

鋳鋼への鋳込み同時表面硬化層の作製とその改質層特性*1

花房龍男, 遠藤栄治*2, 大石 郁, 水成重順*3, 坂村 勝, 浅利憲和*2

Making of Surface Stiffening Layer on Casting Steel and its Reformed Characteristics *1

HANAFUSA Tatsuo, ENDOU Eiji*2, OHISHI Kaoru, MIZUNARI Shigeyuki*3, SAKAMURA Masaru and ASARI Norikazu *2

Recently, the depletion of resources and the energy saving have been discussed. But the heat used to dissolve the ingot is only discharged outside of the mold of the coagulation process in the casting. Then, the method for surface reforming on casting by utilizing its heat was investigated. This method makes the melting react with reforming material spread inside of the mold, with the result that the reformed layer occurs in the surface of the casting. We could obtain a surface stiffening layer that was harder than the non-reformed area by Hv150 using SiC and water glass as reforming materials.

近年、資源の枯渇・省エネルギー化が問題となっているが、鋳造ではインゴットを溶解するために用いた熱は、凝固過程において鋳型外に放出されるのみである。そこで、鋳造時の熱を利用して鋳込みと同時に表面改質を行う改質方法に取り組んだ。この方法は鋳型表面に塗布した表面改質材と溶湯とを反応させて鋳物表面に改質層を作製させる方法である。本研究では SiC と水ガラスからなる表面改質材と S45C 溶湯とを反応させて表面改質を行うことで、母材よりも Hv150 ほど硬い表面硬化層を得ることが出来た。

キーワード：鋳鋼, 表面改質, 耐摩耗性

1. 緒 言

近年、資源の枯渇・省エネルギー化が問題となっているが、耐摩耗性部品や耐食性部品などの高機能部品を作製するには、その特徴を持った溶湯により一体的な鋳造を行う必要がある。または、別工程で作製した部材を鋳包む鋳包み法や製造後に熱処理や浸炭、溶射を行うなどといった複数の工程を経る必要がある。

一方、鋳造ではインゴットを溶解するために用いた熱は、凝固過程において鋳型外に放出されるのみである。そこで、鋳造時の熱を利用して鋳込みと同時に表面改質を行う改質方法に取り組んだ。この表面改質方法は改質用元素を含む表面改質材を鋳型表面に塗布・固着させ、溶湯の熱を利用して鋳物表面に改質層を作製させる方法である。鋳造時の熱を利用して表面改質を行う改質方法は、表面改質材に Cr 系合金や Ni 系合金を用いて鋳鉄を硬化させる方法がいくつか報告されている¹⁻³⁾。しかし、鋳鋼について検討された報告は少ない。

さらに、近年では戻り材等におけるトランプエレメントが問題となっている⁴⁾。そこで、鉄鋼の主要 5 元素により構成される表面改質材を主材として改質を行うのが望ましい。

以上のことから、本研究では表面改質材の主材として炭化ケイ素(以下 SiC)を用い S45C 相当の鋳鋼表面に硬化層を作製することを目的とした。現在までに、溶鉄と反応させる改質材として SiC を用いた報告はないが、SiC は溶鉄と反応した際には Si 及び C に分解され溶湯中に拡散するものと考えられる⁵⁾。Si 及び C は鉄鋼の主要 5 元素であり、トランプエレメントとはならない。

2. 実験方法

2.1 使用材料

表面改質材の主材にはフジミインコーポレーテッド(株)製 α 型 SiC を用いた。化学組成は次の通りである。

SiC : 94.0%以上, C : 1.5%以下,

Fe : 0.5%以下, その他元素 : 0.1%以下

粒度は、#240 (累積高さ 50%粒子径 (以下平均粒子径) = 58.6 μm), #400 (平均粒子径=30.9 μm), #1000 (平均粒子径=11.9 μm), #2000 (平均粒子径=6.90 μm) のものを用いた。

2008. 6. 30 受理 加工技術研究部

*1 本報は 2008. 6. 20 (社) 日本鋳造工学会中国四国支部講演会資料に加筆・修正を行ったものである。

*2 (株)キャステムエンジニアリング

*3 広島県産業科学技術研究所

このSiCを主材とし、水ガラス(モル比: $\text{SiO}_2/\text{Na}_2\text{O}=2.06\sim 2.31$)を粘結材として、SiCの重量比で30%, 50%, 70%, 90%の任意の重量比となるように混合して表面改質材とした。

また、母材にはS45Cインゴットを用い、高周波炉により溶解を行った。インゴットの化学組成は表1の通りである。

表1 使用したS45C材料の化学組成 (mass%)

