Fe-Cr-C-B 系合金鑄造材の機械的性質

麻生 節夫* 田上 道弘* 後藤 正治*

J. Japan Inst. Metals, Vol. 56, No. 6 (1992), pp. 707-714

Mechanical Properties of Fe-Cr-C-B Cast Alloys

Setsuo Aso, Michihiro Tagami and Shoji Goto

Department of Materials Engineering and Applied Chemistry, Mining College, Akita University, Akita

Fe-5%Cr-/15%Cr/25%Cr-C-B alloys having hypoeutectic, eutectic and hypereutectic compositions were solidified in three types molds and their compressive strength, hardness and impact energy were examined. Based on the pseudo-binary eutectic composition, the composition of each alloy was decided in the range from hypoeutectic to hypereutectic by changing the carbon and/or boron content. The solidification rate for each mold was $8.3 \times 10^{-5} \sim 2.5 \times 10^{-4}$ m/s in the unidirectional mold, $4.2 \times 10^{-4} \sim 5.8 \times 10^{-4}$ m/s in the sand mold and $\approx 5.0 \times 10^{-3}$ m/s in the metal mold.

A linear relationship was found to hold between the hardness and the 0.2% proof stress in all the chromium alloy systems. In the hardness range from 50 to 65 HRC, the 0.2% proof stress increased in the order of the 5%, 15% and 25%Cr alloy systems. The effects of boron additions were mainly found on the hardness and the proof stress: particularly 15% and 25%Cr alloys containing boron showed a high hardness value of about 60 HRC and a high proof stress value of about 2000 MPa even in the as-cast condition. This improvement in hardness and proof stress was due to the change of the solidification structure and the bainitic or martensitic transformation of the matrix in the as-cast condition. It was further found that the hypoeutectic and eutectic 15%Cr alloys containing 2% boron have good mechanical properties in the rapid solidification condition for the metal mold.

The reason for avoidance of pearlitic transformation due to the boron addition was thought as follows. Boron reduces the eutectic carbon content and decreases the carbon content of the matrix, so that the avoidance of pearlitic transformation occurs to lead to the increase in M_s temperature. Such a tendency was pronounced especially in the high-chromium alloy system.

(Received February 7, 1992)

Keywords: compressive strength, impact value, mechanical property, white cast iron, iron-chromium-carbon-alloy, abrasion

I. 緒 言

Fe-Cr-C-B 系合金の液相面状態図を Cr 量を一定として C と B の濃度変化に対応させて表した場合、高 Cr 系合金ほど擬 2 元共晶線が低 C、低 B 側に移動し、擬 2 元共晶組成となる C と B の和が、5%Cr 系の約 4%から 15%Cr 系では約 3.5%に、そして 25%Cr 系では約 3%に減少する。この結果、高 Cr 系合金ほど γ の初晶面が縮小する反面、 γ と共晶を構成する化合物相の種類が増加するため、凝固組織は非常に複雑になる⁽¹⁾⁻⁽⁴⁾。

著者の一人はこれまで、Fe-Cr-C-B 系合金に関して主に状態図に基づいた凝固組織の解析を行い、かつ機械的性質についても、一部の 15%Cr および 25%Cr 系合金においては B の添加が特に硬さや強さに与える影響が著しいこと、また組成を適当に選べば耐磨耗性に優れた合金が得ら

れることなど、多くの注目すべき点があることを報告してきた⁽⁵⁾。本合金系の機械的性質に関する全貌を明らかにするには、凝固組織と機械的性質との関係について、広い組成範囲にわたって系統的に調べることが大切であると考えられる。しかし、凝固組織が複雑なこともあって、この合金系の機械的性質に関した広い組成範囲にわたる解析や凝固条件の影響などについては、まだ系統的な検討は行われていない。

そこで本研究では、各 Cr 系における擬 2 元共晶組成およびこれを基準とした亜共晶それに過共晶組成合金について、晶出する化合物相の種類や合金の機械的性質について調べるとともに、一部の合金については一方向性凝固、砂型凝固および金型凝固の 3 種類の条件で作成した試料を用い、凝固条件と機械的性質との関係についても調べた。

