

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

西 隆之*・眞目 薫*²

Formation of Spinel Inclusions in Molten Stainless Steel under Al Deoxidation with Slags

Takayuki NISHI and Kaoru SHINME

Synopsis : Morphology change of inclusions were experimentally investigated under Al deoxidation of molten stainless steel with CaO-SiO₂-Al₂O₃-MgO slags in order to clarify the morphology control factor of inclusions. 15 kg of molten 18mass%Cr-8mass%Ni stainless steels were deoxidized by aluminum at 1873K, and the samples were taken at intervals to observe the inclusions by SEM and EDS. As the results, MgO contents of alumina type inclusions were gradually increased with time and the maximum contents were affected by a CaO/SiO₂ ratio in slags. The formation of MgO-Al₂O₃ spinel type inclusions were also observed in case of high CaO/SiO₂ ratio. The origin of Mg in inclusions was presumed to be deformation of MgO in slags.

Key words : deoxidation; inclusion; stainless steel; slag; alumina; spinel.

1. 緒言

ステンレス鋼は、普通鋼と比較して表面および内部品質がより厳格であることから、製品欠陥の原因となる非金属介在物の一層の低減が望まれている。このような清浄化に対応するためには、介在物を除去するのみならず、介在物の組成・形態を制御し、鋼質上問題のない介在物にする方法が必要である。すなわちこの方法は、適切な脱酸条件を与え介在物の除去を促るとともに、スラゲーマタル—介在物間の反応を利用して、残留した介在物の組成・形態制御を行うものである。したがって、スラグを伴う脱酸過程での介在物の組成・形態変化を明らかにすることは、このような形態制御を行うための重要な知見となる。

ステンレス溶鋼の脱酸については過去に多数の研究がなされているが、その多くは脱酸平衡に関する研究^{1,2)}、単独および複合脱酸過程での脱酸生成物に関する研究^{3,4)}、および全酸素濃度変化に関する研究⁵⁾、スラグによる全酸素濃度変化に関する研究^{6,7)}等であり、スラグを伴う脱酸過程での介在物の組成・形態変化挙動について調査した研究は少ないと思われる。またMgO-Al₂O₃系のいわゆるスピネル系介在物の生成挙動については、近年熱力学平衡の視点からの研究は報告^{8,9)}されているが、実際に介在物中のMgO濃度の時間変化挙動とそれに伴う基礎的知見を明らかにすることは重要である。

そこで本研究では、CaO-SiO₂-Al₂O₃-MgO-CaF₂系スラ

グ共存下でオーステナイト系ステンレス溶鋼のAl脱酸実験を行い、その脱酸過程での介在物の組成・形態変化を調査した。またスラグ組成が介在物中MgO濃度に及ぼす影響について若干の考察を行い、介在物組成・形態制御を行う観点から脱酸過程で共存するスラグが介在物組成に及ぼす影響について検討した。

2. 実験方法

還元期のスラグ精錬を模擬したステンレス鋼の脱酸実験には、15 kg高周波誘導溶解炉を用いた。スラグを保持するため、MgO緻密質ルツボを用い、溶鋼を攪拌するため、炉底にMgO多孔質プラグを設け、Arガス吹き込みを行った。

溶鋼組成は、オーステナイト系ステンレス鋼として一般的なSUS304組成に準じ、電解鉄、電解クロム、電解ニッケルを母材として適宜配合し、Cr濃度18mass%、Ni濃度9mass%、C濃度0.01mass%を目標とした。脱酸剤には、金属Al(純度99.9mass%)を用いた。またSi濃度が0.6mass%になるよう金属Si(純度99.4mass%)をAlと同時に添加した。

スラグには、試薬特級CaO、MgO、CaF₂、試薬一級SiO₂、Al₂O₃、Cr₂O₃粉末を、CaO: 42~56mass%、SiO₂: 19~23mass%、Al₂O₃: 5mass%、Cr₂O₃: 7mass%、MgO: 5mass%およびCaF₂: 15mass%になるよう混合したフラックスを用いた。介在

平成10年5月21日受付 平成10年8月24日受理 (Received on May 21, 1998; Accepted on Aug. 24, 1998)

* 住友金属工業(株)総合技術研究所(Corporate Research & Development Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 16-1 Oaza-Sunayama Hasakimachi Kashimagaun Ibaraki-ken 314-0255)

*² 住友金属工業(株)環境・エネルギー研究センター(Environment & Energy Research Center, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

Table 1. Chemical composition of molten steels before and after 300 s from Al addition.

Element (mass%)		C	Cr	Ni	Mn	sol. Al	Si	T. O	Mg
Run 1	Before	0.0124	17.2	8.88	0.07	0.0004	0.003	0.040	<0.0001
	After	0.0132	17.2	8.76	0.07	0.018	0.57	0.0023	<0.0001
Run 2	Before	0.0083	17.9	9.19	0.06	0.0002	0.004	0.053	<0.0001
	After	0.0090	18.0	9.08	0.08	0.0089	0.55	0.0030	<0.0001
Run 3	Before	0.0157	17.4	8.83	0.06	0.0004	0.004	0.037	0.0001
	After	0.0168	17.4	8.65	0.08	0.022	0.61	0.0022	<0.0001
Run 4	Before	0.0150	17.9	9.12	0.08	0.0007	0.005	0.035	<0.0001
	After	0.0148	18.1	9.12	0.10	0.061	0.62	0.0020	<0.0001

Table 2. Chemical composition of slags before and after 300 s from Al addition.