	C	Si	Mn	P	S
S45C	0.48	0.21	0.72	0.016	0.015

2.2 鑄型形状及び鑄造方法

鑄型は、図1のような $\phi 60 \times 30\text{mm}^{\dagger}$ の円筒形空隙を持つアルミナ製鑄型を用いた。鑄型は自然乾燥の後、 400°C で2時間脱水させた。

鑄込み実験のフローチャートを図2に示す。先の鑄型乾燥後、鑄型底部に表面改質材を厚さ5mm塗布し、自然

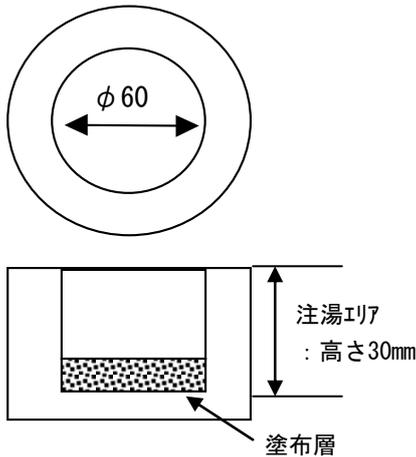


図1 鑄型模式図

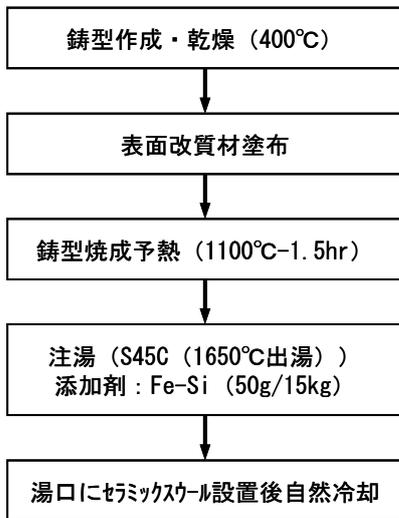


図2 鑄込みのフローチャート

乾燥させる。鑄込み直前に鑄型の焼成予熱 ($1100^{\circ}\text{C} - 1.5\text{hr}$)を行い、予熱が終了後直ちに鑄型上部の開口部から静かに注湯を行った。その後、湯口に保温のためにセラミックスワールを設置した後、自然冷却した。なお、出湯直前に脱酸・流動性の確保のため、Fe-Siを15kgの溶湯に対して50gを添加した。

評価は、型ばらし後の鑄放し状態で行い、鑄物の改質面の断面における組織観察、硬さ測定を行った。

3. 実験結果及び考察

3.1 表面改質層の組織的特徴

実験後の表面改質層の代表的な結果を示す。粒度#240のSiCを用いてSiC濃度70%で鑄込みを行った際の断面マクロ組織を図3に、断面マイクロ組織を図4示す。

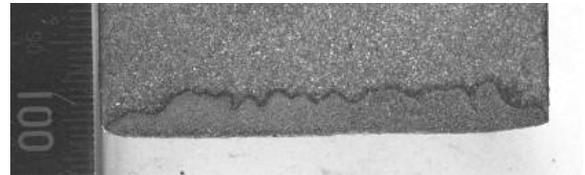


図3 改質品のマクロ写真

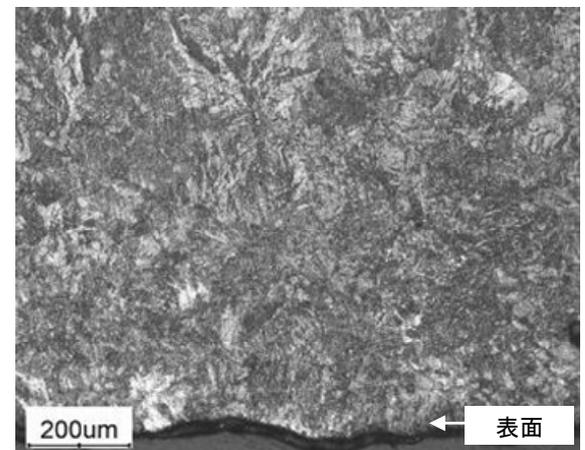
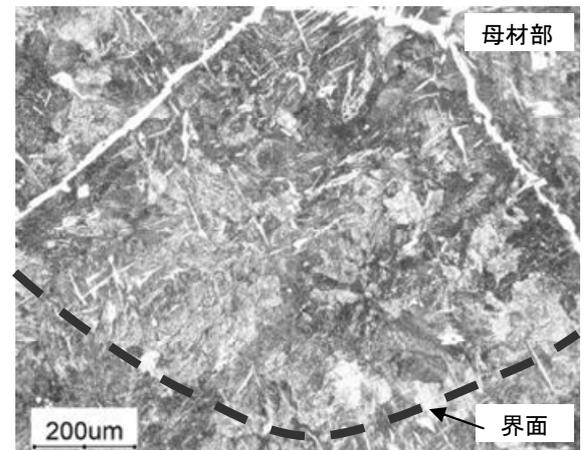