* 秋田大学鉱山学部物質工学科

II. 実 験 方 法

試料の目標組成は、前報⁽¹⁾⁻⁽⁴⁾の状態図に基づき各 Cr 系における擬 2 元共晶組成、およびこれを基準とした亜共晶それに過共晶組成で、C および B 量によって組成を変化させた。試料は電解鉄(99.92 mass%以上)、電解クロム(99.2 mass%以上)、フェロボロン(23.2 mass%)、ニッケルペレット(99.97 mass%)、粒状黒鉛(99 mass%以上)などを目標組成に配合し、高周波誘導炉(20 KVA)で大気溶解して作成した。1 回の溶解量を 1450 g とし、溶解温度は 1723~1773 K で铸込温度は 1623~1673 K とした。铸型は一方向性凝固用铸型、砂型および金型の 3 種類とした。このうち、一方向性凝固用の铸型は前報⁽⁵⁾と同様に $\phi 15$ mm $\times$ 90 mm 丸棒試験片が得られる形状とし、また砂型(CO₂ 铸型)および金型は $\phi 16$ mm $\times$ 70 mm の丸棒試験片が得られる形状とした。各試料の化学分析値は前報⁽⁴⁾と同様に EPMA で測定し、Table 1 に凝固組織および基地組織の種類や硬さなどと同時に示した。なお、以下では各合金の組成(mass%)を便宜上(%)で表した。

組織観察は光学顕微鏡および EPMA を用いて行った。光学顕微鏡によって組織観察を行う場合の腐食液には主に

1%塩酸ピクリン酸アルコール溶液を用いたが、化合物相の識別を行う場合は村上試薬を併用した。各試料の硬さはロックウェル硬度計 C スケール(HRC)で測定し、Table 1 に示した。さらに一部の試料については X 線回折を行って化合物の同定を行った。その際の測定条件はターゲットに Co を用い管電圧は 30 kV、管電流は 30 mA であった。凝固して得られた試料の衝撃試験および圧縮試験は、前報⁽⁵⁾と同様の方法によって行った。ただし圧縮試験片の形状は、試験機の能力(30 t 万能試験機)および同一凝固条件の試験片をできるだけ多く採取することを考慮し、相似形縮小サイズ $\phi 10$ mm $\times$ 20 mm ($L/D=2$) の円柱状試験片とした。また、摩耗試験は円柱状試験片($\phi 14$ mm $\times$ 15 mm)をアルミナ製の磁製ボール、および珪砂と同時に 1500 cm³ 容量のアルミナ製の磁製容器に入れ周速 0.7 m/s で回転させる前報⁽⁵⁾と同様なミル方式とした。なお、摩耗試験の評価は試料 No. 2(砂型)の重量減少率を 100 とした比摩耗値で行った。

各铸型における凝固速度(R)は一方向性凝固試料で予め得られた冷却曲線を基準として求めた。すなわち、一方向性凝固铸型の冷し金側から 2×10^{-2} m 間隔に 4 本の熱電対(Pt-Pt-13%Rh)を同時挿入し、各熱電対から得られた冷却曲線に基づき各熱電対の位置(H)における凝固開始時

Table 1 Chemical composition, solidification structure, hardness and impact value of specimens.

Alloy group	Specimen No.	Alloy type	Composition (mass%)				Matrix structure*			Hardness, HRC			Impact value (10 ⁴ J/m ²)		
			C	Cr	B	Other**	Mold***			Mold***			Mold***		
							Uni	Sand	Metal	Uni	Sand	Metal	Uni	Sand	Metal
5Cr	1	3.2C-5Cr	2.63	4.82	0		P		M, A, P	48.8		59.0	3.1	3.8	
	2	4.5C-5Cr	3.92	5.05	0		P	P	P	54.3	52.7	58.6	3.8	3.1	
	3	1C-5Cr-2B	0.83	4.67	1.86		P			49.9				3.1	
	4	1C-5Cr-2B-2Ni	0.95	4.91	1.74	2.0Ni		A, M	M		58.5	65.1			6.3
	5	2C-5Cr-2B	1.57	4.76	1.74		P	P	B	55.0	54.1	63.1	3.1	3.1	5.1
	6	2C-5Cr-2B-2Ni	1.66	4.65	1.95	2.0Ni		M, A	M, A		62.1	65.7			
	7	3.2C-5Cr-1B	2.78	4.84	0.79		P			55.3					
	8	3.2C-5Cr-2B	2.55	4.94	1.79		P	P	B	60.5	59.1	66.3	2.3	2.3	
	9	2.2C-5Cr-1B	2.10	4.94	0.62		P			50.4			2.3		
	10	Ni-hard I	2.93	1.53		0.8Si, 0.8Mn, 4.5Ni		M, A	A		56.4	49.6		5.4	
15Cr	11	2.85C-15Cr	2.96	15.52	0		P		A	49.0		50.2	6.8		
	12	4C-15Cr	3.79	15.29	0		P	P	A, M	51.4	50.5	58.4	5.1	2.3	
	13	0.8C-15Cr-2B	0.94	15.66	2.19		M, B	M	M	59.3	59.5	64.3	4.1	3.8	4.9
	14	1.65C-15Cr-2B	1.45	14.92	1.75		B	B	B	60.0	61.1	65.4	4.7	2.8	6.0
	15	2.85C-15Cr-2B	2.40	15.17	1.85		P	P	B	58.5	58.7	66.1	2.3	2.4	
	16	2.85C-15Cr-1B	2.50	15.14	0.89		P			52.6			4.4		
	17	2.15C-15Cr-1B	2.05	14.22	0.88		P			50.8			3.1		
	18	15Cr-3Mo LC	2.61	14.78		0.8Si, 0.8Mn, 2.6Mo		A	A		48.9	50.5		3.4	
25Cr	19	2.2C-25Cr	2.22	25.44	0		A		A	48.8		53.7	8.5		
	20	3.5C-25Cr	3.70	25.91	0		P, A	P, A	A	52.0	53.7	60.6	10.4	3.4	15.8
	21	1.5C-25Cr-1B	1.76	23.59	0.89		B, F			58.4			2.8		
	22	2.2C-25Cr-1B	2.29	24.85	0.85		M			62.0			3.4		
	23	1C-25Cr-2B	1.05	25.40	2.03		M	M		60.3	61.5	65.0	2.6	2.6	

