

高温 *in situ* X線回折および高温組織観察を用いた焼結鉍プロセスの素反応解析

村尾玲子¹, 木村正雄^{2,3}

¹新日鐵住金(株)先端技術研究所, ²物質構造科学研究所, ³総合研究大学院大学

Investigation on reaction schemes of iron ore sinter process by high temperature *in situ* X-ray diffraction and micro-texture observation

Reiko MURAO¹, Masao KIMURA^{2,3}

¹Advanced Technology Research Laboratories, Nippon Steel & Sumitomo Metal Corporation

²Institute of Materials Structure Science, High Energy Accelerator Research Organization

³School of High Energy Accelerator Science, SOKENDAI (The Graduate University for Advanced Studies)

Abstract

焼結鉍製造プロセスにおける Ca-Fe-O 系融液の生成を伴う高温非平衡反応の解析を行うため、高温 *in situ* X線回折およびレーザー顕微鏡を用いた高温組織観察を行った。冷却速度を変化させた場合の Ca-Fe-O 系融液からの酸化鉄およびカルシウムフェライト析出過程を観察し、過冷却現象が冷却速度に依存することを定量的に解明した。得られたデータを基に、焼結反応の連続冷却変態 (CCT) 図を作成した。

1. はじめに

焼結鉍は粉状の鉄鉍石を粒度 (5-50 mm) に塊成化したもので、アジア太平洋地区においては高炉挿入物の 70% 以上を占める主要な鉄源である。焼結鉍製造工程では、鉄鉍石と石灰石フラックス、コークス粉を混合・造粒して得られた擬似粒子をコークス粉の燃焼により加熱し、CaO-Fe₂O₃系平衡状態図 [Fig. 1(a)] [1] における共晶温度 (1478 K) よりも高温の 1450-1600 K の温度に数分間保持して焼結鉍を得ている。その反応過程において、酸化物の相変態および相互拡散、Fe-Ca-O 系の液相の生成、冷却過程でのカルシウムフェライトの析出、気孔網の形成などが起こり、Fe₂O₃ 核粒子がカルシウムフェライトにより融着した焼結鉍が形成される。Fig. 1(b) に総説文献 [2-6] に基づく液相焼結の模式図を示す。カルシウムフェライトの結晶相の種類、生成量、微細組織は、脈石成分量、温度パターン、酸素分圧などのプロセス因子により変化し、焼結鉍の強度、被還元性などの品質に影響する [2,4,7-9]。また、SiO₂, Al₂O₃ などの脈石成分が存在する場合、Fe, Ca, Si, Al を含む連続固溶型の複合酸化物である SFCA (Ca₂(Fe, Ca)₆(Fe, Al, Si)₆O₂₀) 相や SFCA-I ((Ca, Fe)₄(Fe, Al)₁₆O₂₈) 相が生成することが知られている [10]。

焼結鉍の製造過程はごく短時間で起こる非平衡プロセスであり、そのメカニズム解明には多成分系の平衡状態図および高温反応の *in situ* 観察を組み合わせた解析が有効である。しかし、Ca-Fe-O 系融液の生成を伴う反応の *in situ* ダイナミック観察は、高温 ($T > 1473$ K) かつ短時間反応 ($t < 2 \times 10^3$ s) であるという実験上の困難があったことから、これまでほとんど行われていない。SiO₂, Al₂O₃ を含む連続

