オーステンパ球状黒鉛鋳鋼の衝撃強度に及ぼす 含有シリコン量およびオーステンパ条件の影響*

多田周二^{*1}, 黄進^{*2}, 高橋利夫^{*3}

Effects of Silicon Content and Austempering Conditions on Impact Strength in Austempered Spheroidal Graphite Cast Steel

Shuji TADA, Huang JIN and Toshio TAKAHASHI

The effects of silicon content and austempering conditions on impact strength in austempered spheroidal graphite cast steel (AGS) which had nearly the same Young's modulus as conventional carbon steels were examined. Impact strength increases with silicon content, attains a peak value at 3.0%, and then begins to decrease regardless of austempering conditions. Also, there are the optimum austempering conditions against impact strength, those are austempering time of about 1800 seconds and austempering temperature between 620 K and 650 K. Impact strength in AGS is closely related to the amount of retained austenite, all the optimum conditions that yield maximum impact strength, converge to the direction where the amount of retained austenite increases.

Key Words: Impact Strength, Iron and Steel, Heat Treatment, Austempering, Spheroidal Graphite Cast Steel, Silicon Content, Carbon Concentration

1. 緒 言

金属材料を成形する場合、機械加工による工程には形状に対する限界がある。これに対し、鋳造による成形は形状に関して極めて柔軟に対応することが可能であり、工程の簡略化による生産コストの抑制につながるばかりか、鋳造以外では成形できないという製品も少なくない。ところが、鋳造品には強度に対する不安がいまだ強く残っており、高い信頼性が要求される構造部材にはまだまだ普及がいきわたっていない。この現状を打破する一つの手段として、球状黒鉛鋳鉄をオーステンパ処理して用いる方法がある⁽¹⁾⁽²⁾。球状黒鉛鋳鉄をオーステンパ処理して得られる ADI は、鍛鋼品と同等以上の強度特性を実現する可能性を秘めている。しかるに、ADI にも短所がないわけではない。球状黒鉛鋳鉄をベースとした ADI は、内部に多量の黒鉛を含有しているためヤング率が低く、鋼材より約 20% も劣ってしまう⁽³⁾。そのため、たわみの生じやすい薄

肉品等への応用は、難しい状況にある。

この問題を解決するために、著者らは、球状黒鉛鋳鉄よりも炭素含有量の少ない球状黒鉛鋳鋼をベースとしたオーステンパ処理の可能性について研究を行ってきた。球状黒鉛鋳鋼をオーステンパ処理して得られるオーステンパ球状黒鉛鋳鋼 AGS (Austempered Spheroidal Graphite Cast Steel) はヤング率が向上し、鍛鋼品に匹敵する値を実現できる⁽⁴⁾。しかしながら、その機械的性質についての報告はまだそれほど多くないようである。本報は、AGS の衝撃特性に及ぼすシリコン含有量やオーステンパ温度およびオーステンパ時間の影響について検討を行ったものである。

2. 材料および実験方法

2.1 供試材 実験に用いた材料は、シリコン量がおおよそ 1.5%~3.5% の間で異なる 5 種類の球状黒鉛鋳鋼で、すべて Y ブロックに鋳込んだものである。これら材料の化学組成を表 1 に、また画像解析装置 PIAS-II により求めた含有黒鉛の性状を表 2 に示す。これら材料の含有炭素量は、Si-15 が 1.59% とやや高い値を示している以外、ほかはすべて 1.37%~1.40% の範囲に収まっている。

