

# 軸受鋼長寿命化のための介在物組成制御技術

## Inclusion Control for Extending Bearing Steel Life

原田 晃史 HARADA Akifumi JFE スチール スチール研究所 製鋼研究部 主任研究員  
中山日菜子 NAKAYAMA Hinako JFE スチール 西日本製鉄所(倉敷地区) 製鋼部 製鋼技術室  
渡邊 佑介 WATANABE Yusuke 宝武傑富意特殊鋼有限公司 品質部 主席工程師

### 要旨

軸受鋼中の  $MgO \cdot Al_2O_3$  スピネル系介在物抑制のため、溶鋼-スラグ反応進行下での溶鋼への Al 添加やスラグ組成の影響をラボ実験により評価した。溶鋼中 Mg 濃度および介在物中  $MgO$  濃度は Al 添加前は低位であったが、Al 添加後は直ちに増加した。一方、スラグの  $CaO/SiO_2$  および  $CaO/Al_2O_3$  が低位な場合、Al 添加後も溶鋼中 Mg 濃度および介在物中  $MgO$  濃度は低位であった。反応速度モデルによる実プロセス条件での仮想計算の結果、Al 添加後の溶鋼中 Mg 濃度はラボ条件よりも抑制傾向にあった。実機 LF で Al 途中添加およびスラグ組成変更試験を行った結果、処理終了時の溶鋼中 Mg 濃度および介在物中  $MgO$  濃度は従来法より大きく減少した。本試験材をスラスト寿命試験に供した結果、転動疲労寿命は従来材の約 1.5 倍に向上した。

### Abstract:

The effect of Al addition in the middle of metal-slag reaction and slag composition was investigated by laboratory-scale experiments in order to suppress the formation of  $MgO \cdot Al_2O_3$  spinel-type inclusions in bearing steel. Mg content in steel and  $MgO$  content in inclusions were low before Al addition, but they were increased rapidly after Al addition. On the other hand, they remained low after Al addition at lower  $CaO/SiO_2$  and  $CaO/Al_2O_3$  in the slag. According to a kinetic model calculation under virtual conditions of actual process, the Mg content in steel was lower than that in laboratory. At actual LF process, Al addition in the middle of treatment and change of slag composition were carried out. Compared with the conventional practice, Mg content in steel and  $MgO$  content in inclusions were decreased, and the fatigue life was around 1.5 times longer.

## 1. はじめに

高炭素クロム軸受鋼は転動疲労強度特性に優れており、軸受のレースや鋼球として主に使用される。軸受が適用される機械の小型化・軽量化に伴い、長寿命化のニーズが年々高まってきている。軸受鋼の疲労による剥離の起点の多くは非金属介在物（以下、介在物）であり、寿命向上のためには鋼の清浄性向上による酸化物系介在物の低減が有効である。JFE スチール西日本製鉄所（倉敷地区）では、LF（取鍋精錬設備）や連続铸造機のタンディッシュにおける操業改善により、清浄性向上に取り組んできた<sup>1)</sup>。一方、至近では軸受鋼の剥離の起点部において、たびたび  $MgO \cdot Al_2O_3$  スピネル系介在物が観察されており、さらなる寿命向上のためにはスピネル系介在物の抑制が必要と考えられる。

スピネル系介在物は反応式 (1) および (2) に示すように、溶鋼中の Al とスラグあるいは耐火物中の  $MgO$  との反応により生成した Mg が脱酸生成物である  $Al_2O_3$  系介在物と

反応することで生成するものと考えられている<sup>2-6)</sup>。



すなわち、スピネル系介在物抑制のためには溶鋼中 Mg 濃度を低減することが重要である。そのなかで、スラグ組成は溶鋼中 Mg 濃度に大きく影響することが知られている。例えば、スラグの  $CaO/SiO_2$  や  $CaO/Al_2O_3$  が減少するにつれてスラグ中  $MgO$  活量が減少するため、溶鋼中への Mg 生成が抑制され、スピネル系介在物の生成も抑制される<sup>5-7)</sup>。しかし、取鍋のスラグラインに  $MgO$  系の耐火物を用いる場合、LF のような取鍋精錬において耐火物中  $MgO$  のスラグへの溶解が進行し、スラグ中  $MgO$  活量が増加するため、スラグ中の  $CaO/SiO_2$  や  $CaO/Al_2O_3$  の低減だけでは溶鋼中 Mg 濃度の低減には不十分である。