* A, Austenite; B, Bainite; F, Ferrite; M, Martensite; P, Pearlite.

** Added value.

*** Uni, Unidirectional solidification; Sand, Sand mold; Metal Metal mold.

間(t)を求めると、これらの間には一般的な凝固式 $H=k\sqrt{T}-C$ (k, C : 定数)が成立することが知られたので、凝固速度(R)は、これを微分した $R=dH/dt \cong k^2 \cdot 2^{-1}/H$ の関係から求められた⁽⁶⁾⁽⁷⁾。次に、一般によく知られているように、凝固速度とセル数の間には直接的な関係があることに基いて、冷し金側から任意の位置における単位面積当たりの共晶セル数を測定し、これと凝固速度との関係を求めると両者の間にはほぼ直線関係が成立することが確認できた。これに、本研究で用いた砂型および金型の場合の共晶セル数の測定結果を当てはめることによっておおよその凝固速度を知ることができた。

III. 実験結果

1. 試料の凝固速度

一方向性凝固試料(試料No. 5)のチル側から約 $5 \times 10^{-3} \sim 10 \times 10^{-3}$ m 間隔の断面について単位面積当たりの共晶セル数を求め、凝固速度との関係を表すと Fig. 1 の直線関係が得られた。これに砂型および金型試料の凝固方向に垂直な面、すなわち鑄型壁に垂直な面の共晶セル数を測定した結果を同時に示すことによって、各鑄型に対する凝固速度はおおむね一方向性凝固試料では $8.3 \times 10^{-5} \sim 2.5 \times 10^{-4}$ m/s (5~15 mm/min), 砂型試料では $4.2 \times 10^{-4} \sim 5.8 \times 10^{-4}$ m/s (25~35 mm/min), そして金型試料では Fig. 1 の直線を金型試料の共晶セル数まで外挿した約 5×10^{-3} m/s (300 mm/min) と推定することができた。

Fig. 1 Relation between number of eutectic cells and growth rate.

なお、これらの関係はセル数測定の便宜上、凝固方向に対して垂直な断面ではほぼ円形の共晶セルが得られる試料No. 5を用いて求めた。

2. 凝固組織

Table 1 に各試料の凝固組織の構成相と基体組織の内容について示したが、Fig. 2 には機械試験(圧縮試験、硬さ

Fig. 2 Microstructure of Fe-Cr-C-B alloys solidified in unidirectional mold [a), b), c), e), f), g) and i)] and sand mold [d) and h)].

試験, 衝撃試験, 摩耗試験)に用いた試料の具体的な凝固組織の一例を示した。この場合, 一方向性凝固試料は冷却端から約 9×10^{-2} m での凝固方向に垂直な断面組織(凝固速度: $R \approx 8.3 \times 10^{-5}$ m/s)を示している。また, Fig. 2 において c) と g) 以外は亜共晶組成であって, それぞれ組成によって基地組織が異なることが明らかである。過共晶組成の c) では初晶が樹枝状の $M_3(C, B)$ であるのに対し g) では $M_7(C, B)_3 + M_3(C, B)$ の包晶組織となっている。ここで d) と i) は各機械試験に用いた比較材の組織を示したものである。なおこの場合, 鋳型の種類が異なることによる組織的な違いは凝固組織粗さ以外にはみられず, X 線回折結果でも化合物相の相違は認められなかった。したがって, 本研究で行った凝固条件の範囲内では, 各試料の化合物相は凝固条件(一方向性凝固, 砂型, 金型)には依存せず, 組織粗さのみが変化するものと考えられた。

