

鉄鋼圧延ロール用多合金系白鑄鉄の圧縮特性
並びに熱間摩耗特性に及ぼす化学組成の影響

Effects of Chemical Composition on Compressive and Hot Wear Properties
of Multi-component White Cast Irons for Steel Rolling Mill Roll



製品事業部 専門部長
博士(工学) 橋本 光生
Mitsuo Hashimoto

要 旨

V、Cr、Mo 及び W 等を含有した多合金系白鑄鉄は耐摩耗性に優れるため、ホットストリップミル仕上げ圧延機用ワークロール材として広く普及している。この種の圧延機には多段式が適用されており、ロール間での圧延荷重により発生する接触圧力に耐えることが必要である。また、耐摩耗性は最も重要な性能として要求される。本研究は Fe-2%C-5%V-5%Cr-5%Mo-5%W-5%Co 合金を基本成分として、C と V、Cr、Mo 及び W 含有量を変化させ、圧縮特性並びに熱間摩耗特性に及ぼす影響を調査した。炭素バランス (C_{bal}) が $0\pm 1\%$ の広い範囲で、MC 及び M_2C 炭化物とマルテンサイト基地が得られ、この領域では硬さは 600HV 以上となる。圧縮耐力は高硬度材料で高く、 $\sigma_{0.2}(\text{MPa})=3.52\text{HV}_{30}-588$ の関係が得られた。Hertz の接触圧力と圧縮耐力の間には $P_{max}=1.65 \cdot \sigma_{0.2\%}$ の関係式が成立つ。最近の高負荷型圧延機での接触応力 2.6GPa に耐えるには圧縮耐力 1.6GPa、すなわち 600HV 以上の硬さが必要である。耐摩耗性も硬さが高いとよく、高硬度が得られる多合金白鑄鉄は望ましいロール材料である。

Synopsis:

Multi-component white cast irons containing V, Cr, Mo and W have been widely popularized as roll materials for hot strip finishing mills because of their excellent wear resistance. Work rolls of multiple rolling mills applied usually to hot strip finish rolling are required to endure the contact pressure occurred by rolling force between work roll and back-up roll. And the wear resistance is required as a primary performance. In this research, influence of C, Cr, Mo, V and W contents on compressive properties and hot wear properties were investigated using Fe-2%C-5%V-5%Cr-5%Mo-5%W-5%Co alloy as basic chemical composition. Martensitic matrix with MC and M_2C type carbides is obtained in a wide region with carbon-balance (C_{bal}) of $0\pm 1\%$. In that place, hardness is over 600HV. 0.2% compressive proof strength was found to increase with increasing hardness and also found that the relation is; $\sigma_{0.2}(\text{MPa}) = 3.52\text{HV}_{30} - 588$. The equation of $P_{max}=1.65 \cdot \sigma_{0.2\%}$ was obtained between Hertzian contact pressure and compressive proof strength. In order for rolls to endure the contact pressure of 2.6GPa in recent rolling mills with a heavy load, the compressive proof strength over 1.6GPa with macro-hardness over 600HV30 is necessary. And wear resistance is better with higher hardness, therefore the multi-component white cast irons with high hardness is desirable for the roll materials.

Keywords; multi-component white cast iron, rolling mill roll, alloying elements, microstructure, hardness, compressive proof strength, contact pressure, wear resistance.

1. 緒言

鉄鋼圧延用ロール材として V、Cr、Mo、W の外 Co を含有した多合金系白鑄鉄が開発され、ホットストリップミル仕上げ圧延機用ワークロールとして広く普及している。熱間仕上げ圧延には 4 重もしくは 6 重の多段式圧延機が採用されており、ワークロールには圧延荷重により補強ロール若しくは中間ロールとの間で発生する接触圧力に耐えることが必要である。また、ロールの性能は主として使用時の摩耗が少ないことで評価される。しかしながら、ロール材の適用の可否並びにその改善は実際の圧延に供した結果に基づき、特定の性質を組成の変更により改善しているのが実情である。したがって、ロールが具備すべき性質でその性能に影響を及ぼす機械的性質並びに摩耗特性に関する系統的な研究が望まれてきた。著者らは、本系合金の機械的性質および摩耗特性に及ぼす炭素 (C) とバナジウム (V)、クロム (Cr)、モリブデン (Mo) 及びタングステン (W) の影響について調査報告してきた²⁾⁶⁾。本論ではワークロールが具備すべき性質の中で最も重要なものである圧縮特性及び熱間摩耗特性に着目し、これらの改善についての材質指針を提供することを目的として Fe-V-Cr-Mo-W-Co-C 系合金中の C と V、Cr、Mo 及び W の含有量を変化させ、その影響を調査した。

