解研磨により摩耗面の基地を順次除去しながら、 $V_\gamma$  を測定した。

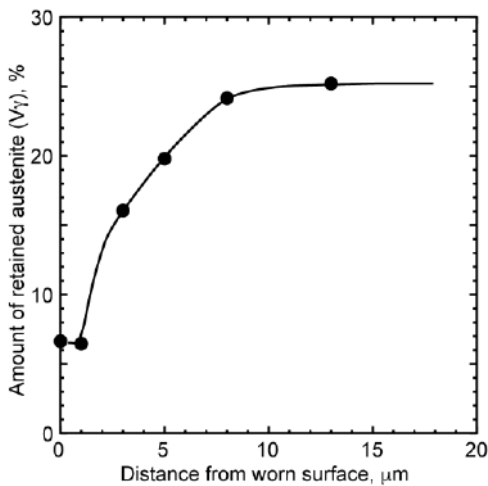


Fig.10 Relationship between amount of retained austenite ( $V_\gamma$ ) and distance from worn surface of Fe-2C-5Cr-5Mo-2W-5V alloy tempered at 773K. (Suga wear test)

Fig.10 に摩耗面から深さ方向への  $V_\gamma$  の分布を示す。試験前の試験表面における  $V_\gamma$  は 25%程度であるが、摩耗表面では約 6%程度しか存在しない。 $V_\gamma$  は摩耗表面から深さ方向に増加していき、深さが 10 $\mu$ m 以上になると試験前と同程度になる。これは、試験表面の基地に存在していた残留  $\gamma$  が摩耗時に塑性変形応力を受けて加工誘起マルテンサイト化し、表層部の硬さが増加して摩耗の進行を抑制したものと考えられる。したがって、同程度の基地硬さであっても、 $V_\gamma$  の高い試料の方の耐摩耗特性が改善されることが明らかとなった。

#### 4. 晶出炭化物の種類・量が耐摩耗性特性に及ぼす影響

前章では、本合金の摩耗特性は基地の硬さや残留オーステナイト量に大きく影響されることがわかった。しかし、多合金白鑄鉄においては、高硬度な炭化物が 20%程度分布しており、これら炭化物の種類や量も耐摩耗特性に影響を及ぼすことは明らかである。そこで各種炭化物 ( $MC$ 、 $M_2C$ 、 $M_7C_3$ ) の種類および量を大きく変化させた試料について摩耗試験を行い、炭化物の影響を明らかにした。ここでは、残留  $\gamma$  量や硬さの影響を無くすため、全ての試料で 1373K から焼入れ後、サブゼロ処理を行って  $V_\gamma$  を 5%以下とし、さらにマクロ硬さを約 800HV となる様に焼戻し処理を行なっている。

これらの試料を用いてスガ式摩耗試験を行い、摩耗減量と摩耗距離の関係を調査した結果、炭化物の種類に関係なく摩耗減量は摩耗距離とともに直線的に増加した。この結果から得られた  $R_w$  と炭化物総量との関係でまとめた結果を Fig.11 に示す。基本組成試料 ( $MC$  量 : 10.5%、 $M_2C$  量 : 7.3%) に対して、 $M_2C$  量が 17%まで増加すると耐摩耗性は大きく低下している。一方、 $M_2C$  炭化物の代わりに  $M_7C_3$  炭化物を晶出させた試料では、耐摩耗性が若干向上した。また、 $MC$  炭化物のみを晶出した試料 ( $MC$  量 : 15.3%) では、基本組成試料と比較して、炭化物総量が減少するにも関わらず、耐摩耗性は同程度であった。

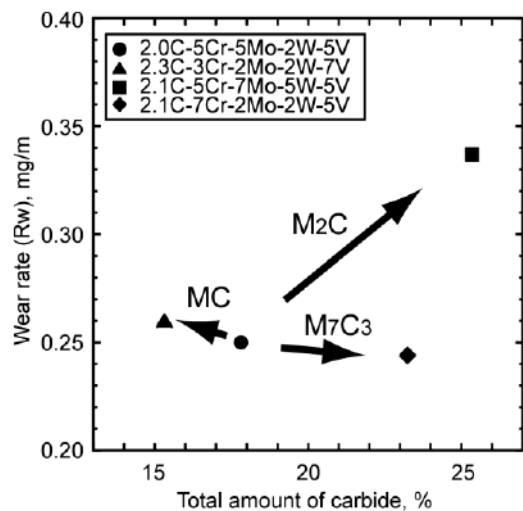


Fig.11 Relationship between wear rate ( $R_w$ ) and total amount of eutectic carbide in specimens.

