

技術論文

省エネルギー型 2 層複合鑄造ライナーの特性評価 Characteristics Evaluation for Energy-saving Type Two-layer Composite Casting Liner



技術開発センター
商品・生産技術開発室 主任
花田 喜嗣
Yoshitsugu Hanada

山陽工場改革チーム
課長
古田 博昭
Hiroaki Furuta

山陽工場改革チーム
チームリーダー
博士(工学) 姜 孝京
Hyo-Gyoung Kang

技術開発センター
商品・生産技術開発室
技術顧問 牟田 敏克
Toshikatsu Muta

要 旨

当社では高性能複合鑄造ライナーの更なる競争力向上を目指して、省エネルギー型新製造工法を開発している。その一環として、高温状態で早期バラシを実施後、冷却工程により熱処理工程を省略する取組みを行っている。早期バラシ実施結果から、800℃まで鑄型内で冷却した後ライナーを取り出すことで、通常品よりも硬度はやや低下するものの、耐衝突摩耗性については2倍の性能を向上させることがわかった。

Synopsis:

FUJICO has developing the new energy-saving production method for the purpose of improving the competitiveness of high-performance composite casting liners. As one part of manufacturing technology, we have tried to omit the heat treatment process by the cooling process after mold removal in high temperature. Also, we investigated and discussed the effects on the performance of impact and abrasion wear resistance for liners produced in the different mold removal temperatures. We confirmed that the hardness of liner with cooling process after mold removal in 1073K is a little decreased more than that of conventional process, but the impact wear resistance is 2 times higher than that of conventional liner.

1. 緒言

当社の高温耐摩耗用鑄造複合ライナー¹⁾は、高温環境下で耐摩耗性を要求される設備に広く適用されている^{2,3)}。複合ライナーは過酷な実使用条件において優れた特性を示すが、製造プロセスが複雑であり、消費エネルギーが多く、製造コストが高いことが課題となっている。これから更なる価格競争力を向上させるため、現行の製造工程の効率化が求められている。低コストで安定的に複合ライナーを製造するために、鑄造技術を高度化かつ省力化し、製造に関わる作業時間・工程の短縮・省エネルギー・省資源といったコスト削減を進めている。

前報⁴⁾では、現製造方法よりも省エネルギー化を目指した鑄造方案を確立するため、鑄造時の湯流れが界面溶着性に及ぼす影響について調査した。この改善方案により、鑄型の製造工程や後続の仕上げ工程における製造コストの削減が可能であることを確認した。

当社の複合ライナーは、鑄掛部の内部応力除去および組織制御による品質特性を調整するため、不安定化熱処理^{5,6)}を施している。このため、鑄型からライナー原板を取り出すまでの冷却期間および熱処理期間が、ライナー製造全体の生産性を律速しているのが現状である。

そこで、本研究では、鑄込み後の高温状態のままラ

ライナーを取り出し、冷却することにより、別度熱処理工程を省略することを目指している。これは電気炉の負荷を軽減できるとともに、大幅な省エネルギー化が達成できる。また、工程の短縮が実現でき、飛躍的な生産性の向上が期待できる。

しかし、ライナーの硬度や耐摩耗性は基地組織や炭化物に強く影響される^{7,8)}。基地組織の変態挙動は、合金組成、凝固時の冷却速度、不安定化処理温度や時間に依存するため、適切な組織制御法に関する検討が必要であり、またそれによる耐摩耗特性との関係を明確に把握しておくことが肝要である。

本稿では、鑄込み後にライナーを取り出す温度、その後の冷却条件の変化がマイクロ組織に及ぼす影響を明らかにするとともに、硬度や耐摩耗性の材質特性に及ぼす影響を調査した。

2. 実験方法

2.1 鑄掛方案

当社の複合ライナー材の中で、主力製品として使用されている高炭素高クロム系鑄鉄を溶解材として用いた。注湯温度は1580℃として、鑄込みを行った。鑄込み後の操作条件をTable1に示す。鑄込み後はR型熱電対により鑄物の追跡測温を行い、1200℃、1000℃、800℃、室温にて鑄型の解体を行った。取出した後は、強制空冷あるいは炉冷を行った。