2. 実験方法

実験試料としては C 含有量を 2.0mass%、V、Cr、Mo、W 及び Co をそれぞれ 5mass% (以下%と略す) 含有したものを基本成分とした。これに、C 含有量を 1.0、1.5、2.0、2.5 及び 3.0% の 5 水準、V、Cr を 0、

2.5、5、7.5 及び 10% の 5 水準、Mo、W を 0、2.5、5 及び 7.5% の 4 水準に変化させた 75 種類の白鑄鉄を用いた。中間合金、各種合金鉄及び電解鉄を用いて目標組成に配合した原材料 20kg を高周波誘導炉により 1873K に大気溶解し、473K に予熱した CO₂ 鑄型 (試料寸法 φ100×300mm) に 1843K で注湯した。各試料は焼なまし、焼入れ—焼戻し熱処理により調質した。焼入れは 1273K・1.8ks でオーステナイト化後衝風により 10K/min の平均速度にて 673K まで冷却し、引続き室温まで空冷した。焼戻しは 798K・1.8ks に加熱保持後空冷した。熱処理後の各試料を光学顕微鏡で観察し、晶出炭化物の形態と面積率について調査した。硬さはビッカース硬さ計を用い、荷重 294N でマクロ硬さ (HV30) を、3N で基地のマイクロ硬さ (HV0.3) を測定した。圧縮試験はφ10mm×30mmの試験片を用いて万能試験機で行った。摩耗試験は直径 80mm×幅 10mm の多合金系白鑄鉄試験片と直径 160mm×幅 15mm の相手材 (S45C) の試験片を用い、2 円盤の転がりすべり摩耗方式で行った。試験条件はホットストリップミルの仕上げ圧延機におけるワークロールの使用条件に準じて、試験材及び相手材温度 873K、接触荷重 686N、すべり率 11%とし、無潤滑で 10,000 回転後の摩耗減量を測定した。

3. 実験結果及び考察

3.1 ミクロ組織と硬さ

本実験で作製した試料の代表的な顕微鏡組織写真を Fig.1 に示す。基本成分とした 2%C-5%V-5%Cr-5%Mo-5%W-5%Co 調質試料のミクロ組織を Fig.1(a)

