

# 討11 弱脱酸化に伴う連铸々片内介在物の形態変化

新日鉄・広畑 ○竹内栄一, 藤井博務, 大平俊郎  
西田正利, 西垣嘉人, 山広実留

## 1. 緒言

従来の連铸プロセスはキルド鋼を前提としており、リムド・キャップド鋼、およびセミキルド鋼を連铸化するにあたっては、铸片表面気泡の点からAl, Si等によって過剰に脱酸され製造されているのが現状である。これらの脱酸合金原単位の増加は連铸化のコストメリットを低下させ、連铸化比率向上を阻外する原因の一つとなっている。当所では、これらの問題に対処すべく、連铸々片におけるCO気泡発生限界を把握することにより、連铸用弱脱酸鋼製造のための適正脱酸合金原単位を見出すとともに、さらには気泡発生域の高酸素溶鋼の铸造において铸型内電磁攪拌を作用させ、連铸リムド相当材の製造に着手した。本報告は、これら連铸材の弱脱酸化に伴う铸片内介在物の組成、形態の変化、およびこれらに關与する幾つかの材質について述べたものである。

## 2. 連铸々片における気泡発生限界

铸片表面気泡の発生限界組成を調査するため、C, O濃度の異なる幾種かの溶鋼を弯曲型連铸機にて铸造した。脱酸調整は転炉出鋼時、真空脱ガス処理時、あるいはタンディッシュ内へのAlワイヤー添加により行なった。

なお、酸素濃淡電池によりタンディッシュ内容鋼中の自由酸素濃度を測定した。図1は気泡発生限界を溶鋼中C濃度と自由酸素濃度 (free O) で整理したものである。<sup>1)</sup> 冷延材に相当するC ≤ 0.06%の領域においては、気泡発生臨界酸素濃度はC濃度の低下とともに急激に増大しているのに対し、熱延材相当のC = 0.10~0.20%の領域においては気泡発生限界の酸素濃度は約55 ppmと一定である。

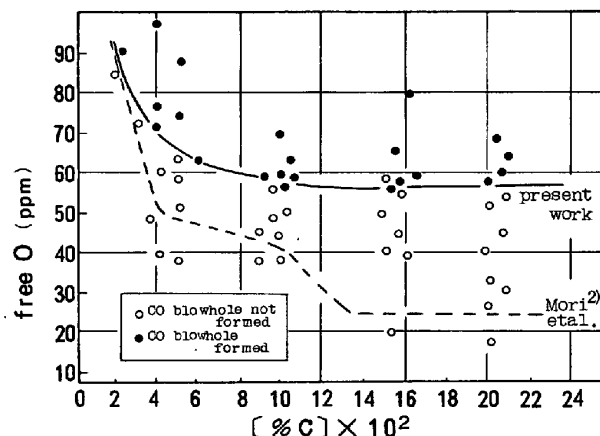


図1. CO気泡発生限におよぼす溶鋼中C濃度ならびに自由酸素濃度の影響

## 3. 熱延用弱脱酸鋼の介在物

表1. 熱延用弱脱酸鋼の代表成分例 (%)

	C	Si	Mn	P, S	sol Al	出鋼時A添加量	タンディッシュ内Al添加量
熱延用弱脱酸鋼	0.15	0.15	0.40	≤ 0.020	0.003	—	0.07~0.15 kg-Al/T-s
従来Al-Siキルド鋼	0.15	0.15	0.40	≤ 0.020	0.015	0.69 kg-Al/T-s	—

熱延材の弱脱酸化にあたっては、前述の気泡発生限界、ならびに操業性の点から検討を加えMn-Si脱酸をベースとした成分設計を行なった。代表成分を表1に示す。本鋼種においては、低Sol Al化に伴う鋼中介在物量の増加、介在物組成の変化がもたらす材質上の問題から微量のAlをタンディッシュ内に添加しているのが特徴的である<sup>3)</sup>。

図2に示すように、従来の出鋼時Al添加法においては、Sol Alの低下に伴い铸片内介在物量が増大する。また介在物組成も低Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>濃度、すなわちMnO-SiO<sub>2</sub>系へと移行するが、これらの現象は成品の材質、特に鋼板の曲げ特性に好ましくないものである。写真1は、出鋼時にAl添加を行ない上記弱脱酸鋼の成分に調整して製造した鋼板の曲げ試験時に見られるクラック断面をEPMAで調査したものである。クラック内部には圧延され引き伸ばされた介在物が付着しており、これら