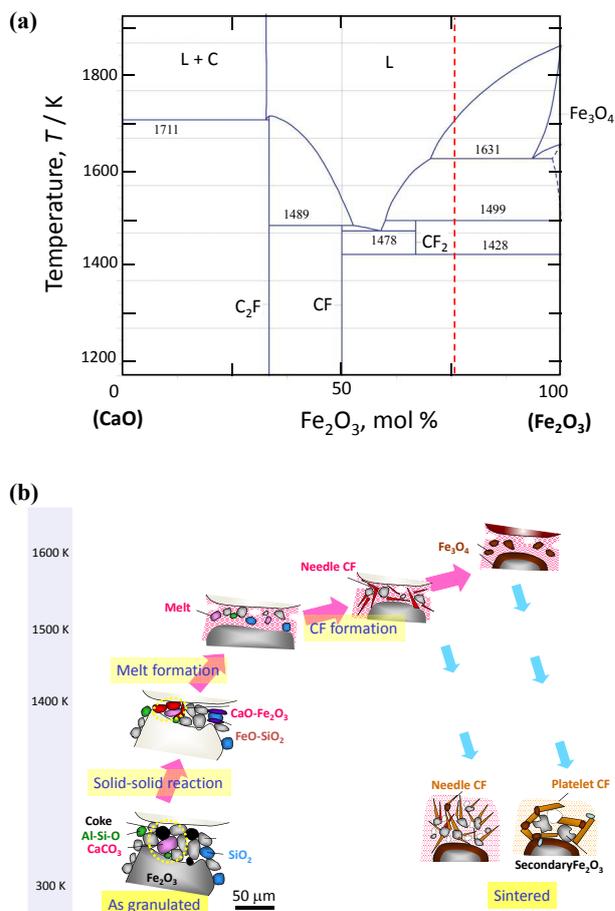


Figure 1 (a) Phase diagram of the quasi-binary Fe₂O₃-CaO system [1] and (b) schematic diagram of the sintering reaction on heating and cooling [14].

固溶体 SFCA 相の形成に関しては、走査電子顕微鏡 (SEM) [11] および *in situ* X線回折 (XRD) [12-13] の手法を用い研究されている。しかし、これらの研究は主に平衡状態における反応過程に着目しているため、実際の製造工程のような早い昇降温速度条件における反応過程の知見は少ない。また、焼結反応のメカニズム解明のためには重要であるにも関わらず、結晶構造と微細組織の両方の変化を観察した結果はこれまで報告されていない。

そこで、本研究ではリアルタイムでの CaO-Fe₂O₃ 系におけるカルシウムフェライトの生成過程を (a) 高温 XRD による結晶構造の変化の *in situ* 観察, (b) レーザー顕微鏡による微細組織の *in situ* 観察により調べた。また、これらの実験で得られた知見に基づき、焼結反応の連続冷却変態 (CCT) 曲線を提案する。

2. 実験

α -Fe₂O₃ (99.99%) と CaCO₃ (99.99%) 試薬粉末を α -Fe₂O₃:CaO が 90:10mass% 比 (Fe90Ca10) となるようにメノウ乳鉢とメノウ乳棒を用い混合した。Fe90Ca10 は製鉄で使用される典型的な焼結鉄の平均組成に相当する。実験に用いた α -Fe₂O₃ と CaCO₃ の粒子サイズはそれぞれおよそ 1-2 および 2-3 μ m である。実プロセスにおいては、大きな Fe₂O₃ 核粒子 (数 mm) は Fe₂O₃, CaCO₃, 脈石およびコークスの微粉に覆われている。融着層を形成する領域の化学組成はこれらの CaO や Fe₂O₃ の付着粉層が局所的に見て、どのように混合されているかに大きく依存する。今回の試料は、Fe₂O₃ 核粒子の周囲に存在する付着粉層の微粉サイズに相当し、実プロセスをできるだけ反映した反応が進行するように考慮した。

2-1. 高温 *in situ* X線回折測定

本研究で用いた高温 X線回折測定システム (Q-XRD) は (a) X線源, (b) 二次元ハイブリッドピクセルアレイ検出器, (c) 加熱炉により構成される。Fig. 2 に Q-XRD の光学系の模式図を示す。入射 X線源として Fig. 2(a) に示す実験室 X