本研究では、湯流れについては前報⁴⁾で提案した方案を採用し、実製品の20分の1に縮小したサイズで鑄造を行った。Fig.1にライナーの鑄掛時に用いた鑄型と湯流れの概略図を示す。湯口から入った溶湯は、湯道を通り、各堰から製品部、揚がり部へ流れ込み、内部空間が充填される。この方案は湯口から揚がり部までの湯流れが一方向になるよう設計した。鑄型は砂型とした。熱電対はライナー中央部のA、B点に設置した。

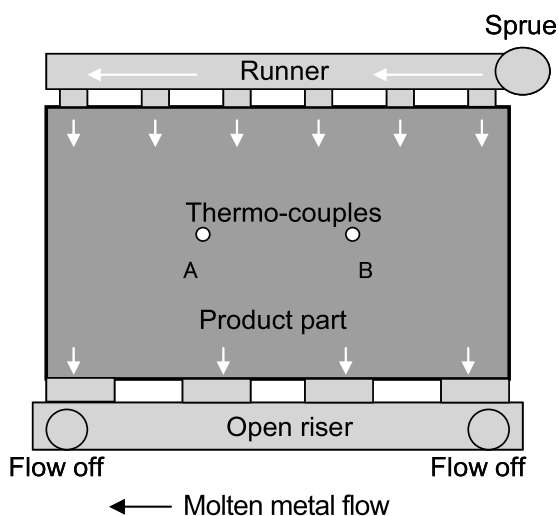


Fig.1 Schematic illustration showing molten metal flow and mold design for casting

Table 1 Experimental conditions

No	Mold removal temperature(°C)	Cooling method	Heat treatment	Size scale
A	R.T.	In mold	-	1/20
B	800	B.C.	-	1/20
C	1000	B.C.	-	1/20
D	1200	B.C.	-	1/20
E	1200	F.C.	-	1/20
F	R.T.	In mold	○	1 (conventional)
G	R.T.	In mold	○	1 (developing)

R.T.:Room Temperature, B.C.:Blower cooling, F.C.:Furnace cooling

一方、Table 1に示したサンプルFとGは現行実機サイズであり、標準比較材として扱う。特に、サンプルGは現状開発中の省エネルギー型鑄造方法により製造したライナーであり、サンプルFと同様に比較材として用いた。この2つのサンプルについては、本来の製品工程と同様に、鑄込み後に常温まで冷却した後、不安定化熱処理を施している。

2.2 特性評価

組織全体の硬度測定はロックウェル硬度計を用い、荷重150kgfで負荷時間10秒の条件で行った。5点の平均値の硬度からショア硬度に換算した。また、基地および炭化物の特定箇所別の硬度測定にはマイクロビッカース硬度計を用いた。荷重は0.2kgfとし、負荷時間15秒間の条件で行った。

続いて、Fig.2に示したエンドレスエメリー試験機を用いたアブレッシブ摩耗試験により、耐滑り摩耗性の評価を行った。試験条件をTable 2に示す。試験片サイズは50×50×10mmとして、3.1kgfの荷重下で回転速度を470m/minに設定した。連続2時間行った後、試験片の減重量を測定した。

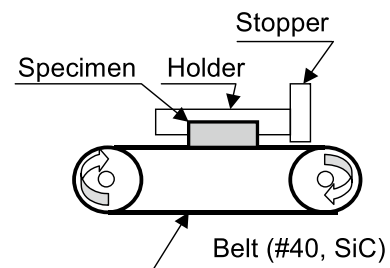


Fig.2 Schematic diagram of abrasive wear test

Table 2 Conditions of abrasive wear test

Load (kgf)	3.1
Speed (m/min)	470
Belt roughness	#40
Test time (hr)	2
Size of test piece (mm)	50×50×10

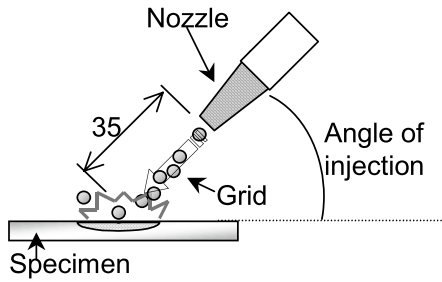


Fig.3 Schematic diagram of impact wear test

Table 3 Conditions of impact wear test

Abrasives	Martensite grid #80
Angle of injection (°)	45
Air pressure (kgf/cm ²)	7.0
Quantity of projected materials (kg)	20
Number of tests (cycle)	5