Component (mass%)		CaO	SiO ₂	Al ₂ O ₃	Cr ₂ O ₃	MgO	CaF ₂	CaO/SiO ₂
Run 1	Before	40.5	20.9	6.9	10.8	6.3	13.8	1.9 ⁴
	After	39.4	26.3	12.6	1.9	7.3	12.3	1.5 ⁰
Run 2	Before	43.6	24.9	7.2	7.2	5.3	14.4	1.6 ⁷
	After	38.2	31.1	11.7	2.0	6.4	11.9	1.2 ³
Run 3	Before	48.2	22.1	6.0	5.6	5.1	14.4	2.1 ⁸
	After	45.3	23.3	10.9	0.5	7.6	13.4	1.9 ⁴
Run 4	Before	48.7	18.7	5.4	5.9	5.2	15.0	2.6 ¹
	After	46.4	19.1	16.1	0.5	7.3	12.5	2.4 ³

物組成に及ぼすスラグ組成の影響を調査するため、添加するフラックス中CaOとSiO₂の配合比を変えた。

Ar雰囲気下で、未脱酸溶鋼15kgを温度1873Kに保持し、次にフラックス450gを添加した。フラックスの溶融を確認し試料採取した後、脱酸剤を添加し、その直後から適宜溶鋼を純鉄製ポンプケースにて汲み上げ採取した。またスラグは、このケース外側に付着させて同時に採取した。試料は組成分析に供するとともに、一部を鏡面研磨した。この断面にある介在物の組成・形態を、走査型電子顕微鏡(SEM)とエネルギー分散型X線マイクロアナライザー(EDS)で調査した。介在物は代表的なものを5~10個無作為に選んでEDSで定量分析し、その平均値を介在物組成とした。

3. 実験結果

3.1 溶鋼およびスラグ組成

Al添加前およびAl添加5分後の溶鋼組成をTable 1に示す。溶鋼の主要成分であるCr, Ni, C, MnおよびSiは、ほぼ目標組成になった。溶鋼中Al濃度は酸可溶性Al分析の値を示したが、5分後では、0.008%から0.061%と各実験で差があった。これはAl添加量を変えたこと以外に、本実験では酸化性スラグのある状態でAlを添加したため、スラグによる再酸化によりAl濃度が時間とともに減少したことに起因している。しかしどの実験でも全酸素濃度が十分低くなっていることから、基本的にはAl脱酸の状態であ

ったものと考えられる。また本研究では鋼中微量Mg分析も実施したが、分析下限(1 mass ppm)以下であった。なおAl濃度および全酸素濃度の経時変化については、次節で述べる。

次にAl添加前およびAl添加5分後のスラグ組成をTable 2に示す。Al添加前のスラグ組成は、未脱酸溶鋼にフラックスを添加したため、未脱酸溶鋼に浮いているCr₂O₃と反応し配合組成とは若干異なったが、CaOおよびSiO₂濃度は配合組成を反映したものとなった。Al添加後のスラグ組成も同様であるが、SiO₂, Al₂O₃およびMgO濃度は変化した。以後スラグを特徴づける指標として、本稿ではCaO/SiO₂を用いた。またAl₂O₃およびMgO濃度は経時変化が生じたので、これについて次節で述べる。

3.2 溶鋼組成およびスラグ組成の経時変化

本実験手法では、脱酸剤添加前に酸化性スラグが存在することから、溶鋼およびスラグ組成が経時変化した。

溶鋼中Al濃度の経時変化をFig. 1に示す。Al添加後、時間とともにAl濃度は減少した。これはスラグ中Cr₂O₃等の酸素源から、酸素が供給されたためである。その減少速度は、スラグのCaO/SiO₂比が小さくなるにしたがって大きくなる傾向が認められた。

酸素濃度の経時変化をFig. 2に示す。Al添加前に300~600 mass ppmあった酸素濃度は、Al添加後急激に減少し、300秒から600秒付近で最小値を示し、その後上昇した。

以上の結果から、本実験では、基本的には若干の酸化を受けたAl脱酸過程として、介在物形態変化を調査したも

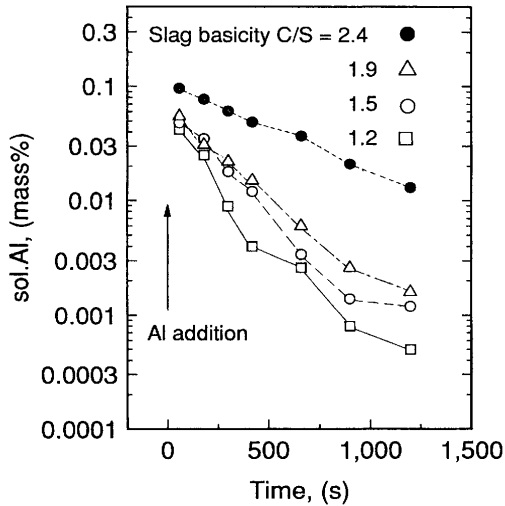


Fig. 1. Variation of aluminum content in stainless steel with time after Al addition.