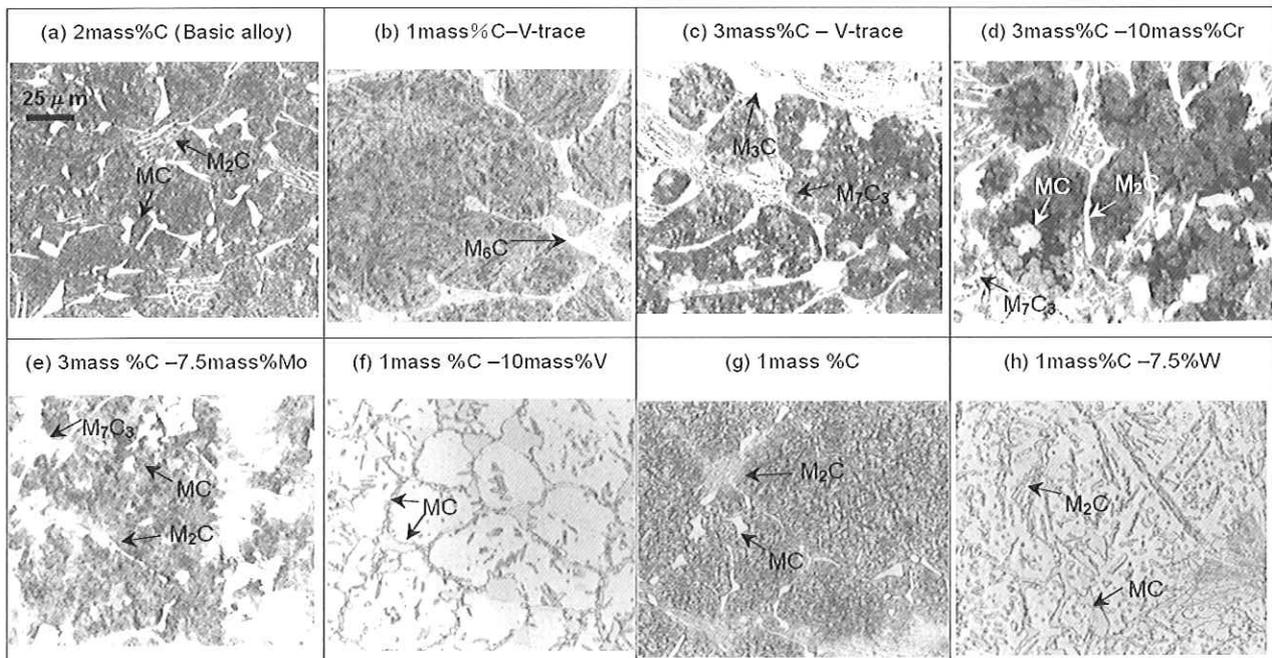


Fig.1 Microstructures of multi-component white cast irons with Fe-V-Cr-Mo-W-Co-C alloy system. Basic alloy: 2%C-5%V-5%Cr-5%Mo-5%W-5%Co(mass%). Heat-treatment: Annealed, hardened and tempered.

に示すが、V が主成分である MC 炭化物と Mo、W が主成分の M_2C 炭化物と変態基地から構成される。

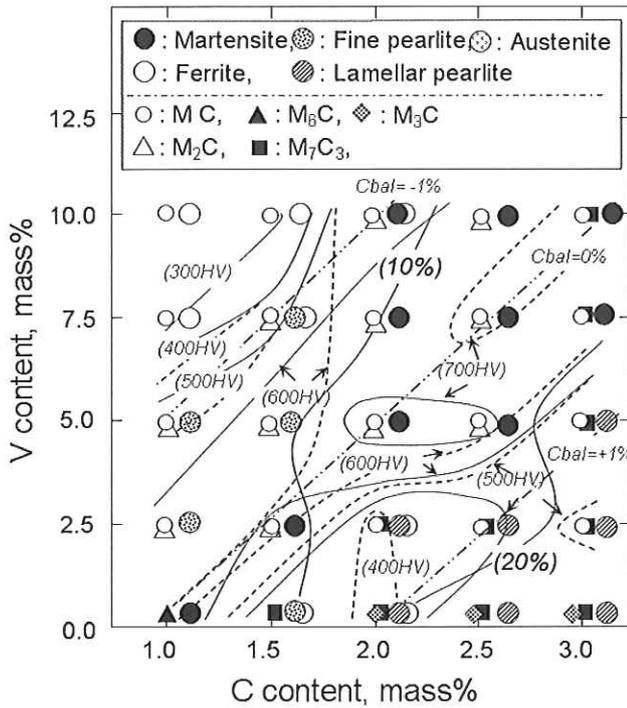


Fig.2 Effect of vanadium content on types of carbides precipitated from melt, matrix structure and hardness in Fe-M-V-C alloys. M:5%Cr-5%Mo- 5%W-5%Co (mass%). Solid line: Macro- hardness (HV30), Dashed line: Matrix hardness (HV0.3).