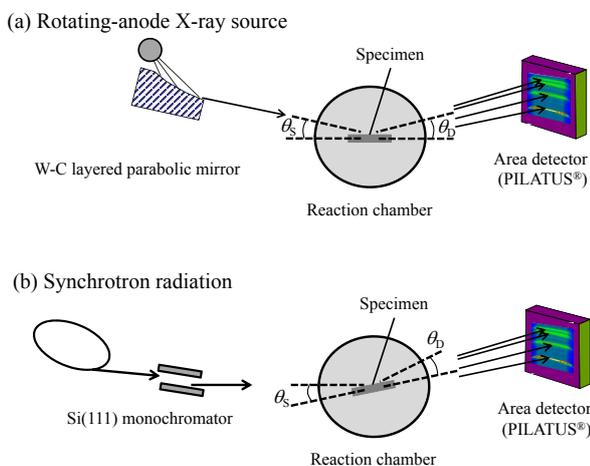


Figure 2 X-ray geometry of the Q-XRD system with X-ray sources of (a) a rotating-anode and (b) synchrotron radiation [14].

線源 (回転対陰極, Co $\lambda_{K\alpha 1}$ =0.17889 nm) あるいは Fig. 2(b) に示す放射光 (λ =0.17889 nm) を用いた。入射 X線のビームサイズは 0.5×2.0 ~ 0.5×1.0 mm² とした。放射光を用いた Q-XRD 測定は、高エネルギー加速器研究機構物質構造材料科学研究所放射光研究施設 (KEK, PF) の BL-6C で実施した。入射 X線は Si(111) 二結晶モノクロメータで単色化し、白金コートされた円筒湾曲ミラーを用いて集光した。回折計の中心に Pt ヒーター線を用いた加熱炉を設置した。加熱炉の窓材にはベリリウム窓を用い、窓付近は温度が約 350 K 以下になるように水冷している。炉体の周囲は多孔質アルミナの断熱材で覆い、断熱材の窓材には K β 除去フィルターを兼ねて厚さ 5 μ m のニッケル箔を用いた。回転対陰極 X線源を用いる場合には、試料が水平に保持されるように X線源および検出器を配置し、放射光を用いる場合には、入射 X線に対し加熱炉を 5° ~ 8° 程度傾けて設置した。熔融時の体積減少を抑えるため、粉末試料を圧粉成形して 18×10×11 mm の白金製箱型容器に充填した。試料は大気中で室温から 1773K まで昇温速度 5.0×10⁻¹ K/s で加熱し、冷却速度 -8.3×10⁻¹ K/s または -8.3×10⁻² K/s で 673 K まで冷却した。試料温度は試料容器側面に設置した R 型熱電対で測定し、Al₂O₃ 粉末試薬の格子定数の温度変化により試料表面温度との校正曲線を作成して、温度補正を行った。二次元ハイブリッドピクセルアレイ検出器, PILATUS100K® (ピクセルサイズ=0.172×0.172 mm², ピクセル数 487×195, 有効面積=83.8×33.5 mm²) [15-16] をカメラ長 200 mm の位置に設置し, 2 θ =23.5 ~ 46.5°, Debye-Scherrer リングの円弧角度 $\Delta\beta$ =10° の範囲の回折像を露光時間 10-20 秒で繰り返し撮影した。

2-2. 高温組織観察

1.5 kW ハロゲンランプを 2 基搭載した赤外加熱炉と共焦点レーザー走査顕微鏡を組み合わせた米倉製作所製の高温顕微鏡観察装置 [14] を用いて高温顕微鏡観察を行った。本装置は 1770 K までの試料加熱, \pm 500 K/min での昇降温速度制御および 0.3 μ m の位置分解能での組織観察が可能である。本研究では、Fe90Ca10 粉末試料 約 50 mg を 5 mm^φ×5 mm^H の Pt 製容器に充填し、Ar-O₂(20vol%) ガスフロー下で 1770 K まで加熱して試料を完全に融解したのち、降温速度 -5 ~ -200 K/min での冷却過程の組織観察を行った。試料近傍のガス流れを調整することにより、試料から発ガスする場合においても組織像の変化を明瞭に観察することが出来た。

3. 実験結果

3-1. 昇温過程における反応

Fig. 3(a) に Fe90Ca10 を昇温速度 5.0×10⁻¹ K/s で 300 K から 1773 K まで加熱した場合の昇温過程における XRD パターンの温度変化を示す。この昇温速度は実焼結プロセスの 1350-1600 K の温度範囲における昇温速度の 1/4 程度に相当する。昇温過程において、共晶温度以下では粒子間の固相拡散により反応が進行し、共存する相の種類と割合