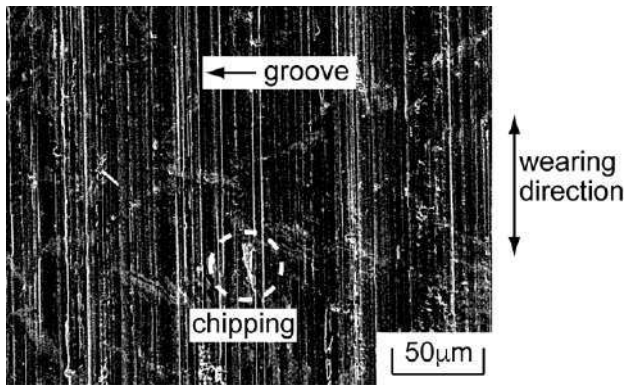


Fig.12 SEM photograph of worn surface of Fe-2C-5Cr-5Mo-2W-5V alloy.

摩耗表面の SEM 観察を行なった結果、いずれの試料についても Fig.12 に示すように全体的に摩耗方向に沿った摩耗痕となっており、表面の様相は各試料で大きな差異は見られなかった。また、写真中には chipping と思われる組織の脱落も観察された。摩耗表面の状態を詳細に観察するため、摩耗部断面マイクロ組織を観察した結果を Fig.13～15 に示す。摩耗断面では基底部分が摩耗しているだけでなく、粒状や紐状に観察される MC 炭化物が脱落していることがわかる (Fig.13)。また、 $M_2C$  が多く晶出している試料においては、組織が大きく脱落している部分および  $M_2C$  に炭化物に沿った亀裂の進展が観察された (Fig.14)。 $M_7C_3$  炭化物が晶出している場合は、基底中には亀裂は生じているが、 $M_2C$  炭化物の場合と異なり、炭化物に沿った亀裂の伝播や組織の脱落は見られなかった (Fig.15)。

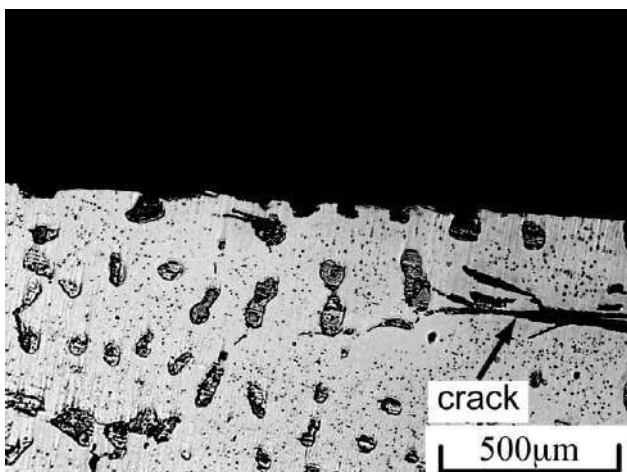


Fig.13 Cross-sectional microstructure of worn surface of Fe-2.3C-3Cr-2Mo-2W-7V (MC).

以上の結果を総合すると、じん性が低くラメラ状に成長している  $M_2C$  炭化物が多く晶出している場合は、摩耗の進行中に  $M_2C$  炭化物界面で亀裂が生じそれが炭化物間を伝播することにより、基地部とともに大きく脱落して摩耗減量が増大すると考えられる。一方、 $M_7C_3$  炭化物が晶出する場合は  $M_2C$  と同様に共晶成長とするものの、 $M_2C$  炭化物とは異なり共晶炭化物同士が内部で連携した形態をしているため、亀裂の進展に及ぼす影響は小さく、大きな脱落が生じにくく、耐摩耗性が向上したと推定される。

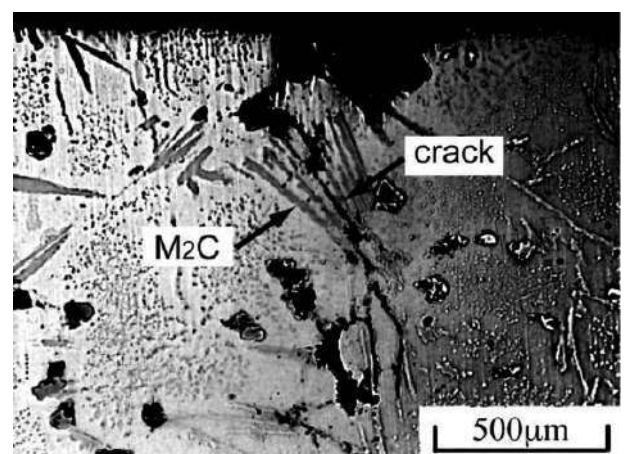


Fig.14 Cross-sectional microstructure of worn surface of Fe-2.1C-5Cr-7Mo-5W-5V ( $M_2C$ ).