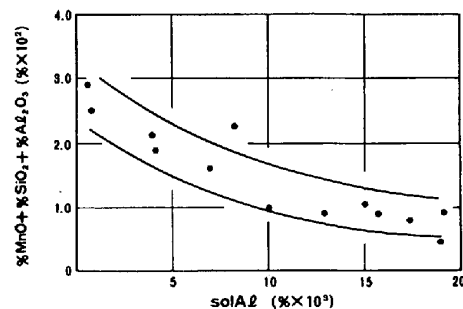


図2. 熱延材の铸片内介在物量に及ぼすSol Al濃度の影響

はイメージパターンにも示すようにMnO-SiO<sub>2</sub>-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>系の酸化物でSpessartiteに相当する組成である。

熱延材においてはMn, Si濃度が高いため、低Sol Al化によっても介在物の形状はほとんど変化せず(平均径80μm程度)、Sol Al≒0.003%においては伸延性の高いSpessartite系となり、圧延方向に長く伸びて、曲げ加工時のクラックの原因となるものである。図3に介在物中のAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>濃度と、限界曲げ半径の関係を示した。このような成分系においては、鋼板の曲げ特性は介在物の組成に大きく依存しており、Corundumでは良好な特性を示すのに対し、Spessartite、あるいはCristobarite等のMnO-SiO<sub>2</sub>系の領域で著しく劣化することがわかった。

一方、タンディッシュ内への微量Al添加によって介在物組成は変化するが、その時のAl添加量と介在物中Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>濃度の関係を図4に示した。比較として出鋼時Al添加におけるこれらの関係を同図中にプロットしたが、タンディッシュ内Al添加法は従来のAl添加法に比べて微かなAl量で鑄片内の介在物組成を曲げ特性の良好なCorundum領域にコントロールすることが可能である。これはタンディッシュ内でのAl歩留りが高いことに加え、溶鋼温度、雰囲気の中でAl-O-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>の見掛けの平衡値が、出鋼時のそれに比べ高Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>側に偏倚しているものと推定される。またタンディッシュ内Al処理により鋼中介在物量も従来のAl-Siキルド鋼レベルにまで低下しているが、これは介在物の組成変化に伴い溶鋼中の上浮性が向上したものと考えられる。

以上の現象を応用し、低Sol Al域において介在物組成をCorundum領域にコントロールして、従来Al-Siキルド鋼と同等の材質を有する熱延用弱脱酸鋼の製造が可能となった。

#### 4. 連铸リムド相当材の介在物

##### 4-1. 冷延用弱脱酸鋼

図1に示した気泡発生限界に基づき、気泡の発生しない領域内で、低Sol Al化を指向した冷却用弱脱酸鋼の代表成分を表2に示す。本鋼種の製造にあたっては、Sol Al値のコントロールが前提となるが、当所においては真空脱ガス処理、酸素濃淡電池により溶製を行なっている。この領域における鑄片内介在物は、従来Alキルド鋼と同様Corundum系であり、アルミナクラスターを形成する。これより得られる成品材質<sup>4)</sup>についても従来のAlキルド鋼に比べ何ら遜色ないものである。