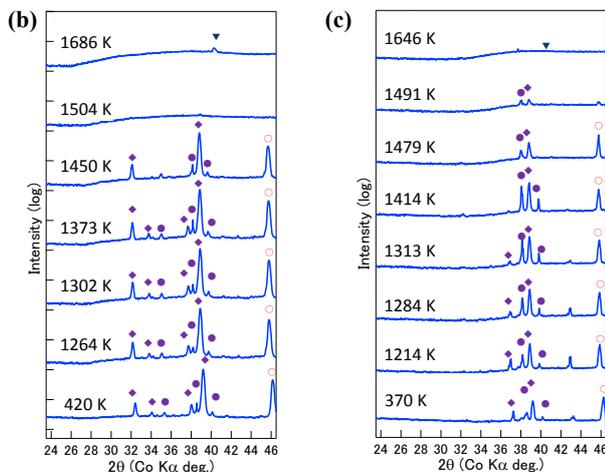
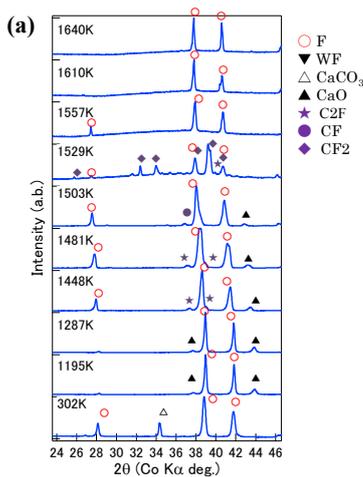


Figure 3 High temperature X-ray diffraction patterns measured by *in situ* Q-XRD for Fe90Ca10 (a) at heating process, at cooling process with rates of (b) -8.3×10^{-1} K/s and (c) -8.3×10^{-2} K/s, respectively [14]. Abbreviations of phases are F:Fe₂O₃, WF:Fe₃O₄, C2F:Ca₂Fe₂O₅, CF:CaFe₂O₄, CF2:CaFe₄O₇, respectively.

が変化する。 $T=1355$ Kにおいて、固相拡散の速度が十分に早くなり、安定相の CaFe₂O₄(CF)相が生成する。さらに昇温すると $T=1529$ Kにおいて CF相と α -Fe₂O₃(F)が反応し (CaFe₂O₄+Fe₂O₃→CaFe₄O₇)、CaFe₄O₇(CF2)相が生成する。また液相生成によるハローパターンも観測され、液相生成による拡散速度の増加が反応を促進すると考えられる。さらに昇温すると CF, CF₂ および F相は互いに反応し、 $T=1557$ Kにおいては液相と F相の共存状態となった。CF+F→CF₂ および CF+CF₂→Liquid(L)の反応の過加熱温度はそれぞれ $\Delta T_{CF+F \rightarrow CF_2}^a=85$ K および $\Delta T_{CF+CF_2 \rightarrow L}^a=80$ Kであった。ここで、 $\Delta T_{A \rightarrow B}^Y$ は加熱あるいは冷却条件 Yにおいて、反応 A→Bが起こる温度と平衡温度のずれの大きさ（過加熱あるいは過冷却温度）を表している。さらに $T=1678$ Kにおいて F相は (WF)相に相転移したが、これは平衡状態よりも 47 K 高い温度である ($\Delta T_{F \rightarrow WF}^a=47$ K)。これらの過加熱温度は一般に昇温速度、出発物質の粒子サイズ、および粒子の混合状態に依存する。 α -Fe₂O₃ および CaCO₃の微粉末を十分に混合して用いた場合、拡散速度の影響は小さく過加熱温度はほぼ昇温速度により決まると考えられる。