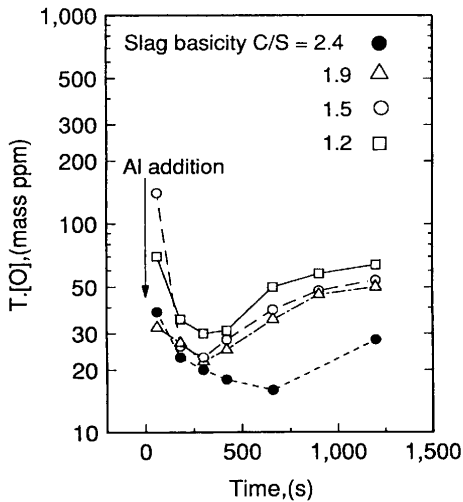


Fig. 2. Variation of oxygen content in stainless steel with time after Al addition.

のと考えた。

CaO/SiO₂比が2.4における、スラグ中Al₂O₃およびMgO濃度変化をFig. 3に示す。この条件ではスラグ中Al₂O₃濃度は、脱酸によるAl₂O₃の生成に伴い増加した。しかしこの傾向は、他の実験ではそれほど顕著ではなかった。またCaO/SiO₂比が1.2における、スラグ中Al₂O₃およびMgO濃度変化をFig. 4に示す。この実験ではAl₂O₃濃度は11~18 mass%の範囲であり、180s以後は変化が少なかった。一方MgO濃度は、ルツボとの反応により上昇した。このMgO濃度の上昇は、CaO/SiO₂比が低い実験ほど顕著であった。なおそれぞれの図には、正則溶体モデルを用いて求めたAl₂O₃およびMgOの活量を示したが、これについては後述する。

3.3 介在物の形態および組成変化

SEMで観察された代表的な介在物の形態をFig. 5に示す。Al添加60秒後では小型の樹枝状介在物が、また300

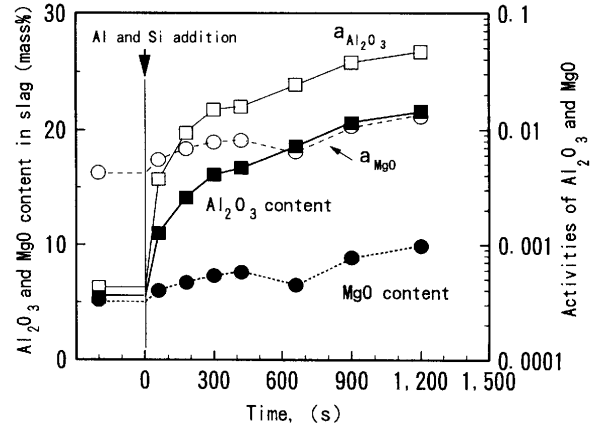


Fig. 3. Al₂O₃ and MgO content and activities in the slag of CaO/SiO₂=2.4 with time.

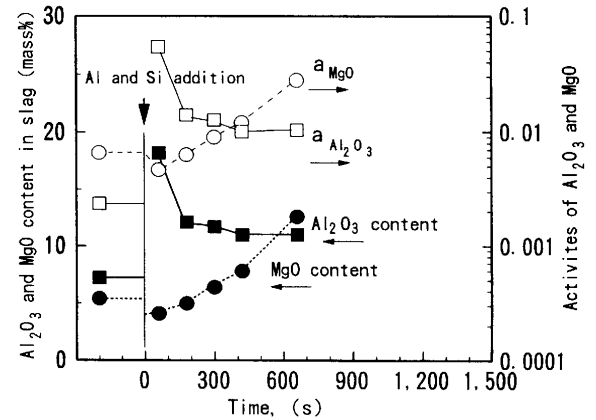


Fig. 4. Al₂O₃ and MgO content and activities in the slag of CaO/SiO₂=1.2 with time.

秒後では塊状介在物が観察された。これをEDSで定性分析したところ、脱酸前にMnO-Cr₂O₃系であった介在物が、Al脱酸後いずれも塊状もしくは樹枝状のAl₂O₃系に変化したことが確認された。また、いずれの介在物にもAl₂O₃以外にMgOが検出された。

CaO/SiO₂=1.9の実験における、Al添加後の介在物中Al₂O₃濃度の経時変化をFig. 6に示す。実験直後ほとんど95 mass%以上であったAl₂O₃濃度は、時間とともに減少し、420秒後にはMgOを多く含む介在物に変化した。なおこの実験条件では、1200秒後には、SiO₂およびCr₂O₃を多く含む介在物に変化した。これは、前述した溶鋼中Al濃度の減少も含めて考えると、本実験がスラグからの酸化を受けた状態での脱酸実験であることを示しているものと思われる。なお、本稿ではこの領域の検討は行わなかった。