3. 圧縮試験

一般に, 圧縮試験では材料特性によって圧縮強さを破断強さ, 降伏強さあるいは耐力で表現する場合が多い。しかし, 本実験では試料によって破断までのひずみ量にかなり大きな違い($1.2 \times 10^{-2} \sim 10.8 \times 10^{-2}$)があったため, 圧縮強さを破断強さではなく 0.2% 耐力で表して各試験片の強度を比較した。硬さと 0.2% 耐力の関係を各 Cr 系ごとに Fig. 3, Fig. 4 および Fig. 5 に示した。直接回帰計算により硬さと耐力の関係を求めたところ, いずれの合金系においても相関係数 $r=0.85$ 以上の正の相関関係があり, 直線の傾きもほぼ等しい値が得られた。なお, 応力レベルは高 Cr 系合金の方ほど大であった。

Fig. 3 Relation between 0.2% proof stress and hardness of Fe-5%Cr-C (No. 1, 2 and 10) and Fe-5%Cr-C-B (No. 3~9) alloys.

各試料の凝固組織および基地組織は Table 1 に示したように変化する, 耐力や硬さもこれに対応した傾向が現われていることがわかる。すなわち, 5%Cr 系では組成的にはマルテンサイト基地, および過共晶組成ほど硬さは大きくなり, 凝固条件に対しては金型の場合の硬さの増加が顕著である。一方の耐力は基地組織がパーライトの場合, 組成によらず約 1000 MPa と低い値であるが, No. 4 (No. 3 に

Fig. 4 Relation between 0.2% proof stress and hardness of Fe-15%Cr-C (No. 11, 12 and 18) and Fe-15%Cr-C-B (No. 13~17) alloys.

Fig. 5 Relation between 0.2% proof stress and hardness of Fe-25%Cr-C (No. 19 and 20) and Fe-25%Cr-C-B (No. 21~23) alloys.

2.0%Ni を添加した試料)で基地がマルテンサイトになった場合や金型凝固によって凝固組織が微細化された場合 (No. 5) などでは, 1600 MPa 以上にも上昇することがわかる. また, 比較材として用いた低 Cr-Ni 系鑄鉄 (No. 10)⁽⁸⁾ の砂型試料は (マルテンサイト+オーステナイト) 基地を有し, 硬さが HRC56 で耐力は約 1600 MPa であったが, 残留オーステナイト基地の金型試料では硬さ, 耐力はいずれも低く, それぞれ硬さは HRC50 で耐力は砂型試料の約半分で 800 MPa と低い値を示している.

15%Cr 系合金でも組織的には B 添加量によって凝固組織と同時に基地組織も顕著に変化しており, 耐力や硬さもこれに対応した傾向が現われている. すなわち, 1%B 添加まではほとんどパーライト組織であるため, 共晶組成であっても硬さは HRC49~53 と低く, 耐力も 1100~1400 MPa 程度となっている (No. 12, 16, 17). これに対し 2%B 添加では亜共晶および共晶のいずれでも基地はパーライトあるいはマルテンサイト[†]に変化し, 硬さは HRC58~61 と増加し, 耐力も 1500~1900 MPa に上昇した (No. 13, 14). 金型凝固の場合, 硬さはさらに約 HRC65 に増加し, 耐力は特に亜共晶の No. 13 で 2300 MPa になるなど顕著な増加がみられる. また, 比較材として実用規格⁽⁸⁾ に準じて作成した高クロム系の 15Cr-3Mo 鑄鉄 (試料 No. 18) を用いたが, いずれの凝固条件でも硬さは約 HRC50 で耐力は約 800 MPa と低い値を示している. この値は本実験で行った他の合金系に比べると 200 MPa 以上も低い値である. これは基地組織が鑄放し状態でほとんど残留オーステナイトであることが主な原因で, このことは初晶オーステナイトの体積率がそれと同程度でかつパーライト基地である試料 No. 11 よりも耐力が低いことから推察される.

25%Cr 系合金では 1%以上の B を添加した試料 (No. 21, 22, 23) はいずれもパーナイト基地あるいはマルテンサイト基地で, 亜共晶組成でも硬さが HRC58 以上あり, 共晶ではさらに HRC60~62 に増加し, 耐力はいずれも 2000 MPa 以上の高い値を示している. これはこの合金系での共晶線上の C と B 量の和が約 3%と低いため, 他の合金系と同じ B や C の添加量であっても組織に与える影響は大きいことによるものと考えられる.