そこで、溶鋼中への Al の添加タイミングに着目した。反応式 (1) について平衡論的に考えると、 $MgO$  活量の低減に加えて溶鋼中 Al を低減することが有効であるが、清浄性の観点から脱酸元素である Al の低減は現実的ではない。一

2024 年 9 月 30 日受付

方で、最終的な Al 濃度を低減せずとも、溶鋼中への Al 添加タイミングを遅らせることで、溶鋼中 Al とスラグの反応時間を短縮し、速度論的に Mg 濃度の増加を抑制できる可能性がある。しかし、スピネル系介在物の生成に関するこれまでの研究は、Al をすでに添加した状態の溶鋼とスラグの反応に関して評価したものが多く、Al 未添加溶鋼あるいは Al を途中添加した溶鋼とスラグの反応による介在物組成変化については不明点が多い。

以上から、本稿ではラボスケールの Al 未添加溶鋼とスラグの反応実験を行い、介在物変化を評価した。また、Al を途中添加した際の介在物挙動についても併せて評価した。さらに、ラボ実験および反応速度モデル計算による検討結果をもとに、実機レベルでの試験を行った。

## 2. 実験方法

Al 未添加溶鋼とスラグ反応による介在物組成変化、および Al 途中添加の影響を評価するため、ラボスケールの溶解実験を行った。実験には高周波溶解炉を用いた。はじめに、坩堝を炉内に設置し、30 kg の電解鉄を母材として坩堝内に装入した。昇温し電解鉄の溶解確認後、Fe-Si 合金、金属 Mn、金属 Cr、Fe-S 合金およびカーボンの合金元素を添加し、表 1 に示す組成に調整した。溶解中および実験中はチャンバー内を Ar 雰囲気保持した。また、溶鋼攪拌のため坩堝底面に設置したポーラスプラグから 2 NL/min の流量で Ar ガスを吹き込んだ。溶鋼成分調整後、溶鋼のサンプリングを行い、所定組成のフラックス 2 kg を溶鋼上へ添加し

表 1 溶鋼組成

Table 1 Composition of molten steel

C	Si	Mn	S	Cr
mass%	mass%	mass%	mass%	mass%
1.0	0.2	0.35	0.004	1.5

表 2 添加前フラックス組成と実験終了時スラグ組成

Table 2 Composition of flux before addition and slag at end of experiment

Flux	CaO	SiO <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	MgO	C/S*	C/A*	
	mass%	mass%	mass%	mass%			
A	Flux before add.	56	7	22	5	8.0	2.5
	Slag at end of exp.	55	8	24	6	6.7	2.3
B	Flux before add.	50	14	21	5	3.6	2.3
	Slag at end of exp.	49	13	23	7	3.9	2.2
C	Flux before add.	44	11	30	5	4.0	1.5
	Slag at end of exp.	42	9	31	8	4.5	1.4
D	Flux before add.	47	12	26	5	4.0	1.8
	Slag at end of exp.	35	10	43	5	3.5	0.8

\* ) C/S = CaO/SiO<sub>2</sub>, C/A = CaO/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

た。このフラックスを添加したタイミングを実験の 0 分とした。スラグ組成影響を調査するため、4 種類のフラックス A~D を用いた。溶鋼への添加前のフラックス組成および実験終了時のスラグ組成を表 2 に示す。なお、フラックス A~C の場合はマグネシア製の坩堝を使用し、フラックス D の場合はスラグ中の MgO 濃度上昇を抑えながら CaO/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> を低位保持するため、アルミナ製の坩堝を使用した。また、フラックス添加から 25~30 分経過したタイミングで溶鋼中に 0.04 mass% 相当の金属 Al を添加し、Al 添加から約 25 分後に実験終了とした。実験中は所定時間で溶鋼およびスラグのサンプリングを行い、得られたメタルサンプルの C および S 濃度は酸素ガス燃焼-赤外線吸収法、メタルサンプルのその他成分およびスラグサンプルの成分は ICP-AES により分析した。ただし、メタルサンプルの Mg 濃度については ICP-MS により分析した。サンプル中の介在物については、粒子自動測定システムを備えた SEM-EDX (ASPEX Explore) を用いて評価した。