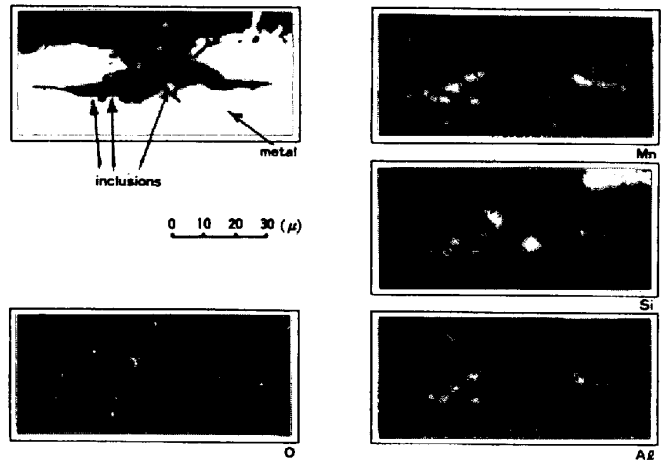


写真1. 鋼板の曲げ割れ断面のEPMA分析

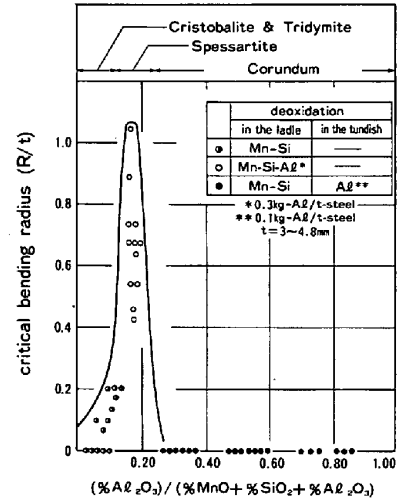


図3. 鋼板曲げ特性に及ぼす鑄片内介在物組成の影響

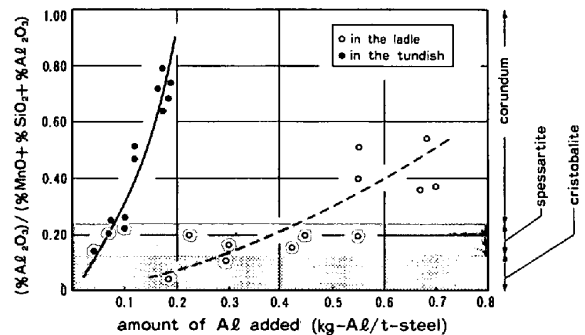


図4. Al添加量と鋼中介在物組成の関係

4-2. 連铸リムド相当材

溶鋼流動により铸片表面気泡を抑制するために、铸型内電磁攪拌装置を開発した。この装置によって製造される連铸リムド相当材の代表成分を表3に示す。脱酸調整は真空脱ガス装置にて、酸素濃淡電池を用いて行なった。図1.に示したようにC=0.03%の冷延材においてはfree O=70~80ppm以上で铸片表面に気泡が発生しはじめるが、铸型内電磁攪拌を作用させることによりfree O=100ppm程度まで気泡の抑制が可能である。

このようにして高酸素鋼の連铸化が可能になったわけであるが、このことによりSol Alをほとんど含有しない铸片を製造することができるようになった。従来Alキルド鋼の铸片内の平均Sol Al濃度が0.0553%であるのに対し、本鋼種においては、0.0018%とほぼtraceの状態にある。

このように鋼中Sol Al濃度が大中に低下することにより、铸片内介在物の形態にも大きな変化がみられる。

写真2.は本鋼種、および従来Alキルド鋼の铸片内介在物の形態である。Alキルド鋼においては、典型的なAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>クラスターがみられるのに対し、本鋼種の铸片内には球状の介在物が微細に分散している。図5.は铸片内介在物の粒度分布であるが、これらの径はほとんどが数μmと極めて小さい。図6.はAlキルド鋼、冷延用弱脱酸鋼、および連铸用リムド担当鋼の铸片内介在物組成のプロットである。冷延用弱脱酸鋼ではSol Alの低下にもかかわらずCorundum域を出ていないのに対し、連铸リムド相当材においてはMnO-SiO<sub>2</sub>系をベースとした伸延性介在物組成域に入っている。

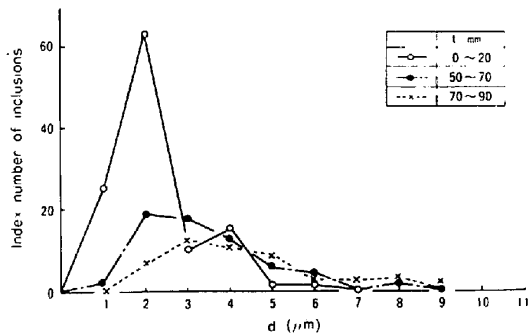


図5. 連铸リムド相当材の铸片内介在物粒度分布(ポイントカウント法)

表2. 冷延用弱脱酸鋼の代表成分 (%)

C	Mn	Si	P, S
0.03	0.12	0.01	≤ 0.020
Sol Al		RH内Al添加量	
0.005 ~ 0.020		0.80 kg-Al/T-S	

表3. 連铸リムド相当材の代表的成分 (%)