2.2 オーステンパ処理 これら材料を母材とし

* 平成 5 年 10 月 2 日 第 71 期全国大会講演会において講演、原稿受付 平成 6 年 1 月 20 日。

^{*1} 正員、東北工業技術研究所 (〒983 仙台市宮城野区苦竹 4-2-1)。

^{*2} 南昌市科学技術委員会 (中国、南昌市)。

^{*3} 東北工業技術研究所。

て行ったオーステンパ処理の手順を図1に示す。まず、酸化を防ぐため雰囲気をアルゴンガスで置換した電気炉により0.5 K/sの昇温速度で1173 Kまで加熱し、この温度で5400 s間恒温保持して試料をオーステナイト化する。次に、オーステンパ温度に保持した溶融塩中に投入して急冷し、恒温変態させる。このとき、電気炉から溶融塩中へ試料の移動に要した時間は、すべて1 s以内であった。最後に、大気中で試料を空冷するとオーステンパ球状黒鉛鋳鋼 AGS が得られる。今回の実験では、オーステンパ温度として560 K, 590 K, 620 K, 650 K および680 Kの五段階を、オーステンパ時間として300 s, 600 s, 1800 s, 3600 s および5400 sの五段階を設定し、トータル25種類の条件で熱処理を行った。これに試料の5種類を掛け合わせ、総計として125種類のAGSを得た。また、溶融塩には、硝酸カリウムと硝酸ナトリウムのモル比1:1混合塩を用いた。

2・3 衝撃試験 上記により得られた各AGS試料に対して、2 mm-Uノッチシャルピー衝撃試験片⁽⁵⁾を機械加工によりそれぞれ2個ずつ作製した。容量294 Jの衝撃試験機を用いて、これら試験片の衝撃試験を行った。すべての試験は、前もって900 s間水中に浸漬し試料温度を一定とした後、常温大気中で速やかに行われた。

3. 実験結果

3・1 シリコン量の影響 シャルピー衝撃試験の結果について、横軸をシリコン含有量にとりオーステンパ温度ごとに整理したものを図2に示す。オーステンパ温度が低く時間も短い場合にはそれほど顕著でないが、温度で590 K、時間で1800 s以上になると、AGSの衝撃強さは、シリコン量1.5%のSi-15を除いて、オーステンパ条件によらずシリコン含有量とともに

に高くなり、3.0%でピークを示した後3.5%では逆に低下することがわかる。シリコン量の少ないSi-15が、シリコン量の多いSi-20よりも高い衝撃強さを示したのは、両者の炭素量に0.2%もの違いがあり、Si-15のほうが多くなっているためと考えられる。これに関しては後述するが、ここで重要なのは、AGSの衝撃強さがあるシリコン量に対して極大値をとり、それより多くとも、また少なくとも衝撃強さが低下するという点である。

3・2 オーステンパ条件の影響 さらに、AGSの衝撃強さに及ぼすオーステンパ条件の影響について調べるため、図2のデータについて横軸をそれぞれオーステンパ時間およびオーステンパ温度に取り、整理し直してみた。これらを図3および図4に示す。

図3より、AGSの衝撃強さはシリコン含有量によらずおよそ1800 sで最大となることがわかる。これより長くオーステンパ処理を行っても衝撃値はそれ以上向上することがなく、特に680 Kの場合には低下する傾向さえる。

一方、オーステンパ温度で整理した図4を観察すると、強度が一定となるオーステンパ時間1800 s以上の場合には、衝撃強さは620 Kから650 Kの間でピークを示し、それより温度が低い場合はもとより高い場合においても小さくなることを確認できる。また衝撃強さがピークを示す温度には、シリコン含有量に対する依存性が見られ、その量が増えるほどピークを与える温度は低下する。

4. 考察

オーステンパ処理は、高温環境のもとで安定しているオーステナイト(γ)組織の状態から、520 K~700 Kに急冷・保持してベイナイト(α_B)組織を得る熱処理法である。このオーステナイトからベイナイトへの変態過程については、以下のような報告がある⁽⁶⁾。

表1 球状黒鉛鋳鋼の化学組成 [wt%]

Material	C	Si	Mn	P	S	Cu	Al
Si-15	1.59	1.67	0.38	0.020	0.021	0.07	0.17
Si-20	1.37	2.13	0.41	0.018	0.019	0.07	0.19
Si-25	1.39	2.53	0.41	0.016	0.019	0.07	0.13
Si-30	1.37	3.15	0.41	0.016	0.018	0.07	0.15
Si-35	1.40	3.59	0.41	0.017	0.018	0.07	0.22