次に、Fig.3 に示すショットブラスト機を用いてブラストエロージョン摩耗試験を行い、耐衝突摩耗性の評価を行った。試験条件を Table3 に示す。ブラスト材はマルテンショット#80 を用い、1回の投射量を 20kg として連続 5 回の投射を行った。投射角度は 45°とした。試験後の減重量を測定し摩耗量を求め、5 回の総摩耗量で評価した。

3. 実験結果

3.1 鋳物の冷却過程

Fig.4 に鋳込み直後からの鋳物内部温度の経時変化を示す。1200°C、1000°C、800°Cの温度まで低下する時間は、それぞれ 8 分、25 分、90 分であった。強制空冷の場合、鋳型から鋳物を取り出し後、送風ファンにより迅速に且つ均一に風を当てながら、常温まで冷却を行った。炉冷の場合は鋳物を取り出した後、予め 850°C に保持しておいた炉に入れ込み、1 時間保持した後、炉内で 400°C まで徐冷後、大気中で放冷した。

Fig.4 の内部温度経時変化において、1240°C 付近に凝固核発生による温度低下の共晶凝固域が確認された。それを踏まえて、完全凝固をした後に鋳物を取り出す必要がある。すなわち、最も早い時期として 1200°C 付近が理想である。また、鋳込みから鋳物を取り出す時間が短いほど砂型中の硬化樹脂の燃焼によるガス発生量を抑えることができ⁹⁾、作業場の環境対策にも有効である。

3.2 ミクロ組織比較

Fig.5 にそれぞれの取出し条件や冷却条件での代表的なミクロ組織写真を示す。高炭素高クロム鋳鉄であ

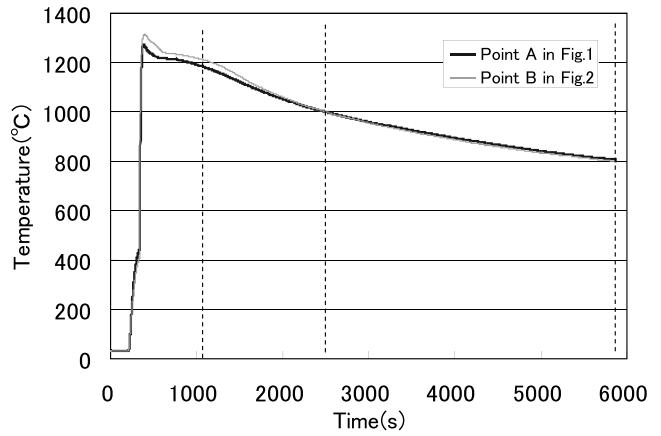


Fig. 4 Cooling rate of cast metal after pouring

ることから、凝固は初晶 M_7C_3 、共晶 $\gamma + M_7C_3$ 、共晶 $\gamma + M_{23}C_6$ 、共晶 $\gamma + M_3C$ の順の過程を経る。そのため、初晶状の大きな塊状や針状の M_7C_3 炭化物が多領域に渡り晶出されていることが確認でき、その隙間を埋めるように、層状の $M_{23}C_6$ 共晶炭化物が確認できる。ただし、これらの凝固組織は非常に炭化物が大きいため、観察する場所や方向によってはかなり状況が異なる。そのため、一視野のみでなく、複数の視野で観察を行った上での総合的な判断が必要である。

大部分に見られる初晶炭化物は六角柱型であるとされ¹⁰⁾、切断面によってその形状は六角形や針状に見える。幅は 40~100 μm で、長さは大きなもので 1mm ほどもあり、場合によっては肉眼でも確認できる。

基地組織については、1000°C および 1200°C で取出した C と D においてほとんど腐食されなかった。これは冷却が速すぎるため、本来凝固過程で炭化物としての生成すべき多く合金元素が、基地中に固溶した状態のままであるためと推察される。A と B にはあまり差異が見られず、腐食度合から基地は一部マルテンサイトの生成が確認できる。また、オーステナイト粒界は他条件と比較して大きいことがわかった。炉冷した E では、ほとんどパーライト組織を示した。F と G は不安定化熱処理により基地部の結晶粒径は小さくなり、また大部分がマルテンサイト化しており、さらに基地部には微細な粒状の 2 次析出炭化物が確認できる。