## 3. 実験結果

溶鋼中 Total Mg (以下、T.Mg) 濃度の変化を図 1 に示す。本研究における T.Mg 濃度は、鋼中溶存 Mg 濃度と介在物中 Mg 濃度を合計した濃度である。Al 添加前までは実験開始時と同程度もしくは緩やかに増加した。Al 添加以降はフラックス A~C の場合、Al 添加前よりも増加傾向にあり、とくにフラックス A の場合は増加量が大きかった。一方で、フラックス D の場合、増加量はわずかであった。

各フラックス適用時における鋼中介在物の平均組成変化を図 2 に示す。鋼中介在物の平均組成は、測定された酸化物系介在物の組成を平均化して求めたものである。実験開始時はいずれのフラックス適用時にも主に Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiO<sub>2</sub>-MnO 系の介在物であった。Al 添加前までは溶鋼-スラグ間の反応により溶鋼中 Al 濃度が徐々に増加したため、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 系介在物に向かって変化していく様子が見られた。フラックス A 適用時は Al 添加前の時点で Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 系の介在物が多く見られ、

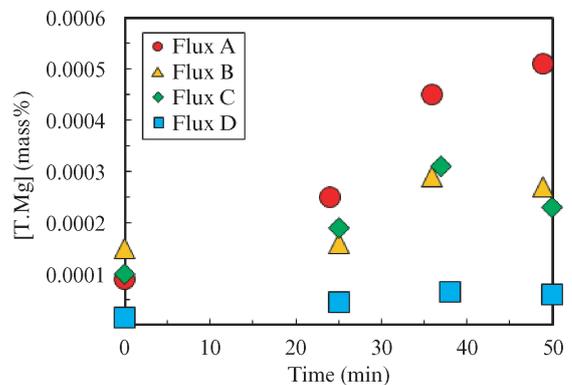


図 1 溶鋼中 T.Mg 濃度変化<sup>14)</sup>

Fig. 1 Changes of total Mg content in molten steel<sup>14)</sup>

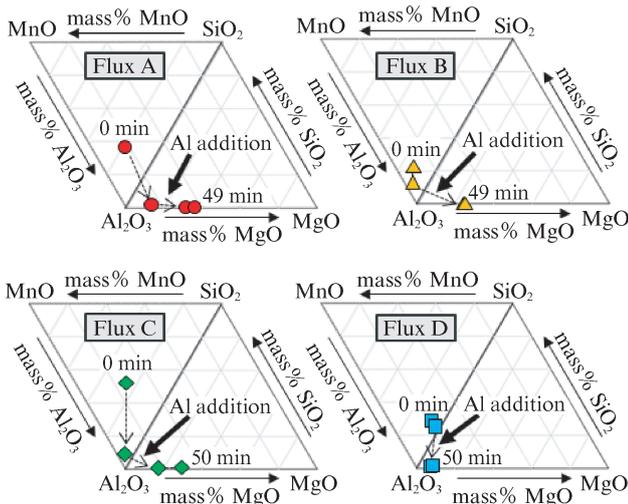


図2 鋼中介在物の平均組成変化<sup>14)</sup>

Fig. 2 Changes of average content in inclusions of steel<sup>14)</sup>

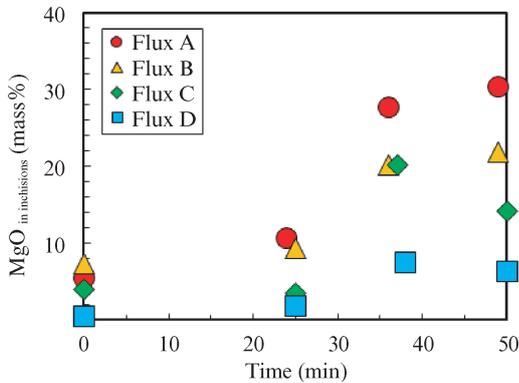


図3 介在物中の平均MgO濃度変化<sup>14)</sup>

Fig. 3 Changes of average MgO content in inclusions<sup>14)</sup>

MgO・Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>系介在物についても一部確認された。Al添加後、フラックスAの場合はMgO濃度が増加していき、ほとんどがMgO・Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>系介在物であった。フラックスBおよびCの場合はAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>系介在物に変化し、その後MgO濃度が増加した。