表2 含有球状黒鉛の性状

	Si-15	Si-20	Si-25	Si-30	Si-35
Area Fraction (%)	1.3	0.7	1.9	2.0	1.6
Nodularity (%)	92.2	97.0	93.1	85.8	86.6
Counts (100counts/mm ²)	7-10	10-13	10-14	6-10	8-12

図1 オーステンパ処理プロセス

図 2 AGS の衝撃強さに及ぼすシリコン含有量の影響

図 3 AGS の衝撃強さに及ぼすオーステンパ時間の影響

急冷により、オーステナイトは、まず一部の未変態 γ を残したまま、過飽和の炭素が固溶したベイナイト ($\alpha_{B, \text{SUPERSATURATED}}$) へ変態する [式 (1・a)]. 続いて、過飽和の炭素が固溶したベイナイトから炭素原子が拡散して未変態のまま残留したオーステナイトへ蓄積され、炭素が未飽和のベイナイト ($\alpha_{B, \text{UNSATURATED}}$) と炭素濃度の高いオーステナイト (γ_{ENRICHED}) に変化する [式 (1・b)]. さらに時間が経過すると、 γ_{ENRICHED} はフェライト (α) と炭化物 (θ) とへ分解していく [式 (1・c)].

オーステンパ処理材の衝撃強さは、組織中に残留したオーステナイトの量に大きく左右され、この量が多いほど衝撃強さは高くなるのがすでに報告されている⁽⁷⁾. 通常、オーステナイトは高温環境のもとでのみ安定であるが、組織中の炭素濃度が高くなると MS 点が下がるため、室温下でも安定するようになる⁽⁸⁾. すなわち、オーステンパ処理材の衝撃強さを向上させるには、式 (1・b) に示したように、いかにして組織中の炭素濃度が高い γ_{ENRICHED} を多量に残し、常温中でも安定なオーステナイトを増加させるかということがポイ

ントとなる。先の結果において、シリコン量の少ない Si-15 がそれよりもシリコン量の多い Si-20 より高い衝撃強さを示したのは、組織に含まれる炭素の量が多く、炭素濃度の高い安定化オーステナイトが生成されやすかったためと考えることができる。

一方、オーステナイトの残留に及ぼす影響として、シリコンにはオーステナイトが炭化物へ分解することを抑制する機能のあることが知られている⁽⁹⁾. これは式 (1・b) から式 (1・c) への反応を遅延させるものであって、オーステナイトの残留に関し有利に作用する。

ところが、オーステナイトの残留量に関して、シリコンにはもう一つの働きが考えられる。すなわち、シリコンは鉄に対して置換型の原子であるが、その原子半径は鉄よりも小さいため、結晶格子中の鉄原子がシリコン原子により置換されると格子間距離が短くなって⁽¹⁰⁾, 侵入型の原子である炭素は結晶中へ固溶しにくくなることが予想される。その結果、組織中のシリコン量が増加すると、オーステナイト中に固溶し得る炭素の絶対量は減少し、また式 (1・b) におけるオーステナイト中への炭素濃化も制限されることになる。この働きは、オーステナイトを残留させるという意味においてマイナスに作用することになる。

図 4 AGS 衝撃強さに及ぼすオーステンパ温度の影響

図5 オーステナイトの残留に及ぼすオーステンパ温度の影響

前述のように、オーステンパ材の衝撃強さを向上させるには、オーステナイトの変態過程においてこれをすみやかに式(1・b)へ進行させ、そこで変態を停滞させて γ_{ENRICHED} を多く残留させることが重要である。先に示したオーステナイトの変態に及ぼすシリコンの二つの働きにおいて、前者は式(1・b)から式(1・c)へ進むことを抑制し、また後者はオーステナイト中に固溶しう炭素量を減少させたり式(1・b)の進行を遅延させたりする。これらの機能は、オーステナイトの残留に関して相反する影響を与え、したがって、その釣合いとして、残留オーステナイト量を最大にする最適シリコン量がどこかに存在することになる。その結果、図2に示されたように、炭素含有量1.4%程度のAGSでは、衝撃強さを最大にするシリコン量として3.0%という値が得られたのである。

