

研究紹介

Al₂O₃-C耐火物とスラグ-溶鋼の界面観察

1 緒言

スラグや溶鋼による耐火物の溶損は耐火物の寿命を決定づける要因の一つであり、耐火物の耐食性向上は耐火物業界の普遍的な課題である。しかし、実機を模したスラグと溶鋼の両方を同時投入し反応後の耐火物の組織観察を行った例は少ない。鋼より低融点のスラグが先行して溶融するため同時投入では実機の再現が困難とされていた。

そこで本研究ではつば法を改良し溶鋼とスラグの耐火物への同時接触を試みた。

2 実験方法

黒鉛量20mass%のAl₂O₃-C耐火物を作成し、使用した。耐火物試料は焼成後、φ40mm×75mm、内径φ20mmのつば状に加工した。

また溶鋼、スラグの同時接触を実施するため使用する鋼をつば状に加工し、中にプリメルトしたスラグを投入した(図1)。これにより低融点のスラグが先行し溶融した場合でも鋼が溶融するまで耐火物とスラグの接触を防止することが可能となった。なお、スラグはAl₂O₃:SiO₂:CaO=14:43:43 (mass%) のものを配合しを使用した。

試験にはOCC所有の雰囲気制御可能なカーボン炉(富士電波工業 FVPHP-R-5)を使用した。昇温速度30°C/min、最高温度1600°C、保持時間をそれぞれ0、30分とした。また、比較試験としてスラグのみ、鋼のみを投入した試料でも実施した。

試験後切断し切断面を観察後、稼働面の琢磨片を作成し、組織観察を実施した。

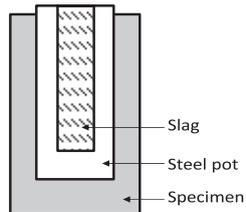


Fig.1 Schematic diagram of test sample.

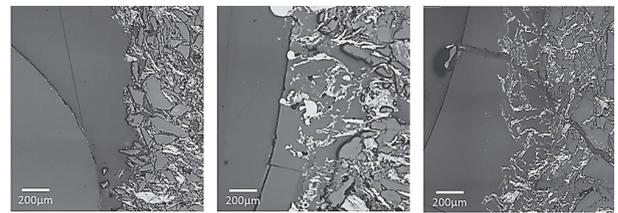
3 切断面観察結果

スラグのみ、鋼のみおよびスラグ+溶鋼の保持0分では局部溶損が見られなかったが、スラグ+溶鋼の保持30分では局部溶損が観察された。この結果からつば法における耐火物の局部溶損はスラグ、溶鋼、耐火物の3成分が共存することではじめて起こることがわかった。温度や雰囲気条件を制御しやすいつば法でも本手法を用いれば局部溶損を再現できることが明らかとなった。また、局部溶損の程度が保持時間とともに大きくなるこの結果は、従来報告されている溶損メカニズムと一致し、溶損反応の評価試験として本手法は有用であると言える。

4 微構造観察

SEM-EPMAを用いてスラグ+溶鋼0、30分とスラグのみ、鋼のみそれぞれ30分加熱した試料の微構造組織の観察を行った。

スラグ-気相界面の組織を観察するとスラグ+溶鋼の保持0分ではスラグは耐火物内部へ浸潤していなかったが保持30分になるとAl₂O₃が溶解し、Al₂O₃粒が存在した場所にスラグの進入が確認された(図2)。スラグのみの場合も同じ結果であり、Al₂O₃が溶解し、輝度の高い粒子(黒鉛)だけが残存した。よって、気相-スラグ-耐火物界面の溶損はスラグが濡れ性の悪い黒鉛を避け、濡れ性のよいAl₂O₃を通じて耐火物へ内部拡散することで進行すると推測される。

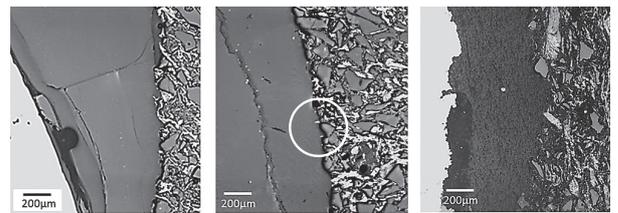


Slag+metal : 0min Slag+metal : 30min Slag only : 30min

Fig.2 Microstructures of the Al₂O₃-C refractory on slag line.

スラグ-溶鋼-耐火物界面の光学顕微鏡写真を示す。耐火物組織内で反応層は確認されず耐火物とスラグあるいは鋼との境界が明確であった。局部溶損はスラグ+溶鋼30分のみで起こった。鋼のみでは界面の黒鉛が細くなっている様子がみられた。

スラグと鋼が共存する環境における炭素含有耐火物の溶損メカニズムは過去に報告されている。図3中の白丸部において耐火物表面に酸化物ではなく未溶解炭素の浮遊が観察された。これは過去に提唱された溶損メカニズムの中の一部でスラグ中に酸化物成分であるAl₂O₃が溶解し、黒鉛が溶鋼へ溶解する前の様子と推測される。スラグ中への酸化物成分の溶解と溶鋼への黒鉛の溶解の繰り返し現象の裏付けとなる観察結果を得ることができた。



Slag+metal : 0min Slag+metal : 30min Metal only : 30min

Fig.3 Microstructures of the Al₂O₃-C refractory at slag-metal line.

(研究員 西尾 奏恵)