初晶および共晶 M_7C_3 晶出域での冷却速度により、炭化物量とオーステナイト粒内に固溶できる炭素およびクロムの元素量に変化する⁵⁾。これを不安定化熱処理により 2 次炭化物を析出させ、基地をマルテンサイト化させることで基地硬度の上昇を図っている。また、凝固時冷却条件によるミクロ組織のバラツキに関わらず基地硬度を制御できる⁸⁾。しかし、本件では、熱処理工程の省略を目標にしているため、凝固時の冷却条件において、基地組織を制御することで、従来の硬度や耐摩耗性を維持する必要がある。

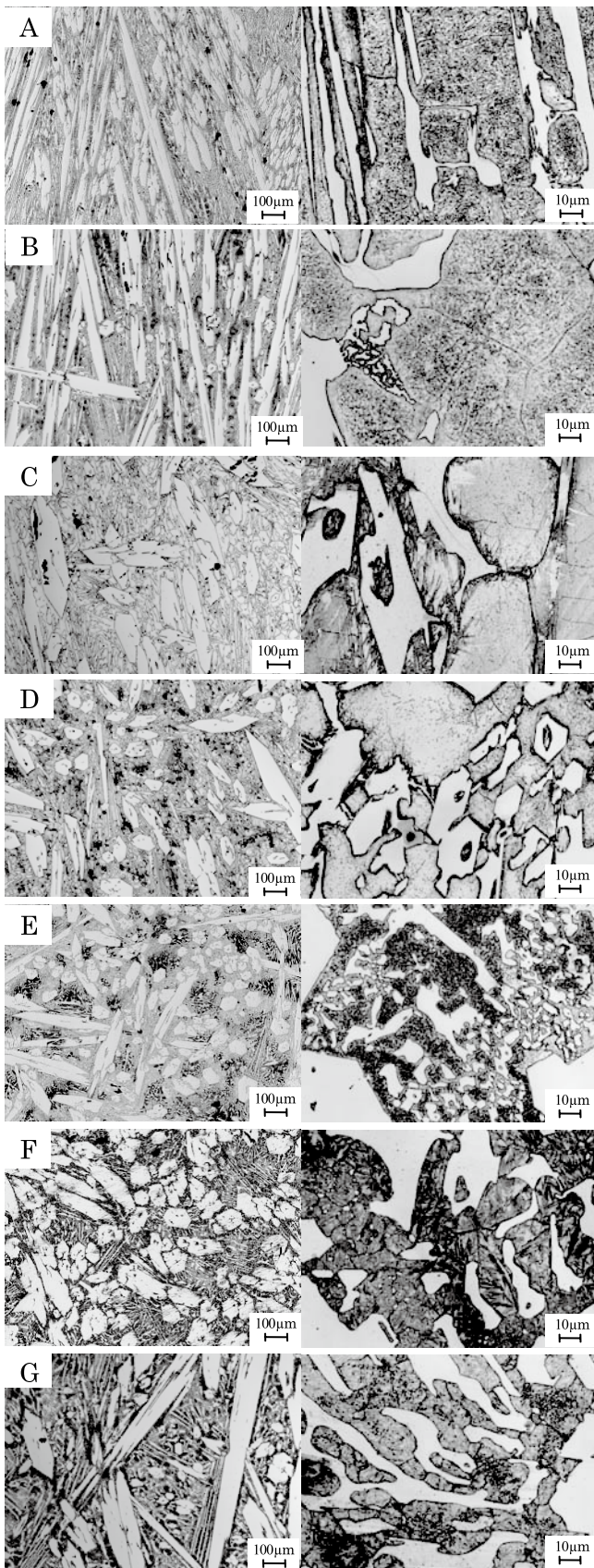


Fig.5 Microstructures of specimen for different mold removal temperatures (right photos show high magnification)