3.2 冷却過程における結晶構造および組織の変化

融液の冷却によるカルシウムフェライトの形成過程について、Q-XRD および高温レーザー走査顕微鏡を用いた *in situ* 観察を行った。Fig. 3 (b) および (c) は出発組成 Fe90Ca10 について 1773 K で溶融後、冷却速度 (c) -8.3×10^{-1} K/s, (d) -8.3×10^{-2} K/s の条件で 300 K まで冷却した場合の冷却過程の *in situ* X線回折パターンである。CF, CF₂ と F はほぼ同時に析出する (L+F→CF+CF₂+F)。反応温度は冷却速度 -8.3×10^{-1} K/s では $T=1483$ K, 冷却速度 -8.3×10^{-2} K/s では $T=1491$ K であった。これらの反応温度は平衡条件での反応温度 (1499 K) と比較しそれぞれ -16 K, -8 K 低い結果であった。これらの冷却速度条件では、CF, CF₂, F のすべてが酸化物融液からほぼ同時に生成していることから、CF が融液から直接析出する反応が、 $T < 1428$ K の領域で起こると考えられる固相反応 CF₂→CF+F [Fig. 1(a)] よりも優勢であることを示唆している。また、析出した CF, CF₂, F の存在比率は室温まで冷却しても変化が小さかった。焼結鉍の工業プロセスにおける典型的な冷却速度と比較し、本研究の冷却速度はほぼ同等のオーダーであることを考慮すると、Q-XRD による *in situ* 観察で得られた知見、即ち 1480 K-1500 K の温度領域でのカルシウムフェライト生成反応の過冷却現象が、量産プロセスで実際に得られる焼結鉍中に含まれる相の種類と割合に大きな影響を与えていると考えられる。

平衡状態において、L→L+WFの相変態は 1733 K で起こるが、冷却速度 -8.3×10^{-1} K/s および -8.3×10^{-2} K/s で酸化物融液を冷却した場合、それぞれ、1483 K, 1491 K よりも高温の領域では明瞭な回折線は得られなかった。この原因として、融液から析出する初晶の WF および F 相が微量で、検出限界以下であることがあげられる。従って、このように析出初期の微量の析出物を含む酸化物融液において、反応過程を解明するには例えば高温レーザー顕微鏡などを用いた *in situ* 組織観察技術を併用することが重要となる。本研究では、Q-XRD による結晶構造の変化と、高温レーザー顕微鏡による組織の変化の両方の *in situ* 観察結果を複合して、相転移の温度を決定した。

Fig. 4 は冷却速度 (i) -3.3 K/s および (ii) -8.3×10^{-1} K/s の条件で 1770 K から 300 K まで冷却する過程で観察した試料 Fe90Ca10 における組織画像の一部である。(i), (ii) の冷却速度は Fig. 5 中に示した点に対応している。Fe90Ca10 を冷却すると L→L+WFの反応により、最初に融液から WF の針状結晶が析出する。針状結晶は核から特定の角度に成長し、三角形を形成する。これはマグネタイトがスピネル型 fcc 構造であることと対応している。また、この結晶成長の特徴は L+WF 領域において、(006) 面からの回折線が観察された結果と対応している [Fig. 3(b) および (c)]。マグネタイト析出反応について、冷却速度 (i) -3.3 K/s の場合の過冷却温度 $\Delta T_{L \rightarrow L+WF}^i$, (ii) -8.3×10^{-1} K/s の過冷却温度 $\Delta T_{L \rightarrow L+WF}^{ii}$ はそれぞれ -63 K および -36 K であった。さらに冷却すると、L+WF→L+Fの変態が起き、3-8 秒の間にマグネタイトの結晶が成長して、大きなヘマタイ