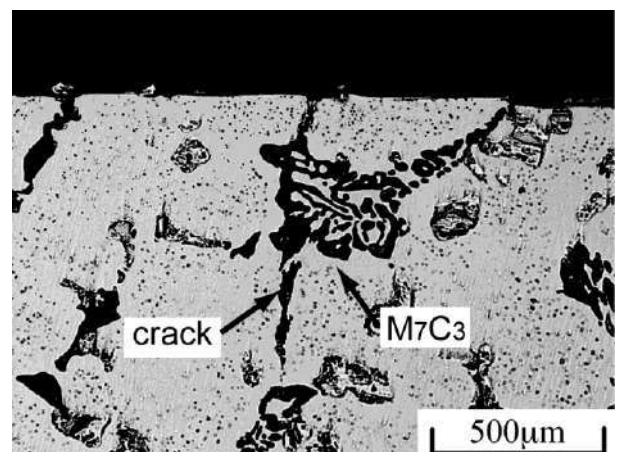


Fig.15 Cross-sectional microstructure of worn surface of Fe-2.1C-7Cr-2Mo-2W-5V ( $M_7C_3$ ).

## 5. おわりに

これまで、多合金白鉄の組織制御と耐摩耗特性に及ぼすマイクロ組織の影響を述べてきた。摩耗は、実際に使用される箇所によって摩耗形態が異なるため、一概にここで示した結果が全てというわけで

はない。しかし、いずれの摩耗においても、構成相である基地および炭化物の種類、形態およびサイズが耐摩耗特性に大きく影響することは明らかである。したがって、適用する材料は、摩耗形態に応じたマイクロ組織に制御することが重要である。

## 参考文献

- 1) H. Wu, N. Sasaguri and Y. Matsubara: AFS Trans., 140 (1996), 103.
- 2) 武強宏、橋本光生、笹栗信也、松原安宏：鑄造工学 68 (1996)、637.
- 3) K. Yamamoto, T. Harakawa and K. Ogi: Int. J. cast Met. Res., 11 (1999), 297.
- 4) 武強宏、橋本光生、笹栗信也、松原安宏：鑄造工学 70 (1998)、722.
- 5) 山本郁、笹栗信也、松原安宏：鉄と鋼 99 (2013)、17.
- 6) 武強宏、笹栗信也、橋本光生、松原安宏：鑄造工学 69 (1997)、917.
- 7) 山本郁、古吟孝、原川俊郎、村井典子、桑野正司、大城桂作：鑄造工学 72 (2000)、90.
- 8) 松原安宏、笹栗信也、横溝雄三、武強宏：鑄造工学 71 (1999)、183.
- 9) W. Khanitnantharak, M. Hashimoto, K. Shimizu, K. Yamamoto, N. Sasaguri and Y. Matsubara: AFS Trans., 117 (2009), 435.
- 10) J. Opapaiboon, P. Sricharoenchai, S. Inthidech, K. Yamamoto, N. Sasaguri and Y. Matsubara: Proc. of 5<sup>th</sup> Int. Conf. on Abrasion Wear Resistant Cast Iron and Forged Steel for Rolling and Pulverizing Mills, ed. By Nylén, Abrasion 2014, Stockholm, (2014), 75.
- 11) 山本郁、宮川昇、大城桂作：鑄造工学 72 (2000)、163.
- 12) 橋本光生、西山泰行、山本郁、笹栗信也、松原安宏：鑄造工学 79 (2007)、163.
- 13) 笹栗信也、山本郁、横溝雄三、清水一道、松原安宏：鑄造工学 72 (2010)、667.
- 14) M. Pellizzari, A. Tremea and S. Ricco: Proc. of 5<sup>th</sup> Int. Conf. on Abrasion Wear Resistant Cast Iron and Forged Steel for Rolling and Pulverizing Mills, ed. By Nylén, Abrasion 2014, Stockholm, (2014), 119.
- 15) 中條靖男、清水一道、楠本賢太、原宏哉、河合秀樹：鑄造工学 88 (2016)、241.
- 16) 武強宏、橋本光生、笹栗信也、松原安宏：鑄造工学 67 (1995)、49.