C	Mn	Si	P, S	Sol Al	free O
0.03	0.12	0.01	≤ 0.002	≤ 0.003	0.0070 ~ 0.0100

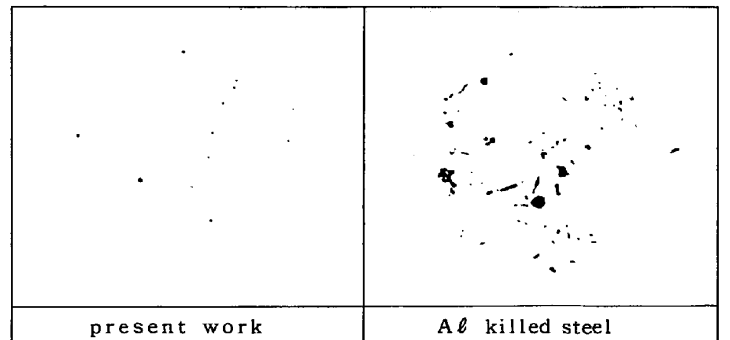


写真2. 連铸リムド相当材の铸片内介在物の形態 0 50 100μm

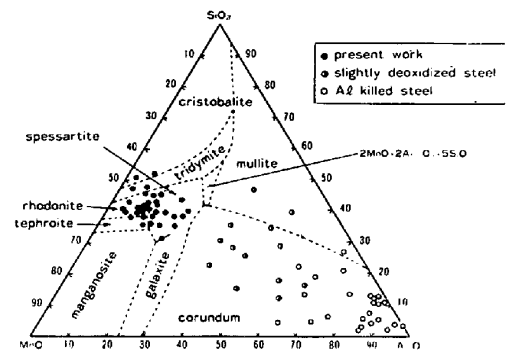


図6. 低Sol Al化に伴う冷延用铸片内の介在物組成変化

写真3に冷延鋼板内にみられる介在物の形態を示す。従来のAlキルド鋼々板内には圧延によって破碎された $Al_2O_3$ クラスターの一部がみられる。I.C.キャップド鋼板においては、介在物は細かく剪断されているものもあるが、介在物の径が大きく十分に剪断されないまま残っているものも多くみつけられる。本鋼種においては、前述の如く鑄片内に微細な伸延性介在物が分散しているが、これらは圧延によってさらに細かく剪断されている。

このような形態は、成品材質上好ましいものであり、図7に示すようにクラスター評点の向上、さらには図8に示すようにフランジ特性の指標である鋼板穴抜け性の向上等が確認されている。

5. 考 察

連铸リムド相当材の鑄片内介在物組成について若干の検討を行なった。前報<sup>1)</sup>に示した凝固界面における相互反応モデルにより(1),(2)式が得られる。

$$C_i(t) = (C_i(i) - C_i(s) - C_i(o)) \exp(-f \cdot \delta / D_i) + C_i(s) + C_i(o) \quad (1)$$

$$C_i(i) = C_i(x) + C_i(o) \quad (2)$$

- $C_i(t)$ : 溶鋼バルク中の i 成分の濃度 (%) ,  $C_i(s)$ : 固相中の i 成分の濃度 (%)
- $C_i(i)$ : 凝固界面における i 成分の濃度 (%) ,  $f$ : 凝固速度 (cm/sec)
- $C_i(x)$ : 凝固界面で平衡する i 成分の濃度 (%) ,  $\delta$ : 凝固拡散膜厚 (cm)
- $C_i(o)$ : 凝固界面で反応する i 成分の濃度 (%) ,  $D_i$ : i 成分の拡散定数 (cm<sup>2</sup>/sec)

(1), (2)式はSi, Mn, Al, Oについて等しく成立し、化学量論的關係、熱力学データ<sup>6),7)</sup>を加え計算を行なった。図9は鑄片内Sol Al値と介在物組成の關係をプロットしたものである。Sol Al=0.002~0.003%以下の領域で介在物組成はcorundumからMnO-SiO<sub>2</sub>系をベースとしたものに変化する。破線(I)は複合脱酸による一次脱酸生成物の計算結果、一点鎖線(II)は上記モデルによる二次脱酸生成物組成の計算値であるが、これによると連铸リムド相当材の鑄片内介在物は二次脱酸生成物の組成により近いものである。

