

## 高純度鑄鉄の組織形成過程に及ぼす添加元素の影響 Effect of Additive Element for the Formation of Structure in the High-Purity Cast Iron

杉山 明<sup>a</sup>, 安田 秀幸<sup>b</sup>, 柳楽 知也<sup>c</sup>, 上杉 健太朗<sup>d</sup>  
Akira Sugiyama<sup>a</sup>, Hideyuki Yasuda<sup>b</sup>, Tomoya Nagira<sup>c</sup>, Kentaro Uesugi<sup>d</sup>

<sup>a</sup>大阪産業大学, <sup>b</sup>京都大学, <sup>c</sup>大阪大学, <sup>d</sup>(公財)高輝度光科学研究センター  
<sup>a</sup>Osaka Sangyo University, <sup>b</sup>Kyoto University, <sup>c</sup>Osaka University, <sup>d</sup>JASRI

鑄鉄では、晶出するグラファイトの形態が力学的性質に及ぼす影響が大きく、様々な研究が行われてきた。本研究では、高純度鑄鉄をベースとして、凝固組織形成過程に及ぼす添加元素(硫黄、リン)の影響を観察した。観察はイメージングのビームラインである BL20XU で実施した。10×10×0.1 mm の試料を真空チャンバー内で溶解し、一定速度で冷却する場合の凝固過程を記録した。硫黄やリンを添加によって、過共晶組成における初晶グラファイトの形態が乱れた花卉状に変化した。また、組織形成シーケンスが変化し、初晶グラファイトに続き、別形態のグラファイトが晶出した。

**キーワード：** イメージング、高純度鑄鉄、添加元素、凝固過程

### 背景と研究目的：

鉄は、炭素との合金において様々な産業の根幹を支える材料となる。一般に、炭素の混合割合が重量比で 2.0 % 以下の合金を鋼、それ以上の合金を鑄鉄と呼んで区別する。これは、鉄における炭素の固溶限がおよそ 2.0 % であり、それ以上に配合した炭素は、グラファイトとして晶出して、材料としての性質が大きく異なるためである。さらに、凝固過程で晶出するグラファイトの形態は、鑄鉄の力学的性質に大きな影響を及ぼすことがよく知られており、その制御は長年の課題の一つとなっている。

これまで、研究者らは産業的に実際に使用されている組成、および高純度材料を用いて、鑄鉄材料の直接観察を行ってきた[1][2][3]。しかしながら、鑄鉄における凝固組織は添加元素の影響を大きく受けることが知られている。本研究では、2 元系(Fe-C)、あるいは 3 元系(Fe-C-Si)の高純度鑄鉄に硫黄およびリンを添加した合金を用いて、添加元素の凝固過程に及ぼす影響について調べた。前報の結果と本研究の結果を比較検討することは、系統的な研究に対する基礎情報として極めて有効である。

### 実験：

観察は、イメージングのビームラインである BL20XU で行った。観察機器は、真空チャンバー、黒鉛ヒーター(溶解炉)、撮影用カメラなどからなり、撮影用カメラには撮像管の一種である可視光変換型 CCD を利用した。観察用のセル(鑄型)は、BN の外枠と Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 製の観察窓から構成した[1]。セルは黒鉛製のヒーターの間に固定し、ヒーターごと真空チャンバー内に設置した(Fig. 1)。鑄鉄試料は、共晶組成となる炭素濃度 4.3 mass% を基準に、亜共晶組成 1 種類、過共晶組成 1 種類の試料を準備し、S を 0.01 mass%、P を 0.02 mass%、およびそれら双方を添加した。サイズは約 10×10×0.1 mm とした。試料の組成は前報[3]の高純度鑄鉄を基本組成とした。真空チャンバー内は、1~2 Pa 程度の減圧雰囲気とした。ヒーターの温度はセルの直近に設置した熱電対で制御し、溶解後の試料を一定速度で冷却した。冷却速度は、5 K/min、10 K/min、20 K/min、50 K/min、100 K/min とした。

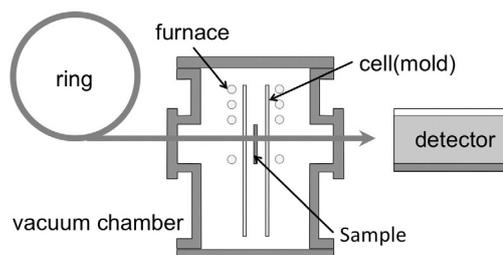


Fig.1. 装置模式図

試料内のコントラストを明瞭にするために X 線エネルギーを調節し、本実験条件において最良のコントラストが得られた 21 keV に設定した。得られた画像は連続した静止画のファイルとして記録した。画像記録のタイミングは 0.3~2.0 sec の間で最適な間隔を設定した。