Fig.6 にマイクロ写真から求めた初晶炭化物の面積率を示す。取出し温度が高いほど、初晶炭化物の成長が

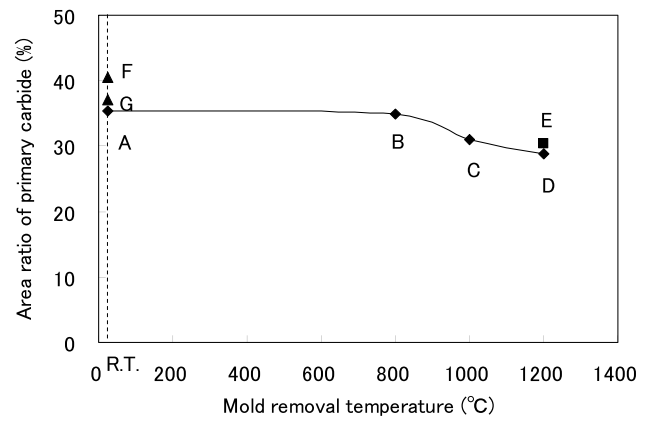


Fig.6 Effect of mold removal temperature on area ratio of primary carbide

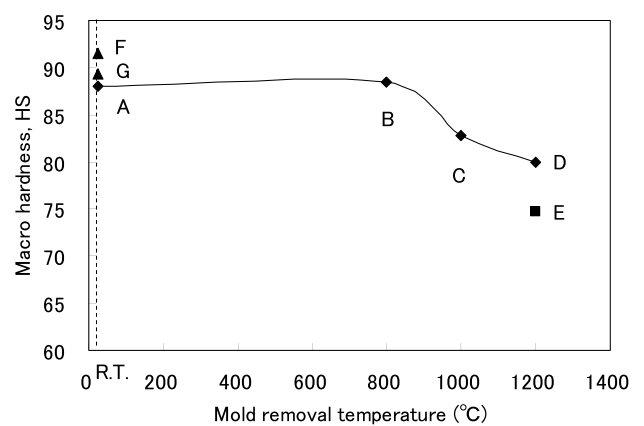


Fig.7 Effect of mold removal temperature on hardness

抑えられていることがわかり、これは組織写真で比較しても確認できる。室温取出し材では、早期取出し材よりも全体的に炭化物が多く認められ、面積率は 35~40%となった。ただし、800°C取出し材においては、室温取出しの場合とほとんど形態が変わらず、約 35%となった。1000°C以上の取出し材については炭化物の面積率は30%を下回る結果となり、当初の2元状態図から予測した通りの結果となった。

3.2 硬度および摩耗試験評価

Fig.7 に各取出し温度における硬度測定の結果を示す。既存法の F と G が最も高く HS 90、および HS 92 となった。本来、当社のライナーとしての硬度規格は、F と G が示す HS 90 以上であるため、本研究の早期取出し材の硬度目標も同等に設定した。開発材 G については、現行品 F よりも HS 2 程度の硬度低下が見られるものの、鑄型方案の差による冷却速度に起因したものと考えられる。

一方、取出し温度とマクロ硬さの関係を見てみると、早期に取出すほど、硬度は低下する結果となった。室温取出し材の硬度は同レベルであり、マイクロ組織との相関性が認められる。すなわち、マクロ硬さは炭化物

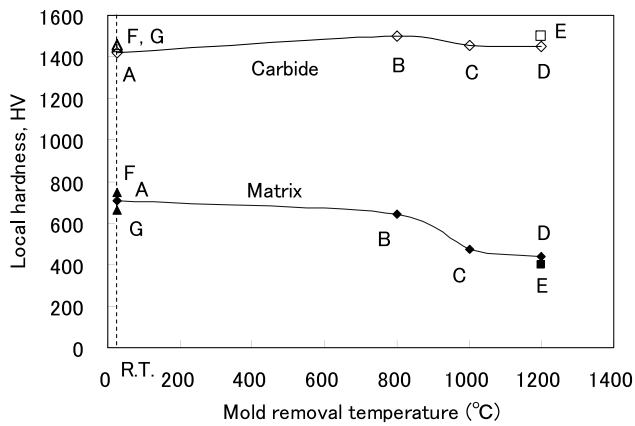


Fig.8 Effect of removal temperature on matrix hardness and carbide hardness

量に大きく依存することがわかる。

ここで、基地と炭化物を対象にしてビッカース硬度測定を行った。Fig.8 に硬度測定の結果を示す。基地部の硬度は、取出し温度が高いほど低下した。このような傾向は、炭化物量およびマクロ硬度と同様である。基地部の硬度はマルテンサイト化する度合で異なる。これはミクロ組織の観察結果からも確認できる。炭化物の硬度は予測した通り、取出し温度が高いほど低い結果を示しており、晶出炭化物への固溶元素の差によるものと考えられる。