また、オーステナイトの安定化は、オーステンパの温度や時間など、オーステンパ条件によっても影響を受ける。残留オーステナイト量に及ぼすオーステンパ温度の影響について、模式的に表したものを図5に示す。オーステナイト中への炭素の濃化[(1・a)→(1・b)]は、拡散によるものと考えられる。よって、オーステンパ温度が上昇するにつれてこれは促進されるようになる。ところが、オーステナイト中へ侵入できる炭素量には限界があるため、およそ620 Kを越えたあたりで飽和し一定となる(a)。一方 γ_{ENRICHED} から炭化物への分解[(1・b)→(1・c)]も温度の上昇とともに活発となり(b)、650 Kを越えた付近から急速に反応が進むようになる。これらの現象が重畳されることによって、残留オーステナイトの量は620 Kから650 Kの間で最大となり、結果として、この温度範囲で衝撃値がピークを示すことになる(c)。実験では、衝撃強さが最大となるときの温度がシリコンの量によって若干変動したが、これは、曲線aおよびbの形状が、シリコン量によって少しずつ変わってくることに原因があると

図6 オーステナイトの残留に及ぼすオーステンパ時間の影響

考えられる。

同様に、 γ_{ENRICHED} の残留に及ぼすオーステンパ時間の影響について模式的に表したものを図6に示す。オーステンパ時間の影響も温度の場合と同じであって、拡散によるオーステナイト中への炭素の侵入は時間とともに進み、およそ1800 sで飽和する(a)。一方、炭化物への分解にはタイムラグがあり、炭素の濃化よりも遅れて4500 s付近から活発となって(b)、 γ_{ENRICHED} が減少を開始する。これらの結果として、残留オーステナイトの量は、極大値をもつ二次曲線のような形状となるのである(c)。

本研究では、主に組織中に残留するオーステナイト量の観点から衝撃強さについての検討を行った。しかしながら、オーステンパ球状黒鉛鋳鋼の衝撃強さは残留オーステナイトの量だけで決まるものではない。今後の課題として、基地組織であるフェライトやベイナイトの強度に及ぼすシリコンの直接的な影響についても検討することが必要であろう。

5. 結 言

本研究では、鍛鋼品に匹敵するヤング率をもつ高強度鋳造材料として、オーステンパ球状黒鉛鋳鋼に注目し、その衝撃強さに及ぼすシリコン含有量やオーステンパ温度およびオーステンパ時間の影響について検討を行った。その結果、シリコン含有量やオーステンパ条件にはそれぞれ衝撃強さを最大にする最適値の存在することが明らかとなった。これらの最適条件は、いずれにおいても残留オーステナイトの量と密接な関係があり、これを増大させる方向に収束する。

最後に、本研究に用いた球状黒鉛鋳鋼試料の作製および成分分析にあたり、名古屋工業技術研究所・安江和夫氏、西尾敏幸氏および小林慶三氏には多大なる協力をいただいた。ここに記して感謝の意を表する。

文 献

- (1) 石原, 鋳物, **58**(1986), 825.
 - (2) 龍華・ほか3名, 鋳物, **60**(1988), 615.
 - (3) 井川・ほか4名, 球状黒鉛鋳鉄の基礎と応用, (1992), 223, 丸善.
 - (4) 多田・高橋, 機講論, No. 920-78(1992-9), 631.
 - (5) JIS Z 2202, (1980).
 - (6) Bhadeshia, H. K. D. H. and Christian, J. W., *Met. Trans., A*, **21**(1990), 767.
 - (7) 上田・ほか2名, 鋳物, **57**(1985), 728.
 - (8) 金属熱処理技術便覧編集委員会編, 金属熱処理技術便覧, (1967), 25, 日刊工業新聞社.
 - (9) 青山・ほか2名, 鋳物, **62**(1990), 517.
 - (10) 高橋・阿部, 鋳物, **65**(1993), 87.
-