以上のようにいずれの Cr 系合金の場合も, 化合物相の種類や量よりもむしろ基地組織の種類が硬さや耐力に与える影響が大きいことが明らかとなった.

Fig. 6 に各合金の破断時の全ひずみ(ϵ)と耐力($\sigma_{0.2}$)と

[†] X 線回折 (Mo ターゲット, 管電圧 45 kV, 管電流 16 mA, 試料回転, 揺動) を行った結果では, フェライトの (211), (220) ピークは明確に現われたが, オーステナイトのピークは小さくバックグラウンドと区別できなかった. したがって, フェライト (パーナイト, マルテンサイト) に比べオーステナイトの割合はきわめて小さいものと考えられ, 一方硬さの点からもパーナイトあるいはマルテンサイトとみなすことができた.

Fig. 6 Relation between 0.2% proof stress and total strain of Fe-Cr-C and Fe-Cr-C-B alloys.

の関係をまとめて示した. データに多少バラツキはあるが, 両者の対数の間には $\sigma_{0.2} \propto \epsilon^{-0.28}$ ($r = -0.61$) の関係が見いだされ, したがって耐力が大になるほどひずみは小さくなる傾向が示された. また全体的な傾向として, B を添加した場合は耐力が大で, 亜共晶組成の一部を除いてひずみは 2×10^{-2} 以下となる. これに対し, B を添加しない亜共晶組成 (No. 1, 10, 11, 18, 19) や共晶組成の一部の合金 (No. 12, 20) では 4×10^{-2} を越えたひずみを示しているが, 耐力は低く最大でも No. 20 (砂型) の約 1500 MPa であった.

4. 衝撃試験

衝撃試験を行った各合金の結果を Table 1 に示す. 白鑄鉄では一般に炭化物を多く含有しているため, 硬さは大きいが衝撃値は低くなることが知られている⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾. これに B を添加した場合も大部分が化合物相として晶出するため, 前述のように硬さや耐力は増加する反面, ひずみ量が減少し衝撃値も低下するものと推察される. 本研究の結果では衝撃値が高いレベルのものでも, 試料 No. 20 (金型) で約 16×10^4 J/m² の値が得られ, 低いレベルのものでは B を添加した過共晶組成の試料 No. 8, および No. 15 などで 2.3×10^4 J/m² 以下の値が得られた. しかし, 大部分の試料では B 添加の有無にかかわらずほとんど $3 \times 10^4 \sim 5 \times 10^4$ J/m² の範囲であった. さらに, 初晶オーステナイトの体積率が大きく残留オーステナイト基地の試料 No. 18 (砂型) でさえも 3.4×10^4 J/m² にすぎず, この値は B を添加した試料 No. 13 などの一方向あるいは砂型凝固試料 (約 4×10^4 J/m²) や, 亜共晶および共晶組成で金型凝固した場合の試料 No. 4, 5, 13 および 14 ($5 \times 10^4 \sim 6 \times 10^4$ J/

m²)などに比べて低いレベルとなっている。したがって、衝撃値に与える B の影響について調べた結果では、これらはいずれも多量の化合物を含む白鉄系材料における低衝撃値レベルでの比較であるが、凝固条件の影響によって上述のように同一組成でも、金型凝固の場合の方が一方向や砂型凝固に比べ1.5~2 倍程度衝撃値が向上した場合 (No. 5, 14) もあった。したがって 25%Cr 系合金以外では過共晶組成にならないかぎり衝撃値を低下させることはないものと考えられる。

5. 摩耗試験

本研究で用いた摩耗試験機は、前述のように円柱状の試料を磁製ボールおよび珪砂と同時に容器に入れ、回転させるボールミルタイプである。この場合摩耗の分類上はアブレーシブ摩耗であるが、試料を含む内容物の容積比が約 40% で、このうち砂が 20% を占めることから、砂は摩耗の相手材として働くほか、クッション材として衝撃を吸収するものと考えられる。したがって、試料同士あるいは磁製ボールとの衝突以外には高い応力は働かないものと考えられ、応力的には低応力摩耗に分類される。

Fig. 7 に砂型凝固した No. 2 の試料の重量減少率を 100 とした場合の比摩耗値と硬さとの関係を示した。比摩耗値と硬さの関係を直線回帰計算で求めると相関係数は $r=0.06$ となり、本研究の範囲内では耐摩耗性と硬さの明瞭な相関性は認められなかった。

一方、摩耗試験でも試料 No. 10 および試料 No. 18 を比較材として同時に同一試験条件で行ったが、2%以上の B を添加した 15%Cr 系合金の共晶 (No. 14) あるいは亜共晶合金 (No. 13) では、この比較材より耐摩耗性および硬さの