このときの介在物中MgO濃度の経時変化をFig. 7に示す。Al添加後、介在物中MgO濃度は時間とともに増加した。特に420秒では、MgOを10~20 mass%含むMgO-Al₂O₃スピネル組成に近い介在物も観察された。なお1200秒後に観察されたSiO₂およびCr₂O₃を含む介在物にもMgOが検出された。

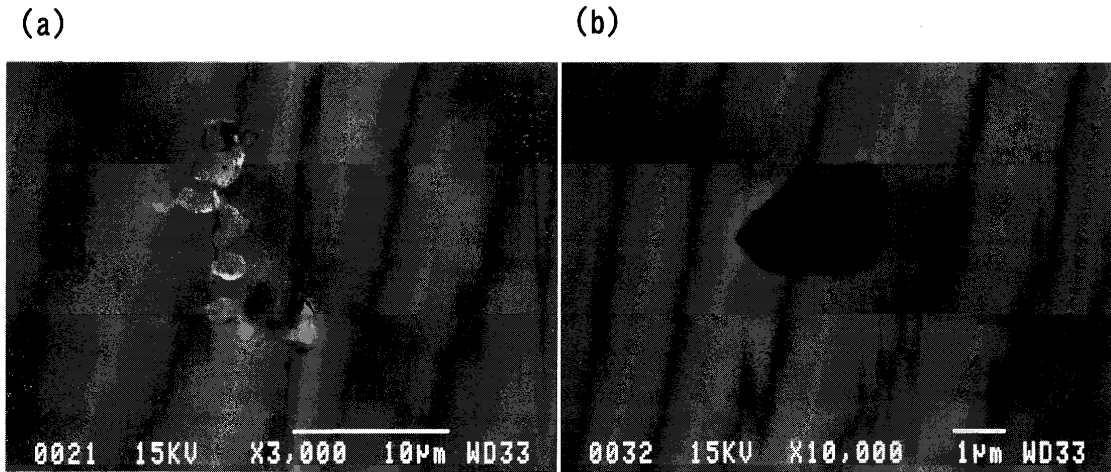


Fig. 5. Morphology of inclusions in stainless steel after aluminum addition. (a) 60 s after Al addition, (b) 300 s after Al addition.

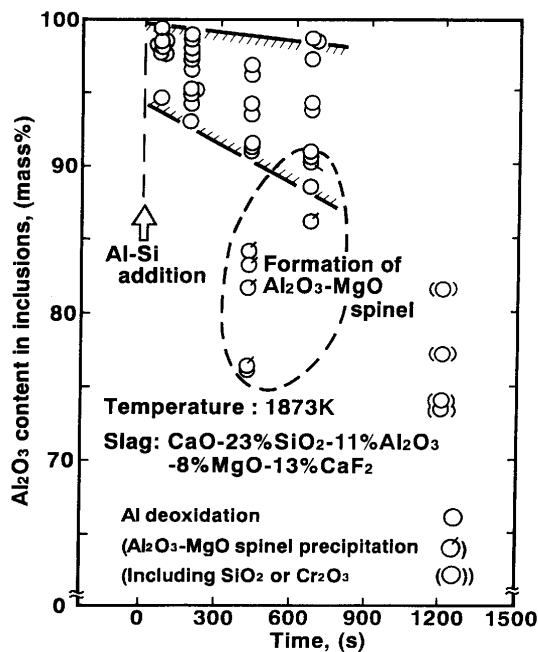


Fig. 6. Variation of Al_2O_3 content in inclusions with time during Al deoxidation.

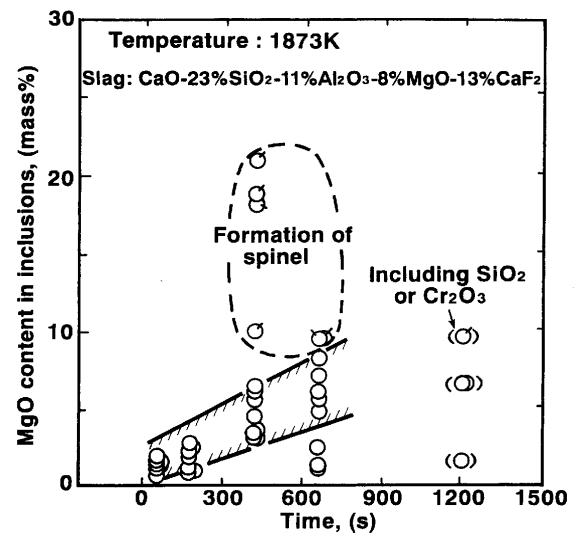


Fig. 7. Variation of MgO content in inclusions with time during Al deoxidation.