最終的に、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>系介在物とMgO・Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>系介在物であった。フラックスDの場合、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>系介在物に変化するものの、MgO濃度は低位なままであった。このときの介在物中平均MgO濃度の変化を図3に示す。傾向は溶鋼中Mg濃度と同様であり、Al添加前は実験開始からの変化は小さかった。Al添加後、フラックスA～Cの場合は大きく増加し、フラックスDの場合は増加量が小さかった。溶鋼中へのAl添加前後における溶鋼中T.Mg濃度および介在物中MgO濃度の関係を図4に示す。おおよそ直線的な関係となっており、Al添加前後ともに溶鋼中のT.Mg濃度が低いほど介在物中の平均MgO濃度も低位であった。溶鋼中T.Mg濃度とスラグ組成の関係を図5に示す。溶鋼中T.Mg濃度はスラグ中CaO/SiO<sub>2</sub>およびCaO/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>が低いほど低位であり、この傾向は溶鋼へのAl添加後の方がより顕著で

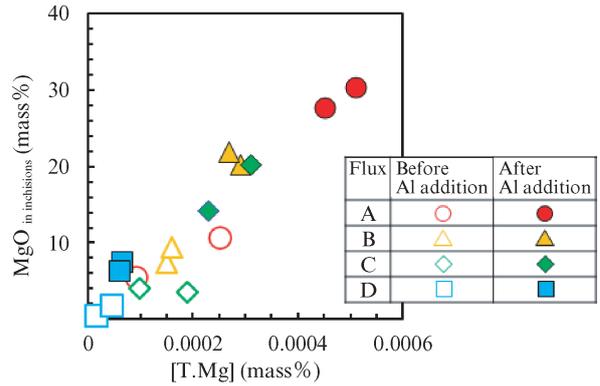


図4 溶鋼中T.Mg濃度と介在物中平均MgO濃度の関係<sup>14)</sup>

Fig. 4 Relationships between total Mg content in steel and average MgO content in inclusions<sup>14)</sup>

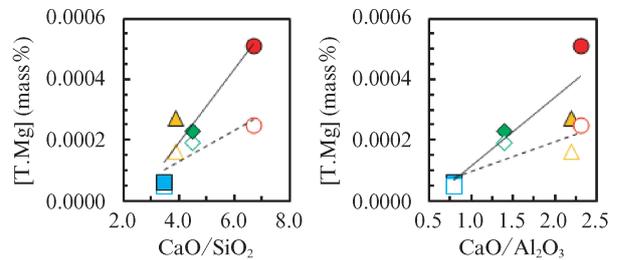


図5 Al添加前後の溶鋼中T.Mg濃度とスラグ組成の関係<sup>14)</sup>

Fig. 5 Relationships between total Mg content in steel and average MgO content in inclusions before and after Al addition<sup>14)</sup>

あった。

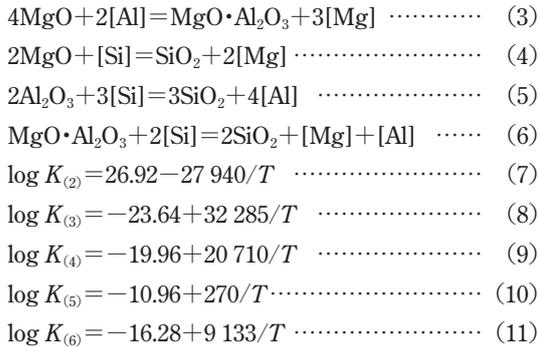
以上より、Al未添加の場合はスラグとの反応により溶鋼中Mg濃度が増加するものの、介在物としてはスピネル系介在物安定までには至らなかった。また、Al未添加であってもスラグ組成制御は溶鋼中Mg濃度低減の観点から重要であることが分かった。一方で、Al添加後はフラックスDを除き、溶鋼中Mg濃度の増加速度が大きく、スピネル系介在物へ迅速に変化する結果であった。