増加が顕著であることがわかる。さらに、試料 No. 18 では金型凝固によっても硬さ、耐摩耗性いずれも向上しないのに対し、B 添加合金 (No. 4, 5, 6, 13, 14) では特に硬さの増加が顕著である。したがって、耐摩耗性が硬さに依存するような実用条件では、B 添加による耐摩耗性の向上も期待できるものと考えられる。ただし、過共晶合金 (No. 8, No. 15) では硬さが初晶 M₃(C, B) の体積率によって支配されるため、硬さの増加ほどは耐摩耗性の向上は望めないことがわかる。一方、25%Cr 系合金では No. 20 などに比べた場合、B の添加が必ずしも耐摩耗性向上に結びついてはいないが、1%B の添加でも硬さの増加が図られることから、この場合もやはり硬さに支配されるような摩耗条件での耐摩耗性改善が期待される。

IV. 考 察

1. 機械的性質に与える B 添加の効果

白鉄の圧縮試験に関してはこれまで報告例は少ない。その中で試料 No. 18 と近い組成で、かつ同一形状の試験片を用いて圧縮試験を行った実験⁽¹¹⁾では、試料の採取位置によって特性が異なるが、本研究の砂型試料のように応力軸方向が凝固方向と直交する場合の降伏点は 700 MPa と報告されている。本実験の凝固条件はこの場合とは多少異なるが、試料 No. 18 の 0.2% 耐力として約 800 MPa の値が得られているので、この値はほぼ妥当な値と考えられる。なお、この合金は鑄放し状態で硬さや強度が低いいため、一般には熱処理を行って使用する⁽¹²⁾。これに対し、15%Cr 以上の B 添加合金において注目すべき点は、B 添加によって鑄放し材の硬さが亜共晶組成であっても熱処理後の硬さに匹敵する約 HRC60 となることである。この場合耐力もほぼ硬さに比例して増加することから、硬さや強度が必要とされる使用条件では鑄放し状態でも十分使用できるものと考えられる。一方、5%Cr 系の B 添加合金を試料 No. 10 の低 Cr-Ni 系鉄と比べた場合、パーライト基組織の B 添加合金は硬さおよび強度は劣るが、2%Ni 添加によって基組織をマルテンサイト化した場合、あるいは凝固速度を速くして組織を微細化した場合には比較材 (No. 10) に匹敵するかそれ以上の材料特性を示すことがわかった。したがって、低 Cr 系合金の場合でも B 添加合金は、少量の Ni 併用などによって鑄放し基組織をパーライトあるいはマルテンサイト化できるという点では注目される。

衝撃値については、すでに述べたように白鉄自体が多量の炭化物相を含む低衝撃値の材料であるため、C と同様に化合物を形成する B 添加によっては著しい改善がはかられないことが予想された。本研究結果では、過共晶組成以外では B 添加の有無にかかわらず、衝撃値は大部分 $3 \times 10^4 \sim 6 \times 10^4$ J/m² の範囲であった。また、従来一般に

Fig. 7 Relation between relative wear and hardness of Fe-Cr-C and Fe-Cr-C-B alloys.

言われている初晶オーステナイトの体積率の増加がただちに衝撃値向上に結びつくような結果は得られなかった。しかし、共晶組成でも金型凝固した場合などには衝撃値が向上する例も見られたことなどから、初晶オーステナイトの体積率と共晶組織の種類および凝固条件の適当な組合せで衝撃値の改善が測られる可能性があるものと考えられる。

耐摩耗性に関してはすでに述べたように、摩耗量(比摩耗値)と硬さとの直線回帰計算を行っても相関性はほとんど認められなかった。そこで、耐摩耗性と関連が深い衝撃値および0.2%耐力との関係を同様に直線回帰計算を行って調べてみた。衝撃値との関係では相関係数 $r = -0.35$ で0.2%耐力との関係では $r = -0.34$ でいずれも相関関係に有意性は見いだせなかった。しかし、Fig. 8 に示すように摩耗量(W)と衝撃値(E)の両対数の間には $W \propto E^{-0.35}$ の相関式が見いだされ、この場合の相関係数は $r = -0.53$ で、ある程度の有意性は示された。ただし、衝撃値が低いレベルでの関係であるため、この結果から直ちに摩耗量と衝撃値との関係を結論付けることはできないが、摩耗量と衝撃値との間に深い関係があることを示唆しているものと考えられる。