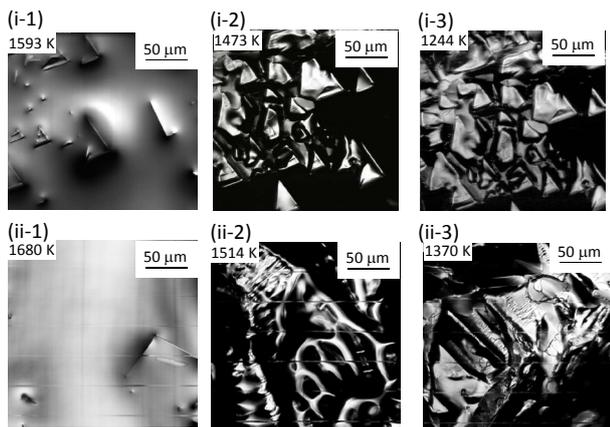


Figure 4 Typical microstructures obtained by *in situ* laser microscopy for the specimen Fe90Ca10, when cooled from 1773 to 300 K with rates of (i) -3.3 K/s and (ii) -8.3×10^{-1} K/s, where cross symbols with (i-1), (i-2), ... correspond to points shown in Fig. 5 [14].

トの結晶粒子が形成される [Fig. 4(i-2) および (ii-2)]。冷却速度が速い条件 (i) -3.3 K/s では, Fig. 4 (i-2) に示すように, 析出した結晶粒子の形状は三角形に近い。一方, 遅い冷却速度条件 (ii) -8.3×10^{-1} K/s で得られる結晶の形状は比較的ランダムな傾向が見られる。これは, 冷却速度が遅い場合, 析出したマグネタイトの形状がヘマタイトへの変態反応によって容易に変化し, さらに融液からの析出物が三角形の結晶粒の周囲に成長してランダムな形状の結晶を形成するためと考えられる。

さらに冷却が進行すると, 固相 - 固相反応 $CF_2 + F \rightarrow CF + F$ が進行する。この反応は前述の Q-XRD により明瞭に *in situ* 観察されている。この反応の過冷却温度は冷却速度 (ii) -8.3×10^{-1} K/s で -16 K, 冷却速度 (iii) -8.3×10^{-2} K/s で -8 K であった。

4. 焼結プロセスの CCT 図

in situ Q-XRD およびレーザー顕微鏡観察の結果より得られた焼結反応における過冷却現象は連続冷却変態 (CCT) 図の概念を用いて定量的に理解することが出来る。CCT 図は鋼材の熱処理の分野では広く用いられている [17]。得られたデータを基に焼結鉄の分野では初めての CCT 図を作成した。Fig. 5 に Fe90Ca10 の CCT 図を示す。冷却速度 (i) -3.3 K/s, (ii) -8.3×10^{-1} K/s, および (iii) -8.3×10^{-2} K/s における時間-温度曲線を図中に実線で示した。平衡状態における反応 $L \rightarrow L + WF$, $L + WF \rightarrow L + F$, $L + F \rightarrow CF_2 + F$, および $CF_2 + F \rightarrow CF + F$ の反応温度を点線 (青) で示した。 ΔT_x^Y は冷却速度 Y ($= i, ii, iii$) の条件で冷却した場合の過冷却温度を示している。破線 (赤) は本研究で決定した非平衡条件で冷却した場合の $L \rightarrow L + WF$ および $L + F \rightarrow CF_2 + CF + F$ の反応温度を示している。組織観察により求めた相境界は菱形で示した。尚, 十字は Fig. 4 に示した組織観察像に対応する反応時間-温度を示している。