## 4. 考察

### 4.1 介在物組成の熱力学検討

ラボ実験結果より得られた介在物組成評価のため、溶鋼組成から予測される熱力学的に安定な介在物との比較を行った。ここでは、介在物相安定図を作成し評価した。生成相として、Silicate, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, MgO・Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, MgOを考慮した。具体的には、反応式(2)～(6)の各平衡定数(7)～(11)<sup>8-11)</sup>から各相の境界線を計算した。また、ラボ実験においてAl添加前は介在物中のSiO<sub>2</sub>濃度にばらつきがあったため、Silicateとの境界線を計算する際はSiO<sub>2</sub>活量を0.01,

0.1, 1.0 の 3 種類で作成した。



ここで、 $K_{(2)} \sim K_{(6)}$ : 反応式 (2)~(6) の平衡定数、 $T$ : 溶鋼温度 (K) である。

ラボ実験の平均溶鋼温度 1 863 K 時の介在物相安定図を **図 6** に示す。また、ラボ実験結果も併せてグラフ上にプロットした。この際、厳密には鋼中溶存 Mg 濃度を用いるべきであるが、本実験では不明のため鋼中 T.Mg 濃度を用いた。フラックス A~C の場合、初期および Al 添加前は Silicate 安定領域あるいは  $\text{MgO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$  安定領域との境界線近傍に位置しており、Al 添加後は  $\text{MgO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$  安定領域に位置した。フラックス D の場合、Silicate および  $\text{Al}_2\text{O}_3$  あるいは  $\text{MgO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$  安定領域との境界線近傍に位置しており、Al 添加後は  $\text{Al}_2\text{O}_3$  と  $\text{MgO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$  安定領域の境界線近傍に位置した。実験結果のプロットは T.Mg 濃度を用いているため、実際よりは高濃度側で評価している可能性があるが、最終的な介在物組成については実験結果とおおむね対応する結果であった。

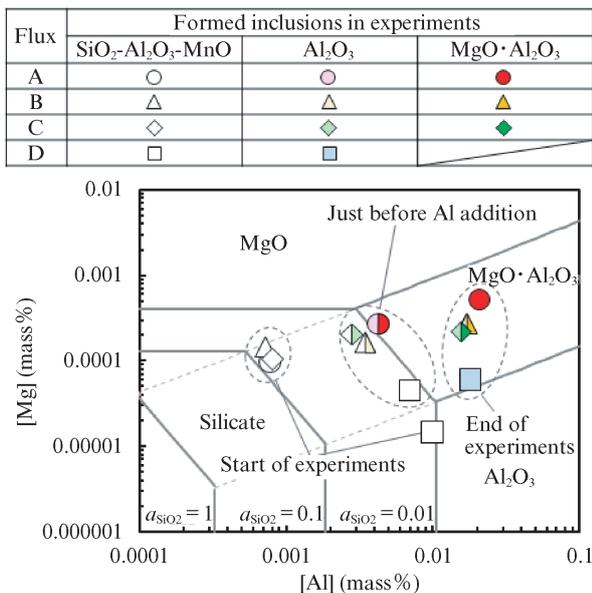


図 6 介在物相安定図<sup>14)</sup>

Fig. 6 Phase stability diagram of inclusions<sup>14)</sup>

## 4.2 実機スケールにおける速度論的検討

ラボ実験より、フラックス A~C の場合は溶鋼への Al 添加後、迅速に溶鋼中 Mg 濃度が増加、スピネル系介在物が生成する結果であった。しかし、実機スケールでは溶鋼-スラグ反応界面積に対する溶鋼体積が大きいいため、ラボ実験と比較して溶鋼中への Mg 生成抑制が期待される。そこで、実機での反応挙動推定のため、反応速度モデル<sup>12,13)</sup>を用いて評価した。計算条件は **表 3** に示すとおりである。溶鋼やスラグ組成は本研究のラボ実験と同様とし、実機を想定した計算の場合は溶鋼量、スラグ量および攪拌ガス流量のみスケールアップさせた。攪拌ガス流量については、攪拌動力密度がラボ実験と同程度になるように決定した。