以上のように、耐摩耗性と各機械的性質とに明確な関係は得られなかったが、この理由の中で、硬さとの関係については、本研究のボールミル試験機の容積が小さい上、試験片の重量も約20 g と小さかったため、落下や衝撃により試験片の表面にかかる応力が小さいことが挙げられる。また、耐力との関係については、一般に強度の大きい材料ほど剪断変形に対する抵抗が大きく耐摩耗性が優れるとされているが、これについてもこの試験機自体が大きな剪断力を生じさせるような試験機ではなかったため、材料強度

による明瞭な差がでなかったものと考えられる。したがって、さらに苛酷な条件下での摩耗試験が今後の検討課題と考える。

2. 15%Cr 系および 25%Cr 系合金の鑄放し硬さ

高 Cr 系の B 添加合金で、鑄放し硬さが焼入硬さに匹敵する HRC60 以上の高い値を示すことについては、化合物相の変化よりむしろ基地組織の種類に依存しているものと考えられる。すなわち、凝固速度の違い一方向性凝固でも基地のパーライト変態が避けられ、マルテンサイト化あるいはベーナイト化することが硬さ向上の原因となる。Fe-Cr-C-B 系合金では、Cr 量が増加するほどオーステナイト中に固溶する C 濃度が減少することのほか⁽¹³⁾、(C+B)量が一定の条件ではほぼ共晶組成になるため、共晶あるいは亜共晶組成を目的とする場合は、B 量が多くなるほど C 量を減少させる必要がある。したがって、基地中の C 固溶量の減少により、結果的に M_s 点が増加することになる。さらに、B の焼入性改善の効果も相乗的に作用することによりパーライト変態が抑えられ、マルテンサイトあるいはベーナイト組織になるものと考えられる。5%Cr 系合金における Ni 併用によるマルテンサイト化も上記の理由によるものと考えられる。

ところで、Cr 量が増加するほど共晶組成となるための (C+B) 量が減少するが、25%Cr 系では (C+B) 量が約3%と少ない組成で共晶となるため、5%Cr あるいは15%Cr 系と比べた場合、少量の B 添加でも組織に与える影響が大きいと考えられる。たとえば、わずか1%B を添加した亜共晶試料 No. 21 でも硬さは HRC58.5 で、耐力は約2000 MPa に向上している。したがって25%Cr 系では B 添加量をさらに減少させた場合でもパーライト変態が避けられるものと考えられ、同時にそれに伴う材料特性の改善も期待される。

3. 組織定量化による機械的性質の評価

本研究で用いた各合金では、化合物の種類や構造とともに基地組織の種類が、機械的性質に影響を与えることすでに述べた。一般に、機械的性質と組織とは密接な関係にあるため、構成組織の定量化が機械的性質の解析に有効な手段とされ組織を特徴づける因子としては、構成相の体積率や分散形態などが挙げられるが、比較的良好に用いられるのは体積率である。実際、各構成相の体積率から複合則を用いて多相合金の機械的性質を推測することも行われている。本研究で用いた合金の中で、Fe-Cr-C 系合金は凝固組織が比較的単純でわかりやすく、組織と機械的性質の関係を解析するには好都合であると考えられる。この合金系では、凝固組織中の炭化物面積率を合金組成で表す関係式 {炭化物面積率(%) = 13.23C% + 0.383Cr% - 15.95} もすでに報告されている⁽¹⁴⁾。また、この関係式では炭化物面積率(体積率)は C 量と Cr 量のみの関数となるため、凝固

Fig. 8 Relation between relative wear and impact value of Fe-Cr-C and Fe-Cr-C-B alloys.

時の冷却速度に依存しないとされている。したがって、この式は凝固条件にかかわらず高い精度をもって本合金系の炭化物の推定に用いられている。

そこで、本実験で用いた Fe-Cr-C 系合金の中から、1 種類の炭化物を含み組織が単純で検討が容易と考えられる、5%Cr 系合金 (No. 1, 2) および 15%Cr 系合金 (No. 11, 12) を選び、複合則に基づき炭化物および基体それぞれの硬さと面積率 (体積率) から、各合金の機械的性質を求めてみた。本実験の場合は、硬さは耐力とも比較的良好な関係づけられたので、機械的性質を特徴づける因子として硬さを取りあげた。各合金の炭化物体積率は前述の式から、5%Cr 系の No. 1 が約 21%, No. 2 が約 38%, 15%Cr 系の No. 11 は約 29%, No. 12 が約 40% となった。また、炭化物と基体の硬さ (HV) は、それぞれ No. 1 では 1184 と 482, No. 2 では 1162 と 528, No. 11 では 1904 と 589, No. 12 では 1871 と 547 と測定された。次に、炭化物および基体それぞれの硬さと面積率から、複合則に基づき各合金の硬さを求めたところ、5%Cr 系合金の No. 1 は $HV \approx 622$ ($HRC \approx 56$; 実測値 48.8), No. 2 は $HV \approx 796$ ($HRC \approx 63$; 実測値 52.8) として 15%Cr 系合金の No. 11 は $HV \approx 982$ ($HRC > 68$; 実測値 49.0), No. 12 は $HV \approx 1077$ ($HRC > 68$; 実測値 51.4) となった。大体の傾向として計算値の方では、炭化物量が増加するほど硬度値は増加するのに対して、実測値は炭化物量への依存度が小さいことが知られる。また、いずれの合金も実測値に比べ比較的大きい値であることがわかる。このような違いが生ずる原因として炭化物分散形態の効果などが考えられるが、それにも増して比較できる実験データが不足であることが指摘される。したがって、本研究で用いて Fe-Cr-C 系合金あるいは Fe-Cr-C-B 系合金の機械的性質について、複合則などの定量的な組織評価によって検討を行うためには、より単純な合金系に関する基礎的なデータが、統計的処理ができるほど多数必要であると考へ、これらについては今後の検討課題とした。