次に、Fig.9 a), b) にそれぞれ滑り摩耗および衝突摩耗試験結果を示す。耐摩耗性については既存法のF材を基準として評価を行った。滑り摩耗性は炭化物と基地の硬さとの相関性は高く、取出し温度差により炭化物や基地硬さが低い高温の取出し材の方が性能は劣ることがわかった。今回調査に用いた高炭素高クロム系鋳鉄は炭化物の占める割合が非常に大きく、Fig.6 に示す炭化物の面積は30~40%を占めることから、滑り摩耗形態に対しては炭化物の摩耗に及ぼす影響が大きい。硬さの相関性と同様に、炭化物量が多いほどの耐摩耗性は向上することがわかった。

続いて、Fig.9 b) の衝突摩耗試験の結果を見ると、取出し温度が高いほど、耐摩耗性は低下する傾向をした。しかし既存材Fを基準として見ると、低硬度にも関わらず早期取出し材の方が耐摩耗性は良好であった。衝突摩耗に関してはマクロ硬さだけでなく、炭化物を保持できる基地部の韌性に大きく影響すると考えられる。つまり、炭化物を支える基地部の硬度が高すぎると脆くなり、欠け落ち摩耗形態を示し、低すぎると基地ごと抉り取られると考えられる。したがって、使用環境の負荷によって耐久性の差が生じるため、耐摩耗性能として求められる特性を良く把握し、そのバランスを考慮することが重要である。これらの結果から、1000°C以下で取出すことで熱処理を施さなくても、十分な耐衝突摩耗性を確保できることがわかった。

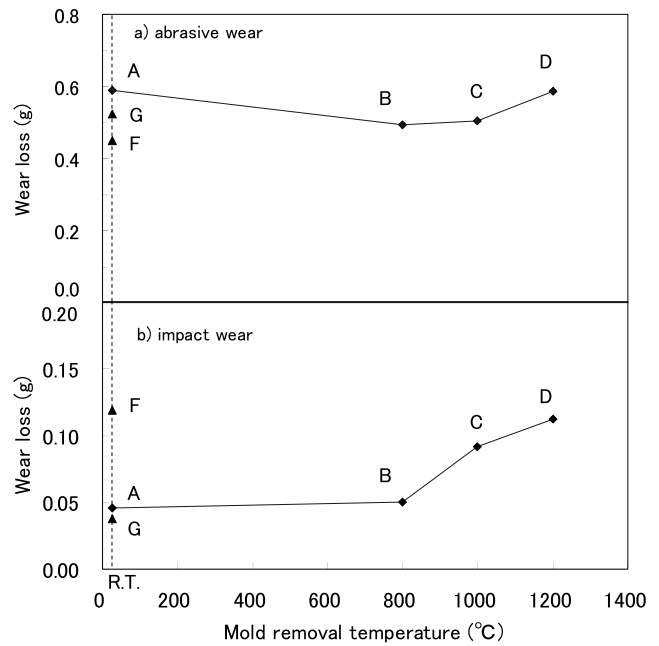


Fig.9 Effect of mold removal temperature on abrasive wear resistance and impact wear resistance

3.3 サブゼロ処理の効果

耐衝突摩耗性の評価では、早期に取出した方が結果は良好であったが、ライナーの基準となる硬度 HS 90 には到達していない。これまで、この基準に対してさまざまな設備に使用されていることから、現時点では、同等以上の品質を維持しなければならない。硬度を上げるには、基地部の残留オーステナイトをマルテンサイト化させる方法がある。この手段として焼戻し処理などが考えられるが、今回用いたのはサブゼロ処理である。短時間で効果が見られ、設備的にも安価に施工が可能である。

サブゼロ処理方法としては、ドライアイスとアルコールを用い、およそ -70°C に保持した容器内にサンプルを入れた。2時間冷却保持した後、常温水で戻し処理を行った。

Fig.10 にマクロ硬さの測定結果を示す。マクロ硬さは全サンプルともにサブゼロ処理後の方が上昇した。いずれの条件においても残留オーステナイトが存在し、それをマルテンサイト化することで基地の硬度向上に効果が現れたといえる。しかしながら、処理前から硬度がかなり低かった 1000 °C以上の取出し材については、処理後も HS 90 には到達できなかった。800°C以下の取出し材については、処理することで目標を上回ることができた。Fig.11 にサブゼロ処理後の基地部および炭化物の硬度測定結果を示す。炭化物は処理前後に硬度の変化はなく、処理の影響は見られない。しかしいずれの条件においても基地部の硬度は上昇する。その上昇度は高温で取り出したものほど大きくなる傾