はじめに、モデル計算の妥当性確認のため、ラボ実験条件での計算を行った。フラックス A を用いた場合の溶鋼中 Mg および Al 濃度の計算結果を **図 7** に示す。ここでは、4.1 節で作成した介在物相安定図上にモデル計算結果を示した。モデル計算では T.Mg に加え溶存 Mg 濃度も計算可能なことから、両方の計算結果を記載した。溶鋼中 T.Mg 濃度について実験結果とモデル計算結果は良い対応を示すことが確認できた。そこで、次に実機を想定した計算を行った。実機におけるフラックス A の適用を想定した際のモデル計

表 3 ラボおよび実機計算条件

Table 3 Basic conditions for lab and actual scale calculation

	Lab-scale	Actual-scale
Weight of molten steel (kg)	30	200 000
Weight of slag (kg)	2.0	2 000
Ar stirring gas flow rate (Nl/min)	2.0	1 500
Bath diameter (m)	0.18	3.0
Reaction area/Steel volume (1/m)	5.9	0.2

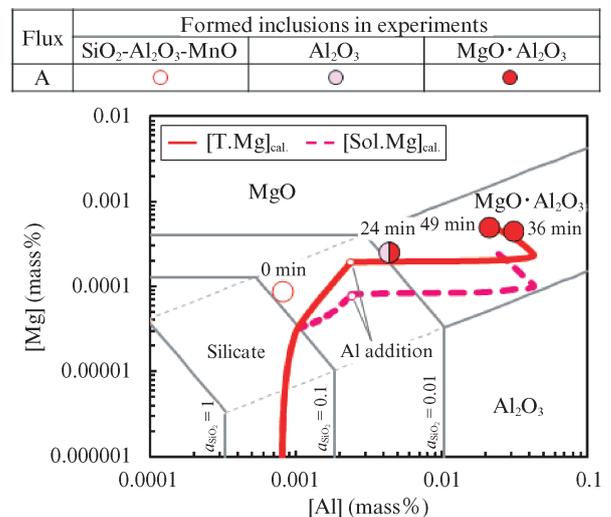


図 7 モデル計算による溶鋼中 Al と Mg 濃度変化<sup>14)</sup>

Fig. 7 Calculation results of Al and Mg content in steel<sup>14)</sup>

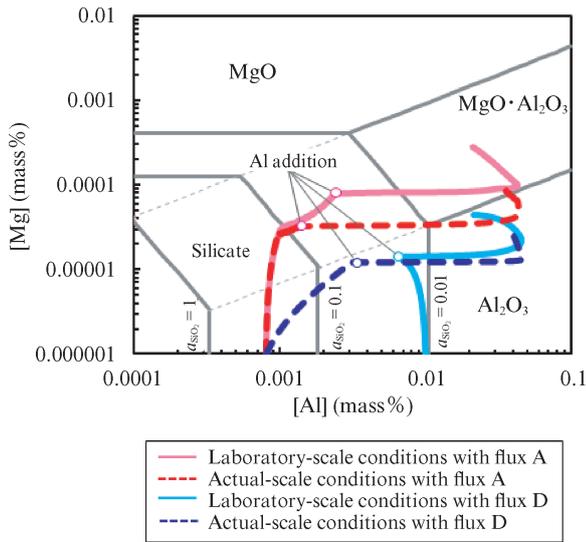


図8 実機条件での溶鋼中 Al および Mg 濃度の計算結果<sup>14)</sup>  
 Fig. 8 Calculation results of Al and Mg content in steel under laboratory and actual-scale conditions<sup>14)</sup>