図4 表面及び母材部の顕微鏡組織

図3より、改質材を塗布した鋳型底部において、表面から深さ約5mmの濃色部があることが分かる。濃色部の厚さは中央付近で比較的一定(±1mm以内)であるが、側面付近で減少している。この濃色部のマイクロ組織は図4のように非常に細かい組織となっている。この部位を電子顕微鏡により観察すると、微細なパーライト組織であることが確認できた。濃色部と母材部との界面には急激な組織変化はなく、冶金学的に結合している。なお、改質を行わない場合には、脱炭組織となっている。また、母材部の組織はオーステナイトを基とした、フェライトとパーライトの混合組織である。さらに、改質層と母材部の平均結晶粒径を結晶粒の面積相当円から求めた結果を表2に示す。改質層の結晶粒径は約20~30μmである。母材部は通常の鋳放し組織であって、結晶粒径は約500μm~1.0mmである。なお、改質を行わなかったものについては、結晶粒が微細化している傾向はなく、表面部と母材部とで粒径の違いは無かった。

表2 改質有無による結晶粒径の違い

	改質有り	改質無し
表面付近	20~30μm	500μm~1.0mm
母材	500μm~1.0mm	500μm~1.0mm

3.2 表面改質層の硬さ特性

改質面の中心部付近の表面から母材部にかけて硬さプロファイルを測定した結果を図5に示す。母材部の硬さはHv200であるが、先のマクロ組織の濃色部に対応した部位の硬さはHv350となっており、母材部より約Hv150ほど硬くなっている。なお、界面付近での硬さ変化は緩やかである。

このように、SiCとS45C溶湯とを反応させ表面改質を行うことで、表面は脱炭が防止されるとともに、全面パーライトの組織となり、表面の硬さが上昇していることが分かる。

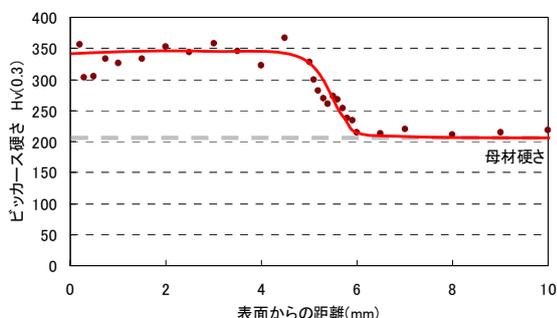


図5 表面改質による硬さプロファイル

3.3 改質材パラメーターと改質層硬さの関係

粒度#240および粒度#1000のSiCを用いて表面改質材

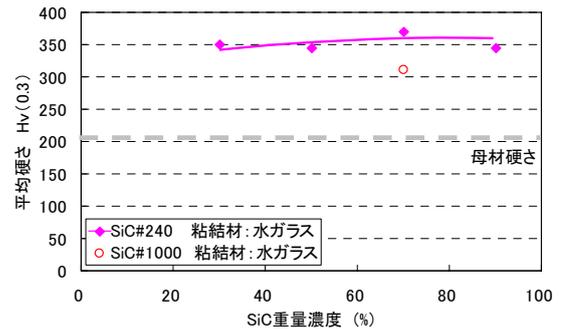


図6 SiC重量濃度と平均硬さとの関係

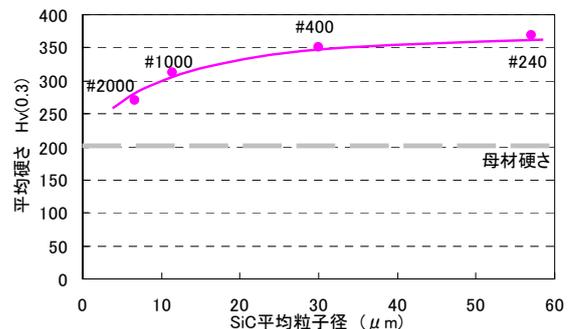


図7 SiC重量濃度70%におけるSiCの平均粒子径と平均硬さの関係

中のSiC重量濃度を変化させたときの、SiC重量濃度と平均硬さとの関係を図6に示す。平均硬さとは改質層中間部の5点硬さの平均を取ったものである。#240では、濃度を変化させても硬さの変化は少なく、硬さHv350でほぼ一定の値となっている。一方、#1000のものは硬さがHv310付近であり、#240のものに比べて硬さが低くなっていることが分かった。