3.4 スラグ組成が介在物組成に及ぼす影響

スラグ中 CaO/SiO_2 比が介在物中 MgO 濃度に及ぼす影響を Fig. 8 に示す。介在物は基本組成が Al_2O_3 系であったが、このとき介在物中 MgO 濃度は、塩基度が高いほど速やかに増加した。

次にこのときのスラグ中 MgO 濃度と介在物中 MgO 濃度の関係を Fig. 9 に示す。スピネルが生成したと見なされる高 MgO 介在物は、' 付きで示した。また () 中の数字は、Al 添加後の時間を表している。

図よりスラグ中 MgO 濃度は、時間とともに増加しているが、スラグ中 MgO 濃度よりも、スラグ中 CaO/SiO_2 比の方が、介在物中 MgO 濃度に対してより顕著な相関を示していることがわかる。

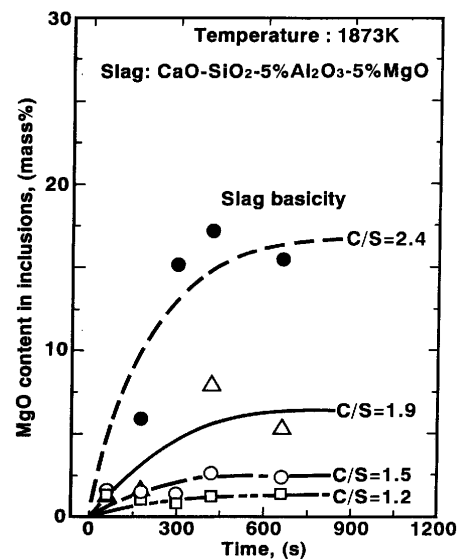


Fig. 8. Effect of CaO/SiO_2 ratio of slag on MgO content in inclusions.

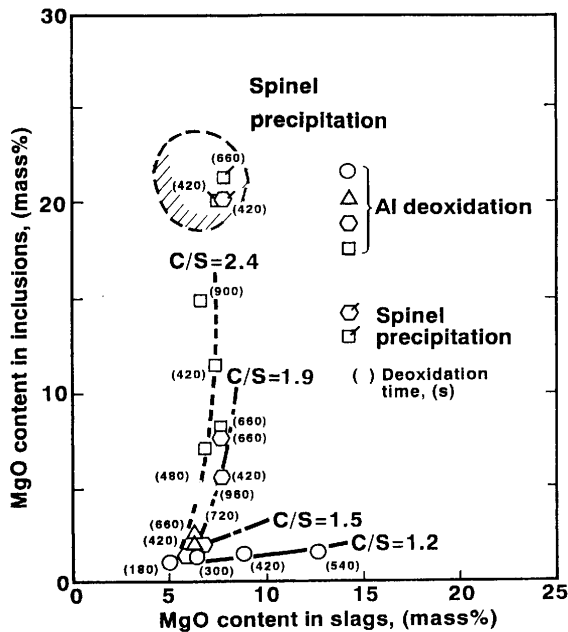


Fig. 9. Relationship between MgO content in slag and MgO content in inclusions.

4. 考察

4.1 スラグ-メタル-介在物反応

スラグ組成と溶鋼中Al濃度およびMg濃度の平衡関係、およびそれによって生じるAl₂O₃-MgOスピネル系の介在物の生成については、伊東らの報告⁸⁾ およびOhtaとSuitoの報告⁹⁾ がある。前者によれば、Al濃度が十数ppmのオーダーでかつMg濃度が1massppmを下回るオーダーで、スピネル系介在物が生成することが可能であることが報告されている。また後者によれば、CaO-Al₂O₃-MgO系でAl₂O₃-MgO飽和スラグと平衡する[Al]=0.02mass%の溶鋼では、[Mg]=0.5massppm程度であり、この微量Mgでスピネル系介在物が生成できることを指摘している。本研究は、ステンレス溶鋼において、Al₂O₃系介在物中MgO濃度が時間とともに増加し、MgO-Al₂O₃が生成する過程を実験的に示したと考えられる。

このAl脱酸時の介在物中MgO濃度が、スラグ組成に強く影響されたことから、スピネル系介在物は、スラグから溶鋼中に微量[Mg]が溶出し、これが介在物と反応する、スラグ-メタル-介在物反応によって生成するものと考えられる。なお著者らは、Fe-Ni合金のSi-Mn脱酸において介在物中MgO濃度の増加を観察し、これをスラグからの影響と推定した¹⁰⁾ が、本実験においても同様の機構があるものと考えられる。

4.2 溶鋼中酸素およびMg濃度の推定

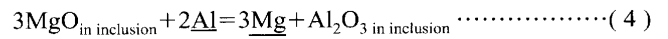
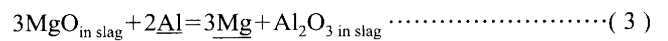
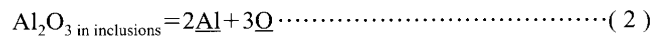
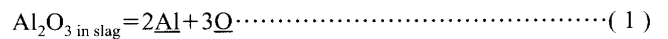
スラグから介在物へのMgの移動の考察として、溶鋼中酸素およびMg濃度に関してOhtaとSuitoの研究⁹⁾ を参考にして、以下のような検討を行った。

本研究は非平衡状態の実験であるが、ある瞬間ではスラ

Table 3. Interaction parameters e_i^j used in the present work¹²⁾.