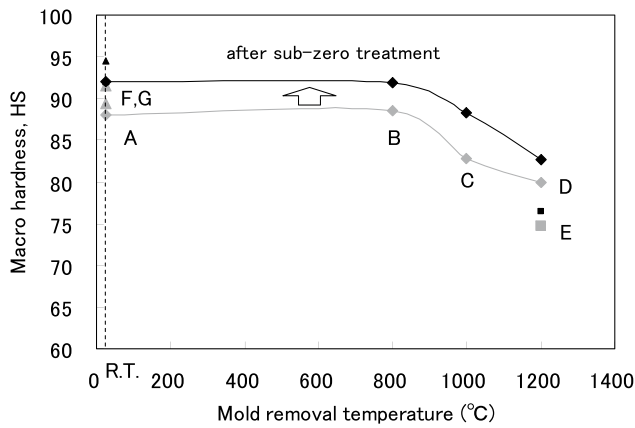


Fig. 10 Effect of sub-zero treatment on macro-hardness

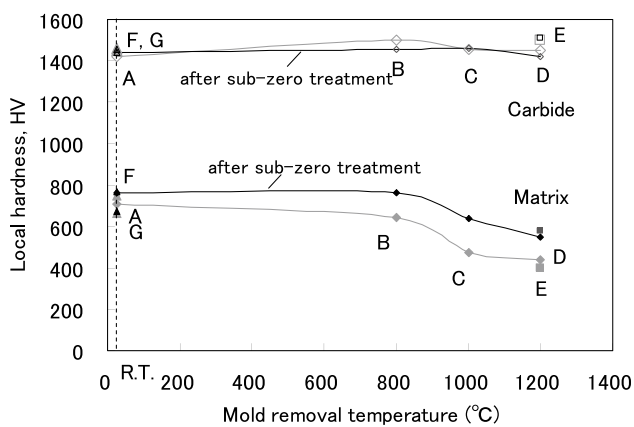


Fig.11 Effects of sub-zero treatment on matrix and carbide hardness

向を示した。これは、前述したように冷却速度の影響から、高温の取出し材ほどオーステナイト粒内での合金元素の固溶量が多くなり、それにより M_s 点および M_f 点は下降するため、マルテンサイト量は減少し、基地硬度も低下する。また、残留オーステナイト量は増大するため、サブゼロ処理による硬さ変化量は増大することになる。

続いて、耐摩耗性評価を行い、処理の効果を確認した結果を Fig.12 に示す。Fig.12 a) に示す耐滑り摩耗試験の結果からは、1000°C以上の取出し材に対して性能の向上が確認された。Fig.11 に示した基地部の硬度上昇が寄与したものと考えられる。

Fig.12 b) に耐衝突摩耗試験の結果を示す。処理前に比べて全体的に性能は低下した。特に、取出し温度が高いほど、摩耗量は増加した。サブゼロ処理はマルテンサイト化により基地部の硬度は上昇する反面、基地部の靱性低下を招き、1000°C以上の取出し材に対しては、既存材よりも摩耗量は大きくなる結果になった。しかし、800°C取出し材 B に関しては、硬度の上昇により HS 90 に到達でき、衝突摩耗性の低下も小さく、良好な性能を示した。