今回作成した CCT 図は, (1) 特定の反応 X の過冷却

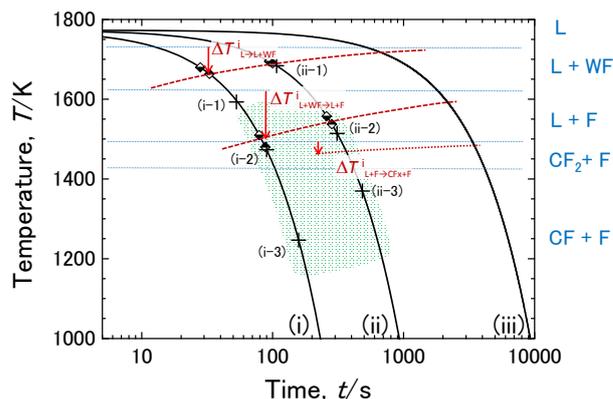


Figure 5 Continuous cooling transformation (CCT) diagram for sintering of specimen Fe90Ca10. Solid lines show the time-temperature curves for cooling rates: (i) -3.3 K/s, (ii) 8.3×10^{-1} K/s, and (iii) -8.3×10^{-2} K/s. Dotted thin lines (blue) show the temperatures of phase transformation at equilibrium: $L \rightarrow L + WF$, $L + WF \rightarrow L + F$, $L + F \rightarrow CF_2 + F$ and $CF_2 + F \rightarrow CF + F$. $\Delta T_{A \rightarrow B}^Y$ denotes the overcooling temperature of the reaction $A \rightarrow B$ when cooled down with a rate of Y ($= i, ii, \text{ or } iii$). Broken lines (red) show those of $L \rightarrow L + WF$ and $L + WF \rightarrow L + F$ under non-equilibrium cooling conditions determined in this study. The dotted bold line (red) shows that of $L + F \rightarrow CF_2 + CF + F$ under non-equilibrium cooling conditions determined in this study. Boundaries determined by laser microscopy are shown by diamonds. Cross marks show the time and temperature where typical microstructures obtained by *in situ* laser microscopy are shown in Fig. 4. Typical conditions for industrial sintering processes are shown by the hatching area (green) [14].

温度 (ΔT_x^Y) は冷却速度 Y が速くなるに伴い大きくなる傾向を示している。(2) 同一冷却速度における各反応 X の過冷却温度 ΔT_x^Y を比較すると, 次のような関係がある。
 $\Delta T_{L+F \rightarrow CF_2+F}^Y \ll \Delta T_{L \rightarrow L+WF}^Y < \Delta T_{L+WF \rightarrow L+F}^Y$

Fig. 5 中に工業プロセスにおける一般的な冷却速度領域 [2-6] を網掛けで示した。この冷却速度領域では, $L + WF \rightarrow L + F$ および $L + F \rightarrow CF_2 + F$ の反応温度の冷却速度依存性が大きい。つまり, 冷却温度パターンのわずかな変化で共存相の割合と最終生成物の組織が変化すると予測される。従って, 目的とする組織を得るために CCT 図に基づいて, 実際の焼結プロセスの温度パターンを設計することが可能である。目標とする温度パターンがわかれば, 例えばコークス量や燃焼条件の制御などの手法により加熱・冷却条件を制御して焼結鉄を製造し, その組織が目的とするものに近いかどうかを確認することができる。

5. おわりに

近年の検出器系の発展などにより, 従来困難であった極短時間反応の解析が実現可能になりつつある。本研究で扱った焼結鉄は長年高炉操業に用いられているが, 脈石成分との反応過程や特性発現メカニズムに未解明の部分が多く, 今回用いた高温 *in situ* 観察技術はこれらの理解に役立つものである。放射光を用いた高温 *in situ* 観察は, 高輝度光源による短時間測定やエネルギー選択の自由度等の多くのメリットがある。

言うまでも無いが実プロセスのメカニズム解明には複数の相補的なアプローチが必要である。本研究でも、X線回折のみではなく、熱分析や熱力学計算などの解析手法を相補的に用い、それらの結果を総合的かつ定量的に理解するための方法・指標 (CCT 図) を提案することができた。こうした定量的な指標を提案・活用することで、焼結プロセスで最も重要な素反応のひとつである「擬似粒子間の液相焼結」の反応メカニズムの理解が進むと考える。その結果、焼結鈦の量産プロセスにおいて、複雑にからみあう反応条件 (温度, 酸素分圧, 粒子間の化学組成分布など) の関係を定量的に解明し、プロセスを最適化することにつながると期待できる。

謝辞

日鉄住金テクノロジー (株) の太田典明氏に実験のサポートいただきましたことを感謝します。Q-XRD およびレーザー顕微鏡を用いた実験は (株) リガクと (株) 米倉製作所の技術支援のもとに実施しました。KEK, PF, BL-6C での実験にあたり、東京工業大学の佐々木聡博士、奥部真樹博士の支援を頂きました。なお Q-XRD の放射光実験は、当社と高エネルギー加速器研究機構との共同研究により実施されました。関係者の皆様に感謝申し上げます。