i \ j	Al	C	Cr	Mg	Si	Ni	O
Al	0.043	0.091	0.012 ¹³⁾	-0.13 ¹⁴⁾	0.056	-0.0173 ¹⁵⁾	-1.98
Mg	-0.12 ¹⁴⁾	-0.24 ¹⁴⁾	0.05 ¹⁴⁾	--	-0.09 ¹⁴⁾	-0.03 ¹⁴⁾	-3
O	-1.17	-0.421	-0.055	-1.98	-0.066	0.006	-0.17

グ-溶鋼、および溶鋼-介在物間に局所的に平衡が成立すると考えて、以下の反応から局所的に生成する溶存酸素濃度およびMg濃度を推定した。



ここで(1),(2)式および(3),(4)式の溶鉄における反応の標準自由エネルギー変化には以下の式を用いた。

$$\Delta G^\circ_{(1),(2)} = 1203000 - 386.3 \cdot T \quad (\text{J/mol})^{11)} \dots\dots\dots (5)$$

$$\Delta G^\circ_{(3),(4)} = 982800 - 328.9 \cdot T \quad (\text{J/mol})^{11)} \dots\dots\dots (6)$$

ステンレス組成の溶鋼における活量係数を計算するために、使用した相互作用助係数をTable 3に示す。Mgのように酸素と親和力の強い元素に関係する相互作用助係数は、2次の項およびクロスプロダクト項を考慮する必要性が指摘されている^{8,9)} が、ここでは上記のような仮定を含む推算であるので、簡単に1次の項のみで計算を行った。

ところで本実験で用いたスラグ組成におけるAl₂O₃およびMgOの活量は、フッ化物を含む多成分系であるため正確な評価は困難である。そこでフッ化物分を無視したCaO-SiO₂-Al₂O₃-MgO₄元系の酸化物系スラグと仮定して、正則溶体モデル¹⁷⁾ によりAl₂O₃およびMgOの活量を推定した。正則溶体近似に用いた正則溶体(R.S.)から純粋固体に基準変換するのに利用した標準自由エネルギー変化をTable 4に示す。なおAl₂O₃の基準変換に要する標準自由エネルギー変化は、(7)式に示したMgO·Al₂O₃の標準生成自由エネルギー変化¹⁸⁾ から求めた。

$$\Delta G^\circ_{MgO \cdot Al_2O_3} = -13830 - 14.45T \quad (\text{J/mol})^{18)} \dots\dots\dots (7)$$

正則溶体近似に必要な正イオンの相互作用エネルギーは、Table 5の値を用いた。なお表中のAl³⁺-Ca²⁺の相互作用エネルギー値については、萬谷らの値²¹⁾ を著者が再評価したものを、またAl³⁺-Mg²⁺の相互作用エネルギー値については、日野らの報告値²²⁾ から著者が推算した値を用いた。

この正則溶体近似でフッ化物分を無視して求めた $a_{Al_2O_3}$ および a_{MgO} 活量は、前掲のFig. 3およびFig. 4中に示した。

Table 4. Free energy change of activity conversion for regular solution model.

Reactions	Free energy change (J)	Note and references
$\text{SiO}_2(\text{s}) = \text{SiO}_2(\text{R. S.})$	$\Delta G^\circ = 27030 - 1.983T$	17) 19)
$\text{CaO}(\text{s}) = \text{CaO}(\text{R. S.})$	$\Delta G^\circ = 18160 - 23.31T$	17) 19)
$\text{MgO}(\text{s}) = \text{MgO}(\text{R. S.})$	$\Delta G^\circ = 34350 - 16.74T$	17) 19)
$\text{Al}_2\text{O}_3(\text{s}) = 2 \text{AlO}_{1.5}(\text{R. S.})$	$\Delta G^\circ = 22949 + 18.17T$	Estimated in this work

Table 5. Interaction energies between cations *i* and *j*.

ion-ion	Interaction energy, α_{ij} (J)	Note and references
$\text{Al}^{3+}-\text{Si}^{4+}$	-52300	20)
$\text{Ca}^{2+}-\text{Si}^{4+}$	-133890	17) 19)
$\text{Mg}^{2+}-\text{Si}^{4+}$	-66940	17) 19)
$\text{Mg}^{2+}-\text{Ca}^{2+}$	-100420	17) 19)
$\text{Al}^{3+}-\text{Ca}^{2+}$	-100400	Reassessed from 21)
$\text{Al}^{3+}-\text{Mg}^{2+}$	-71130	Calculated from 22)

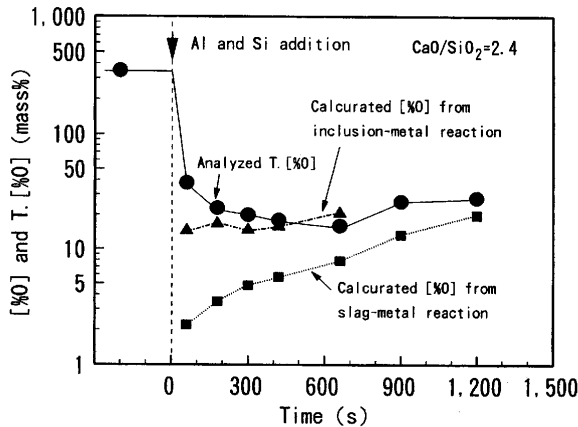


Fig. 10. Oxygen contents in molten steel calculated from slag-metal equilibrium and metal-inclusion equilibrium with the slag ($\text{CaO}/\text{SiO}_2=2.4$).