〔文献〕 1. 竹内, 藤井, 大橋: 鉄と鋼, 65 (1979) S755  
 2. 森, 野村: 鉄と鋼, 64 (1978) 1143  
 3. 竹内, 藤井, 大橋, 堀井, 安江, 山広: 鉄と鋼, 66 (1980) S135  
 4. 椿原, 早野, 細野, 石飛, 江坂, 豊田, 長澤: 鉄と鋼, 65 (1979) S753  
 5. 竹内, 藤井, 大橋, 有馬, 大平, 山広: 鉄と鋼, 67 (1981) S201  
 6. 藤澤, 坂尾: 鉄と鋼, 63 (1977) 1494  
 7. 学振製鋼 19 委員会: 製鋼反応の推奨平衡値, (1968), 日刊工業新聞社

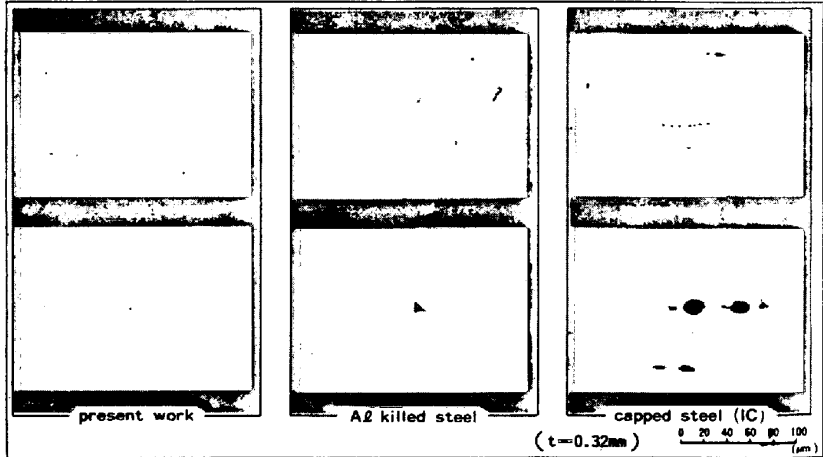


写真3. 各種冷延用鋼板内の介在物形態

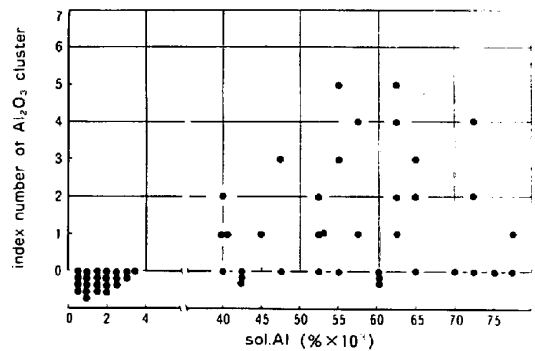


図7. 鑄片Sol Al濃度とクラスター評点の關係

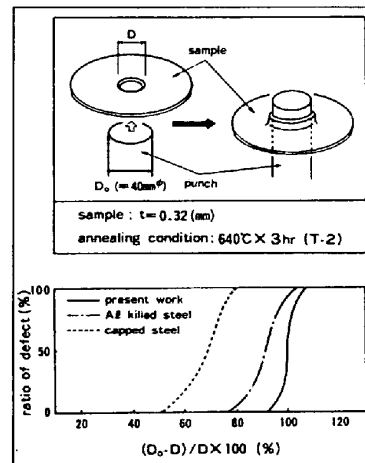


図8. 連铸リムド相当材の鋼板穴抜け性

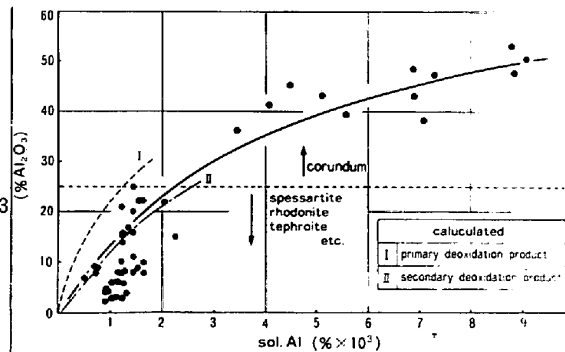


図9. 冷延用鑄片内Sol Al濃度と介在物組成の關係