引用文献

- [1] J. Gröbner, *et al.*, In Landolt-Börnstein - Group IV Physical Chemistry ed. Günter Effenberg and Ilyenko Svitlana (Springer-Verlag GmbH: Heidelberg, 2008).
- [2] T. Mukherjee and J.A. Whiteman, *Ironmaking Steelmaking*, **12**, 151 (1985).
- [3] M.I. Pownceby, J.M.F. Clout and M.J. Fisher-White, *Transactions of the Institution of Mining and Metallurgy, Section C*, **no.3 C1-542**, 1 (1998).
- [4] G.O. Egundebi and J.A. Whiteman, *Ironmaking Steelmaking*, **16**, 379 (1989).
- [5] I. Ordavo, *et al.*, *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section A: Accelerators, Spectrometers, Detectors and Associated Equipment*, **654**, 250 (2011).
- [6] 大野光一郎, *et al.*, *鉄と鋼*, **95**, 821 (2009).
- [7] A.D. Pelton, *et al.*, *Metall. Mater. Trans. B*, **31**, 651 (2000).
- [8] M. Hillert, *J. Alloys Compd.*, **320**, 161 (2001).
- [9] L. Lu, R.J. Holmes and J.R. Manuel, *ISIJ Int.*, **47**, 349 (2007).
- [10] W.G. Mumme, J.M.F. Clout and R.W. Gable, *N. Jb. Miner. Abh.*, **173**, 93 (1998).
- [11] B.K. Teo: EXAFS : basic principles and data analysis. (Springer-Verlag, 1986).
- [12] B. Bergman, *J. Am. Ceram. Soc.*, **69**, 608 (1986).
- [13] P.G. Winchell and G.R. Speich, *Acta Metall.*, **18**, 53 (1970).
- [14] M. Kimura and R. Murao, *ISIJ Int.*, **53**, 2047 (2013).
- [15] B. Henrich, *et al.*, *Nucl. Instrum. Methods Phys. Res.*, **A607**, 247 (2009).

[16] P. Kraft, *et al.*, *J. Synchrotron Rad.*, **16**, 368 (2009).

[17] I. Reiche, *et al.*, *Anal. Chem.*, **85**, 5857 (2013).

(原稿受付日: 2015 年 9 月 25 日)

著者紹介

村尾玲子 Reiko MURAO



新日鐵住金株式会社技術開発本部先端
技術研究所解析科学研究部

主任研究員

〒 293-8511 千葉県富津市新富

TEL: 070-3514-8083

FAX: 0439-80-2746

e-mail: murao.5gg.reiko@jp.nssmc.com

略歴: 1999 年東北大学大学院理学研

究科博士前期課程修了, 1999 年 -2008 年株式会社山形富士通, 2011 年東北大学大学院工学研究科博士後期課程修了 2011 年新日本製鐵株式会社。2012 年 (合併のため) 新日鐵住金株式会社, 博士 (工学)。

最近の研究: 製鉄プロセスに関する高温反応解析。

趣味: 読書, 楽器演奏

木村正雄 Masao KIMURA



物質構造科学研究所 教授

〒 305-0801 茨城県つくば市大穂

TEL: 029-864-5608

FAX: 029-864-2801

e-mail: masao.kimura@kek.jp

略歴: 1987 年京都大学工学研究科修
士課程修了, 1987 年新日本製鐵株式

会社, 2012 年 (合併のため) 新日鐵住金株式会社, 2013 年より現職。1993 年工学博士。

最近の研究: 放射光を用いて材料や反応の観察を行うこと, 特に「heterogeneity」「dynamics」「interface/surface」の三領域, <http://pfxafs.kek.jp/>。2014 年より SIP 「革新的構造材料」に参画し, 構造材料の放射光を軸として解析拠点構築を目指しています。

趣味: 山や街を歩いたり走ったりすること (登山, トレラン, ジョギング, マラソン)