本実験では、脱酸およびルツボとの反応でスラグ組成が変化したので、それぞれの時間での活量を求めた。正則溶体から計算された $a_{\text{Al}_2\text{O}_3}$ および a_{MgO} 活量は、スラグ中 Al_2O_3 および MgO 濃度だけでなく、 CaO/SiO_2 の影響を受けた。

一方介在物中 $a_{\text{Al}_2\text{O}_3}$ および a_{MgO} は、 Al_2O_3 が飽和したスピネル相を仮定して、それぞれ $a_{\text{Al}_2\text{O}_3}=1$ 、 $a_{\text{MgO}}=0.07$ とした。なお本実験における介在物組成は、EDSによる点分析の平均値であり、介在物の各相の同定には至らなかったため、上記の仮定を用いた。

以上で求めた活量に基づいて、スラグ中 CaO/SiO_2 が2.4のときの、スラグ-メタル反応およびメタル-介在物反応の局所平衡から1873Kで求めた溶存酸素濃度をFig.10に示す。図には、前掲した全酸素濃度の値も示した。

スラグ-溶鋼間および溶鋼-介在物間の平衡関係から計算される溶存酸素濃度には差があり、後者の方が高く計算された。これは見積った両者の $a_{\text{Al}_2\text{O}_3}$ 値に差に起因する。分析から得た全酸素濃度の変化と、スラグ-溶鋼間から計

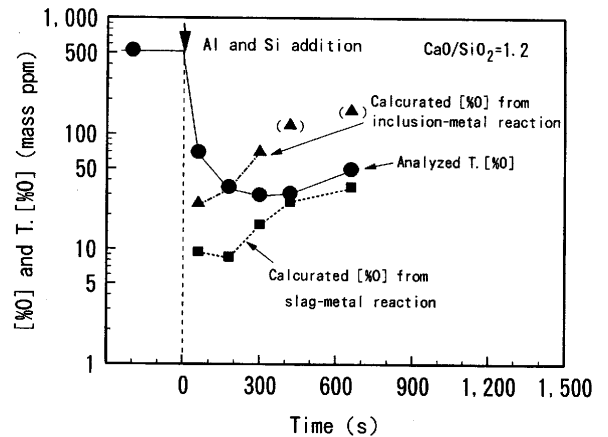


Fig. 11. Oxygen contents in molten steel calculated from slag-metal equilibrium and metal-inclusion equilibrium with the slag ($\text{CaO}/\text{SiO}_2=1.2$).

算される溶存酸素濃度は、介在物に起因する酸素濃度を考慮すれば矛盾のない挙動となっている。つまり、全酸素濃度はAl添加直後高く、その後介在物浮上で一時的に減少しているのに対し、計算溶存酸素濃度はAl添加直後に最も低く、その後溶鋼中Al濃度の減少とスラグ中 Al_2O_3 濃度の増加によって単調に増加しており、その差は時間経過とともに減少している。それに比較して、溶鋼-介在物間から計算される酸素濃度はより高い値を示し、600秒後では全酸素濃度との差がほとんどなくなっている。このことから、溶鋼-介在物間から得た酸素濃度は、実際よりも高く見積もっている可能性が高い。

なお計算で得た酸素濃度の差は、絶対値としての信頼性に問題はあがるが、定性的には、スラグ-溶鋼間と介在物-溶鋼間には酸素ポテンシャルに差があり、それがMgの移動、すなわちスラグ-溶鋼間でのMgの還元と、溶鋼-介在物間でのMgの酸化を生じさせていることを示していると考えられる。

スラグ中 CaO/SiO_2 が1.2のときの、スラグ-溶鋼間および溶鋼-介在物間の平衡から同様に計算された溶存酸素濃度をFig.11に示す。Fig.10と同様、スラグ-溶鋼間から計算された溶存酸素濃度はAl添加直後に最も低く、その後上昇し、その値は介在物の酸素の存在を考慮すれば、全酸素濃度の挙動と矛盾のないものになっていると考えられる。なおFig.10と比較すると、計算から得られた溶存酸素濃度は、より高い値で計算されている。これはFig. 1に示した溶鋼中Al濃度の差以外に、正則溶体近似したスラグ

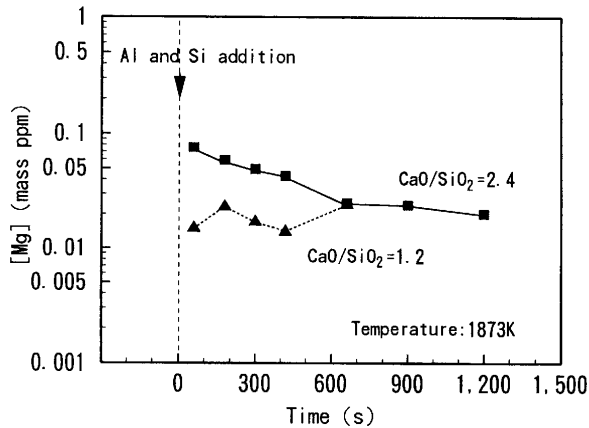


Fig. 12. Comparison of Magnesium content calculated from slag-metal equilibrium between the ratio of CaO/SiO₂=2.4 and 1.2.