結果および考察：

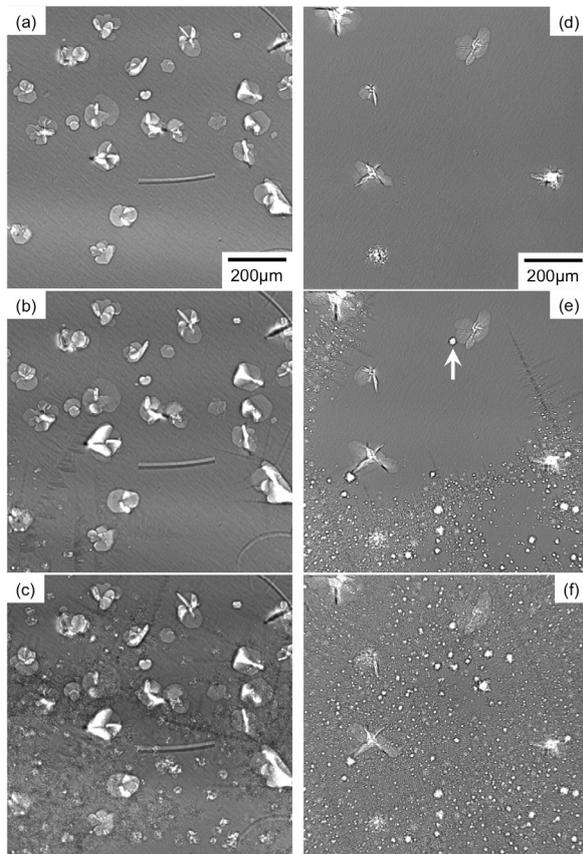


Fig.2. 高純度鑄鉄(a)-(c)および S 添加高純度鑄鉄(d)-(f)

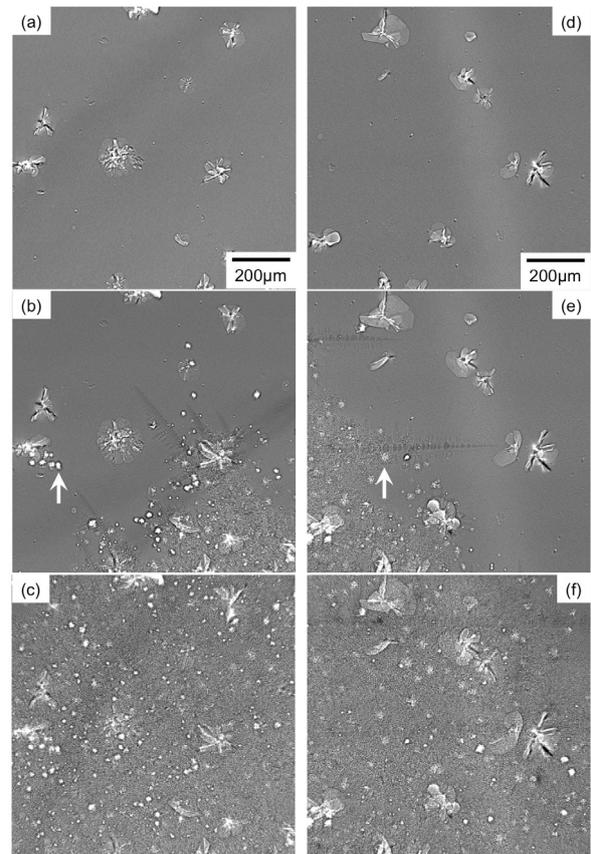


Fig.3. P 添加高純度鑄鉄(a)-(c)および S,P 添加高純度鑄鉄(d)-(f)

冷却速度を 10 K/min として、添加元素による影響を調べた。特に、グラファイトの形態が明確な過共晶組成 (CE = 4.4) の場合について、Fig.2、Fig.3 に観察結果の一例を示す。ここで、CE は炭素当量を表し、 $CE = \text{mass}\%C + (1/3)\text{mass}\%Si$  である。高純度試料を用いた場合 (Fig.2(a)(b)(c)) (2012B1293) と比較して、S (Fig.2(d)(e)(f))、P (Fig.3(a)(b)(c)) および双方 (Fig.3(d)(e)(f)) を添加した材料の初晶グラファイトは、いずれも乱れた花卉状となった。しかしながら、温度低下に伴って晶出したグラファイト (Fig.2(e)、Fig.3(b)、Fig.3(e)の矢印) は比較的球形に近い形状を保っていた。これら温度差で晶出するグラファイトの形態は、実用合金で見られる形態に近い。S (Fig.2(d)(e)(f)) と P (Fig.3(a)(b)(c)) の効果を比較した場合、P の花卉がより乱れる傾向にあった。温度差で晶出するグラファイトに関しても、S 添加材料の方がより球形に近い傾向を示した。

凝固のシーケンスとして見た場合、実用合金や高純度材料と比較して、グラファイトの晶出シーケンスに相違があった。実用鑄鉄および高純度鑄鉄の場合、初晶グラファイトの後にオーステナイトが先行し、直後に再度グラファイトが晶出したのに対し、S あるいは P を添加した高純度鑄鉄では、初晶グラファイトの後に、再度別形態のグラファイトが晶出し、その後、オーステナイトが晶出した。また、前報の高純度鑄鉄において、Si を添加して炭素当量を過共晶にした場合、初晶はオーステナイトとなり、グラファイト晶出に対して他の添加元素の影響が示唆された。しかしながら、S や P の添加でも三元系高純度鑄鉄の組織形成シーケンスに変化はなく、他の添加材料 (例えば、接種材料など) のグラファイト核生成への影響について、今後詳細な検討が必要と思われる。

**今後の課題：**

今回の実験で得られた知見を基に、高純度鋳鉄における Si の影響を詳細に調査する。具体的には、過共晶組成の試料に対し、接種剤などを少量添加することによって、グラファイトの晶出シーケンスや、凝固形態に及ぼす影響を調べる予定である。

**参考文献：**

- [1] 杉山明、他：鋳造工学 83 (2011) 131
- [2] 杉山明、他：産業利用課題報告書(2012A1302)
- [3] 杉山明、他：産業利用課題報告書(2012B1293)