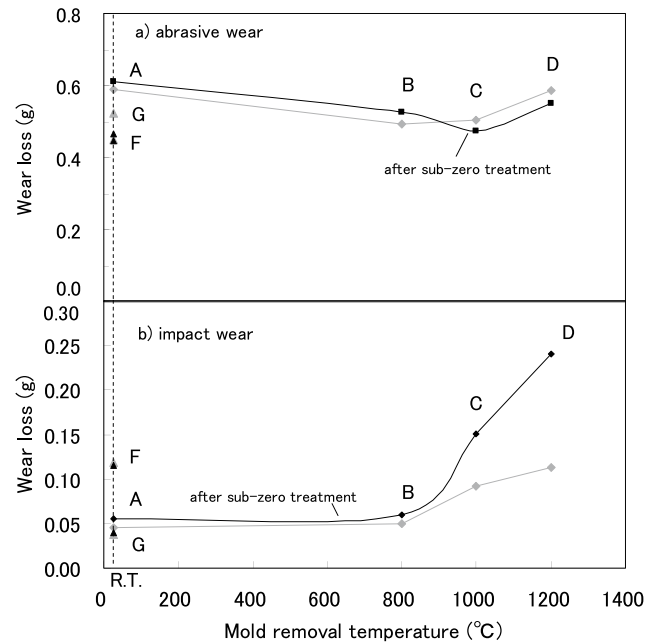


Fig.12 Effect of sub-zero treatment on abrasive and impact wear resistance

Table 4 Comparison of effects of mold removal temperature on mechanical properties

	Temperature (°C)	Treatment	Hardness	Abrasive wear	Impact wear
A	R.T.	As cast	△ (○)	× (×)	◎ (◎)
B	800	B.C.	△ (○)	△ (△)	◎ (◎)
C	1000	B.C.	× (△)	△ (△)	○ (△)
D	1200	B.C.	× (×)	△ (△)	○ (×)
E	1200	F.C.	× (×)	△ (△)	× (×)
F	R.T.	Normalizing.	○ (◎)	○ (○)	○ (○)
G	R.T.	Normalizing	○ (○)	△ (○)	○ (○)

◎:Best, ○:Better, △:Good, ×:No good

(): After sub-zero treatment

Table 4 にこれまでの特性評価結果の一覧を示す。これらを総評して、800°C取出し材 B について、既存材と同等以上の性能であった。ただ取出し時期が早期になるほど、製造コスト効果としては有利になるが、性能を保証できないことが明らかになった。また、800°Cまでに鑄型の中で冷却することで、性能維持できるものの、ラボサイズで 90 分の冷却時間が必要である。これが実機サイズになると、さらにそれ以上の冷却時間を要することは明白であり、また中央部と端部の冷却速度の違いから均一な性能を引き出すためには、取出し後の冷却方法に対する工夫が必要である。

しかしながら、800°Cから常温までの冷却待機時間として省略が可能になり、また後の熱処理を排除することで、全体的な工程短縮および省エネルギーの効果は大きいといえる。また、早期に取り出すことで、耐

衝突摩耗性は大幅に向上するため、これまでとは異なった環境での使用や、従来の使用箇所によってはさらなる耐用の向上に繋がる可能性が高い。

今後は、マイクロ組織と摩耗メカニズムとの関係を明確に調査すると共に、実使用環境での評価確認テストについて検討していく予定である。

4. 結論

今回、得られた調査結果を要約すると、次の通りである。

- 1) 取出し温度条件および熱処理有無によるマイクロ組織の変化を明らかにし、硬度および耐摩耗性との相関性を明確にした。
- 2) 800°Cでの早期取出し材については、耐滑り摩耗性を維持しながらも、耐衝突摩耗性を従来材と比べ、2倍の性能向上が確認できた。
- 3) サブゼロ処理により基地部の硬さは向上し、耐滑り摩耗性は改善されるが、耐衝突摩耗性は低下する傾向を示した。
- 4) 取出し温度の適正化およびその後の冷却処理によるマイクロ組織の制御により、熱処理工程の省略の可能性が確認できた。

参考文献

- 1) 宮崎 裕之：フジコー技報, 8 (2000), 43-51
- 2) 大野 京一郎, 吉永 宏, 嵩 純孝：フジコー技報, 15(2007), 47-52
- 3) 大野 京一郎, 野村 大志郎：フジコー技報, 13 (2005), 60-64
- 4) 花田 喜嗣, 古田 博昭, 牟田 敏克, 姜 孝京, 永吉 英昭：フジコー技報, 18 (2010), 28-36
- 5) 佟 慶平, 鈴木 俊夫, 梅田 高照：鋳物 62(1990), 344-351
- 6) 桑野 正司, 大城 桂作, 沢本 章：松田 公扶：鋳物 60 (1988), 454-460
- 7) 田村 朗, 野見山 文博：鋳物 67 (1995), 696-701
- 8) 田村 朗, 新田 誠也, 苧野 兵衛：鋳物 66 (1994), 187-192
- 9) 鋳型の生産技術教本編集部会：鋳型の生産技術, (2002), 194-218
- 10) 佐藤 知雄：鉄鋼の顕微鏡写真と解説, 丸善 (1968), 108