そこで、SiC重量濃度70%でSiC平均粒子径を変化させたときの、平均粒子径と平均硬さとの関係を図7に示す。平均粒子径が大きくなるほど硬くなることが分かった。しかし、硬さの上昇は平均粒子径が大きくなるほど緩やかになっており、Hv350でほぼ一定となることが分かった。

なお、平均粒子径が大きいほど硬くなるのは、粒子間の隙間に溶鉄が入り易くなり、溶湯との反応がより多くされるためと思われる。

4. 考 察

粒度#240でSiC重量濃度70%の表面改質材を用いてS45Cを改質させたものについて、その硬化メカニズムについて考察する。

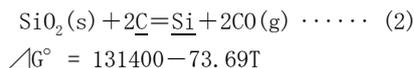
まず、SiCと炭素鋼鋳鋼との反応性について検討を行う。SiCと亜共析炭素鋼鋳鋼との反応性に関する報告は

ないが、製鋼高炉において炉材等に用いられる SiC 部品が溶鉄との接触により、(1)式の解離反応により容易に分解することが知られている⁵⁾。



また、熔融純鉄と SiC との濡れ接触角は約 30° とされており反応しやすい⁶⁾。しかし実際には SiC 表面は酸化皮膜 SiO₂に覆われており、SiO₂と熔融純鉄との濡れ接触角は約 110° であり反応し難い⁶⁾。さらに本研究では 1100°C - 1.5hr の予熱工程を行っており、厚い SiO₂皮膜が生成されていると推測される。Zheng ら⁷⁾は SiC 単結晶を 1200°C 一定温度下で 2.5hr 酸化し SIMS により観測することにより 172nm の酸化皮膜が生じていたとしている。

そこで、SiO₂及び SiC について改質部を組織観察および X 線回折により分析をおこなったがこれらは検出されなかった。このことは次のように理解される。溶解炉炉材の SiO₂は高温において(2)式のように溶湯中の C と反応して還元される⁸⁾。



本研究の出湯温度及び組成では平衡温度 T は 1525°C となり、反応は右へ進む。このことから SiC 表面の SiO₂ 酸化皮膜が還元され、(1)式に従った解離反応が生じるものとする。

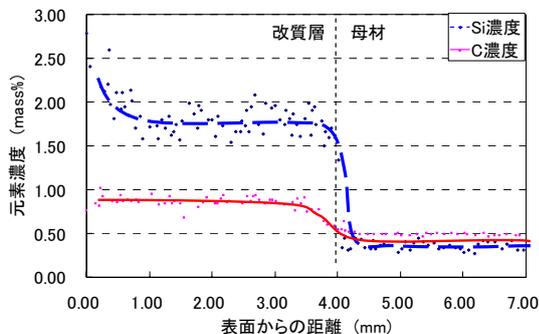


図8 表面改質材の EPMA 定量ライン分析

次に改質品の表面から母材部にかけて X 線マイクロアナライザー(日本電子(株)製 JXA-8500FS)により Si 及び C について定量ライン分析を行った。その結果を図 8 に示す。改質層では 0.88mass%C, 1.7mass%Si のほぼ一定組成であり過共析組成となっている。母材部は 0.48mass%C, 0.39mass%Si である。鋼の硬さはパーライト分率に依存する。改質部は C 濃度が上昇することで過共析組織となり、全面パーライト組織になることで、硬さが上昇するものと思われる。

5. 結 言

- 1) 主材を SiC, 粘結材を水ガラスとした表面改質材と S45C 溶湯とを反応させて表面改質を行うことで、母材よりも Hv150 ほど硬い表面硬化層を得ることが出来た。
- 2) 表面改質層の元素組成は 0.88mass%C, 1.7mass%Si のほぼ一定の組成であり、母材との界面には緩やかな濃度勾配があることが分かった。
- 3) 改質層の硬さは、C 濃度が高くなり過共析組成となることで硬くなる。

文 献

- 1) 田辺重則, 中村公生, 市之瀬弘之, 道浦吉貞, 喜多川真好: 鋳物, 67 (1995) 77.
- 2) 小林武: 鋳物, 61 (1989) 717.
- 3) 進藤保宏, 坂本一吉, 渋谷慎一郎: 東北工業技術研究所技術資料, 23 (1999) 163.
- 4) 藤川貴朗, 村川悟, 金森陽一, 河合真: 三重県工業技術研究所研究報告 24 (2000) 30.
- 5) 石川誠: 耐火物 47 (1995) 448, 220.
- 6) 日本金属学会編: 金属データブック (丸善) 2004, 59
- 7) Z. Zheng, R. E. Tressler and K. E. Spear: "Oxidation of Single-Crystal Silicon Carbide Part1. Experimental Studies", J Electrochem. Soc., 137 (1990) 854.
- 8) 日本鋳物協会編: 鋳物便覧 (丸善) 1985, 22.