V. 結 言

5%Cr/15%Cr/25%Cr 系の Fe-Cr-C-B 合金を一方向、砂型および金型凝固させ、その機械的性質と凝固組織との関係を調べた結果、以下のことが明らかとなった。

(1) 2%B を添加した共晶組成の一方向性凝固試料 (No. 5) では、凝固速度と共晶セル数との間に直線関係が成立した。これに基づいて求めた各鋳型の凝固速度は本実験の

場合、一方向性凝固鋳型が $8.3 \times 10^{-5} \sim 2.5 \times 10^{-4}$ m/s、砂型試料が $4.2 \times 10^{-4} \sim 5.8 \times 10^{-4}$ m/s として金型が約 5×10^{-3} m/s であった。組織は凝固速度が速くなるほど微細化するが、晶出する化合物相の種類は変化しなかった。

(2) 本研究で用いた各合金試料の硬さと 0.2% 耐力の関係調べた結果、いずれの合金系でも両者の間にはほぼ同じ傾きを有し、相関係数が 0.85 以上の直線関係があることがわかった。なお、この場合の応力レベルは 5%Cr 系、15%Cr 系そして 25%Cr 系の順に大となった。

(3) 15%Cr および 25%Cr 系合金に B を添加した場合は、C および B 濃度によって化合物相の種類が変化するだけでなく、基体組織もパーライトからベーナイトに変わった。これに伴って硬さが増加し、鋳放し状態でさえ高クロム白鉄実用材の熱処理状態に匹敵する HRC60 以上を示した。また、5%Cr 系合金は B のほか 2%Ni を併用添加することでマルテンサイト化し、これによる硬さや耐力の増加が顕著で、亜共晶でも硬さは HRC 約 60 で耐力は 1650 MPa を示した。

(4) 耐摩耗性 (W) は硬さ、強さとの相関性は認められなかったが、衝撃値 (E) とは $W \propto E^{-0.35}$ なる相関式により多少の関係があることが示唆された。

(5) 25%Cr 系合金は 1%B 添加によっても基体がマルテンサイト化して、硬さと耐力は著しく増加するため、高 Cr 系合金ほど少量の B 添加が効果的と考えられた。

文 献

- (1) 麻生節夫, 大城桂作: 日本金属学会誌, **55**(1991), 318.
- (2) 麻生節夫, 大城桂作: 鋳物, **63**(1991), 823.
- (3) 麻生節夫, 大城桂作: 素材物性学雑誌投稿中.
- (4) 麻生節夫, 田上道弘, 後藤正治, 大城桂作: 日本金属学会誌, **55**(1991), 1130.
- (5) 宇佐美 正, 麻生節夫: 鋳物, **61**(1989), 791.
- (6) 宇佐美 正: 鋳物, **39**(1966), 910.
- (7) 宇佐美 正, 芹田 陽: 鋳物, **43**(1971), 1021.
- (8) 総合鋳物センター ED 委員会編: 鋳物のアブレーション摩耗, (1980) 総合鋳物センター, 143.
- (9) K. H. Zum Gahr and W. G. Scholz: J. Met., **32**(1980), 38.
- (10) J. M. Bereza: British Foundryman, **74**(1981), 205.
- (11) Y. Sentarli, N. R. Comins and A. Koursaris: British Foundryman, **78**(1985), 459.
- (12) Metals Handbook: 9th Edition, **1**(1978), 597.
- (13) R. S. Jackson: J. Iron Steel Inst., **208**(1970), 163.
- (14) 修 慶平, 鈴木俊夫, 梅田高照: 鋳物, **62**(1990), 130.