算結果を図8に示す。なお、介在物組成議論のためには Mg 濃度として溶存 Mg 濃度を用いた方が適当であると考え、ここではモデル計算により得られた溶存 Mg 濃度を用いて評価した。また、計算時間は50分とし、Al は開始25分の時点で溶鋼中へ添加するものとした。ラボ条件の場合、Al 添加後早々に MgO·Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 安定領域に位置していたが、実機条件の場合、Al 添加後は Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 安定領域に位置し、その後 MgO·Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 安定領域に向かっていき、最終的には Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> と MgO·Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 安定領域の境界線に位置した。また、ラボおよび実機条件におけるフラックス D 適用時の計算結果を図8に併せて示した。なお、フラックス D を用いたラボ実験では、アルミナ坩堝を用いたことによりフラックス添加前の時点で溶鋼中 Al 濃度がすでに高かったことから、ラボ条件計算の場合のみ実験と同様に初期 Al 濃度が高い条件で計算した。フラックス A と比べて、ラボおよび実機条件ともに Mg 濃度は抑制傾向にあり、Al 添加後も Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 安定領域に位置したままであった。また、実機条件の方がより Mg 濃度は低位であった。Al 添加時点からの計算 Mg 濃度増加量を図9に示す。フラックス A の場合、ラボに比べて実機条件の方が大幅に抑制傾向にあり、実機の方が Al 途中添加した際の Mg 抑制効果が高いことが分かった。さらに、フラックス D を用いることで、フラックス A よりも Mg 増加量は減少しており、実機では Al 途中添加およびスラグ中の CaO/SiO<sub>2</sub> および CaO/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の低減が有効であることが示唆された。

これらの検討にもとづき、実機の軸受鋼製造プロセスで試験を実施した。すなわち、転炉→LF→RH→連続鋳造の製鋼プロセスにおいて、Al 添加タイミング（処理開始から処理途中）および LF スラグの組成（従来に比べて CaO/SiO<sub>2</sub> と CaO/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> を低減）を変更した。その結果、図10に示すように、LF 処理終了時において鋼中 T.Mg 濃度は従来から

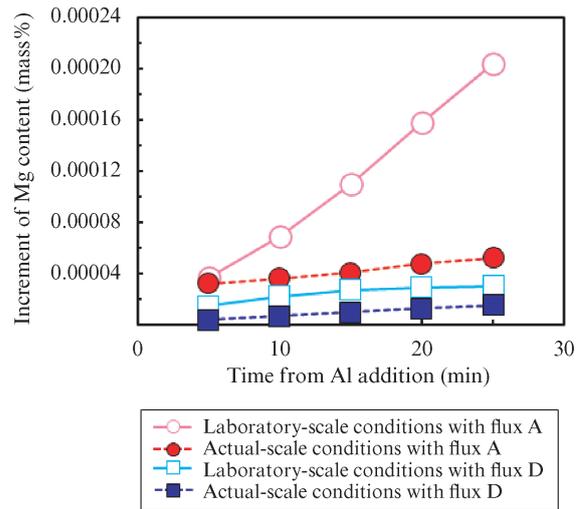


図9 Al 添加後の計算 Mg 濃度の増加量  
 Fig. 9 Increment in Mg calculated content after Al addition

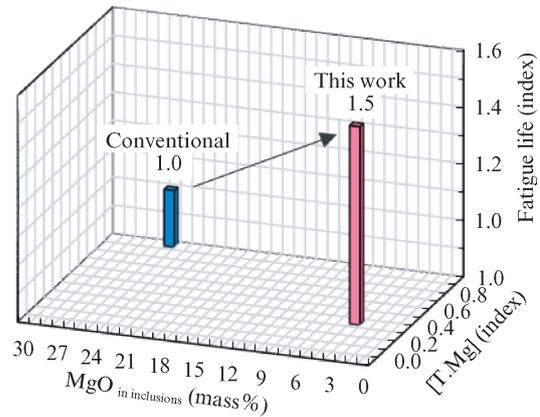


図10 実機試験結果  
 Fig. 10 Test results in actual process

約60%低減し、酸化物系介在物中の平均 MgO 濃度も25%から4%に低減した。スピネル系介在物についてもほとんど観察されなかった。本試験で製造した軸受鋼をスラスト寿命試験に供した結果、転動疲労寿命は従来材にくらべて約1.5倍に向上した。以上から、Al 途中添加およびスラグ組成適正化による介在物組成制御の有効性が検証された。

## 5. おわりに

軸受鋼におけるスピネル系介在物低減のため、Al 途中添加およびスラグ組成が溶鋼中 Mg 濃度や介在物組成におよぼす影響をラボ実験により調査し、その結果にもとづいた反応速度計算から実機スケールにおける効果を評価した。