におけるCaO/SiO₂の影響を反映した $a_{\text{Al}_2\text{O}_3}$ の差によるものと考えられる。なお420秒後の溶鋼—介在物間の酸素濃度は括弧つきで示したが、これは介在物中にSiO₂が-10mass%程度検出された結果を無視した計算であるためである。

最後にスラグ中CaO/SiO₂が1.2および2.4の実験において、スラグ—溶鋼間の局所平衡から計算された溶存Mg濃度をFig.12に示す。

計算結果からは、溶存Mgは0.01から0.1 mass ppm程度の低い値に見積られたが、分析結果も踏まえれば、少なくとも1 mass ppmを下回る希薄な濃度でも介在物組成に影響を及ぼすものと考えられる。また溶存Mg濃度は、CaO/SiO₂が1.2の方が、約半オーダー程度低く見積られた。これは溶鋼中Al濃度の差以外に、スラグ中CaO/SiO₂が正則溶体モデルによる $a_{\text{Al}_2\text{O}_3}$ や a_{MgO} の計算結果に影響を与えたためであり、実際のスラグでもCaO/SiO₂がスラグ中の各成分の活量の強い影響因子になっているものと考えられる。

5. 結言

本研究では、スラグ共存下でステンレス溶鋼に対してAl脱酸実験を行い、その脱酸過程での脱酸生成物系介在

物の組成・形態変化をSEM/EDSにて調査した。さらに脱酸過程で、スラグ組成が介在物組成・形態変化に及ぼす影響について検討を行った。その結果以下のことがわかった。

(1) ステンレス鋼のAl脱酸過程において、Al₂O₃系介在物中MgO濃度が時間とともに増加することが実験的に観察された。

(2) Al脱酸における介在物中MgO濃度の増加は、スラグ中CaO/SiO₂比が高いほど顕著であった。

(3) 脱酸時の介在物中のMgO濃度の増加は、スラグ—メタル—介在物反応を介してスラグから供給されるものと推定された。このような反応は、Mg濃度が1 mass ppmを下回る低濃度領域でも生じることが考えられた。

文 献

- 1) 小島 康, 佐野幸吉: 鉄と鋼, **50** (1964), 888.
- 2) 鈴木 鼎, 萬谷志郎, 不破 祐: 鉄と鋼, **56** (1970), 20.
- 3) 福山尚志, 瀬川 清: 鉄と鋼, **55** (1969), 139.
- 4) 加藤正一, 吉田秀雄: 鉄と鋼, **57** (1971), 1976.
- 5) 高橋市朗, 鋸屋正喜, 吉田 毅: 鉄と鋼, **56** (1970), 1182.
- 6) 長谷川守弘, 丸橋茂明: 鉄と鋼, **63** (1977), 2087.
- 7) 中尾隆二, 竹内英麿: 材料とプロセス, **1** (1988), 1211.
- 8) 伊東裕恭, 日野光兀, 萬谷志郎: 材料とプロセス, **8** (1995), 75.
- 9) H.Ohta and H.Suito: ISIJ Int., **36** (1996), 983.
- 10) 西 隆之, 眞日 薫: 鉄と鋼, **84** (1998), 97.
- 11) G.K.Sigworth and J.F.Elliott: Met. Sci., **8** (1974), 298.
- 12) 製鋼反応の推奨値 (改訂増補), 日本学術振興会製鋼第19委員会編, (1983).
- 13) M.Kishi, R.Inoue and H.Suito: ISIJ Int., **34** (1994), 298.
- 14) Q.Han: Proc. 6th Int. Iron and Steel Cong., vol.1, ISIJ, Tokyo, (1990), 166.
- 15) G.Li, R.Inoue and H.Suito: Steel Res., **67** (1996), 528.
- 16) O.Knacke, O.Kubaschewski and K.Hesselmann: Thermochemical Properties of Inorganic Substances, 2nd ed., Springer-Verlag, Berlin, (1991).
- 17) 萬谷志郎, 日野光兀: 鉄と鋼, **74** (1988), 1701.
- 18) JANAF Thermochemical Tables, 2nd ed. D.R.Stull and H.Prophet, NBS, Washington, (1971).
- 19) 萬谷志郎, 日野光兀: 鉄と鋼, **73** (1987), 476.
- 20) I.D.Sommerville, I.Ivanchev and H.B.Bell: Chem. Metall. of Iron and Steel, The Iron and Steel Inst., Sheffield, (1971), 23.
- 21) 萬谷志郎, 日野光兀, 佐藤 淳, 寺山 統: 鉄と鋼, **77** (1991), 361.
- 22) 日野光兀, 山本晋也, 萬谷志郎: 鉄と鋼, **79** (1993), 1039.