ラボにおける溶鋼-スラグ反応実験の結果、Al 添加前は溶鋼中 T.Mg 濃度およびスピネル介在物の生成は低位であったが、Al 添加後は溶鋼中 T.Mg 濃度が迅速に増加し、スピネル系介在物が観察されるようになった。一方、スラグの

CaO/SiO<sub>2</sub> や CaO/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> が低いほど、溶鋼中 T.Mg 濃度やスピネル系介在物の生成は抑制された。

実機スケールでの Al 途中添加の効果を推定するため、反応速度モデルを用いて仮想計算を行った。ラボスケールよりも実機スケールの方が Al 途中添加およびスラグ組成変更による効果が顕著であり、ラボ実験よりも溶鋼中 Mg 濃度およびスピネル系介在物の抑制が推定された。本計算にもとづき実機試験を行ったところ、溶鋼中 Mg 濃度およびスピネル系介在物の生成は抑制され、軸受鋼の転動疲労寿命は約 1.5 倍に向上した。

#### 参考文献

- 1) 渡邊佑介, 鍋島誠司, 寺島知道. JFE スチール西日本製鉄所(倉敷地区)における軸受鋼の清浄度向上技術. JFE 技報. 2016, no. 38, p. 87-90.
- 2) Brabie, V. Mechanism of Reaction between Refractory Materials and Aluminum Deoxidised Molten Steel. ISIJ Int. 1996, vol. 36, p. S109-S112.
- 3) 松野英寿, 菊地良輝. 高炭素鋼の MgO 系介在物の起源. 鉄と鋼. 2002, vol. 88, no. 1, p. 48-50.
- 4) 伊東裕恭, 日野光兀, 萬谷志郎. 溶鋼中でのスピネル (MgO・Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) 非金属介在物生成に関する熱力学. 鉄と鋼. 1998, vol. 84, no. 2, p. 85-90.
- 5) 西隆之, 眞目薫. 溶融 Fe-Ni 合金中脱酸生成物の組成形態変化. 鉄と鋼. 1998, vol. 84, no. 2, p. 97-102.
- 6) 西隆之, 眞目薫. スラグ共存下の Al 脱酸過程におけるステンレス溶鋼中スピネル介在物の生成. 鉄と鋼. 1998, vol. 84, no. 12, p. 837-843.
- 7) Okuyama, G; Yamaguchi, K; Takeuchi, S; Sorimachi, K. Effect of Slag Composition on the Kinetics of Formation of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-MgO Inclusions in Aluminum Killed Ferritic Stainless Steel. ISIJ Int. 2000, vol. 40, no. 2, p. 121-128.
- 8) 伊東裕恭, 日野光兀, 萬谷志郎. 溶鉄の Al 脱酸平衡の再評価. 鉄と鋼. 1997, vol. 83, no. 12, p. 773-778.
- 9) 伊東裕恭, 日野光兀, 萬谷志郎. 溶鉄の Mg 脱酸平衡. 鉄と鋼. 1997, vol. 83, no. 10, p. 623-628.
- 10) Fujii, K; Nagasaka, T; Hino, M. Activities of the Constituents in Spinel Solid Solution and Free Energies of Formation of MgO, MgO・Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. ISIJ Int. 2000, vol. 40, no. 11, p. 1059-1066.
- 11) Recommended Values of Equilibrium Constants for the Reactions in Steelmaking. Japan Society for the Promotion of Science, 19<sup>th</sup> Committee, Tokyo, 1984.
- 12) Harada, A; Maruoka, N; Shibata, H; Kitamura, S. A Kinetic Model to Predict the Compositions of Metal, Slag and Inclusions during Ladle Refining: Part 1. Basic Concept and Application. ISIJ Int. 2013, vol. 53, no. 12, p. 2110-2117.
- 13) Harada, A; Matsui, A; Nabeshima, S; Kikuchi, N; Miki, Y. Effect of Slag Composition on MgO・Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Spinel-Type Inclusions in Molten Steel. ISIJ Int. 2017, vol. 57, no. 9, p. 1546-1552.
- 14) 原田晃史, 松井章敏, 鍋島誠司. 高炭素鋼中における Al 添加前後の介在物組成変化. 鉄と鋼. 2019, vol. 105, no. 11, p. 1042-1049.