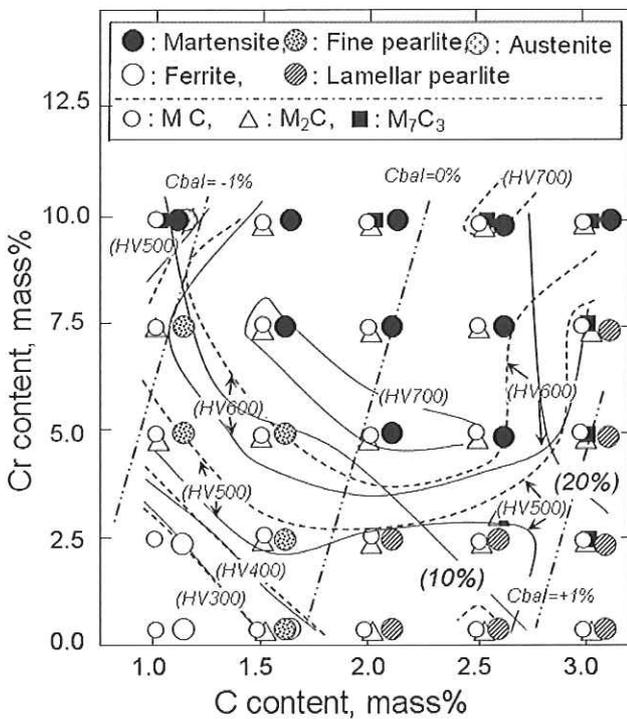


Fig.3 Effect of chromium content on types of carbides precipitated from melt, matrix structure and hardness of Fe-M-Cr-C alloys. M:5%V-5%Mo- 5%W-5%Co (mass%). Solid line: macro- hardness (HV30), Dashed line: matrix hardness (HV0.3).

本系合金試料における晶出炭化物並びに基地組織の種類をC量とV、Cr、Mo及びW量の関係で Fig.2～Fig.5 にそれぞれ示す。また、これらの図中には炭化物の総晶出量(面積率)、基地硬さ及びマクロ硬さを併示した。まず、ミクロ組織とC及び合金量との関係をこれらの図を参照しながら述べる。V量の影響についてみると、MC炭化物はFig.2中の0%V材を除いて、Vを含有するFig.2～Fig.5に示した全ての試料で晶出する。 M_2C 炭化物はFig.2中の低V-高C、高V-低C試料、Fig.3中の1%C試料及びFig.4中の高C-0%Mo試料を除いた広い範囲の試料で晶出し、MC炭化物と共存する。化学組成が基本合金より離れるとMC及び M_2C 以外の炭化物が晶出するようになる。すなわち、Fig.2におけるVを含有しない場合で、1%C試料では M_6C 炭化物のみが晶出し(Fig.1(b))、1.5%C以上の試料では M_7C_3 炭化物が晶出し、2%C以上の試料では M_3C 炭化物が加わる(Fig.1(c))。 M_7C_3 炭化物は高Cほど高Vでも晶出することも明らかである。Crが主成分である M_7C_3 炭化物の晶出をCr量及び他4合金元素量を変化させた試料系(Fig.3～Fig.5)でみると、Fig.3中の高C-高Cr(Fig.1(d))、低Mo・W域で晶出する傾向があり、Fig.4及びFig.5中の3%C試料では、0～7.5%のすべてのMo、W量で晶出する(Fig.1(e))。また、C含有量が1%と低く、Vが10%と高い場合、もしくはCrを含有しない試料ではMC炭化物のみが晶出する(Fig.1(f))。

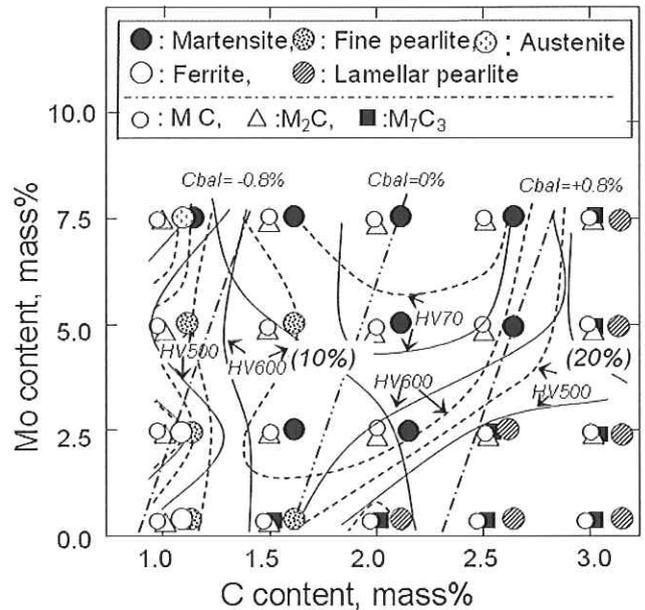


Fig.4 Effect of molybdenum content on types of carbides precipitated from melt, matrix structure and hardness of Fe-M-Mo-C alloys. M:5%V-5%Cr- 5%W-5%Co (mass%). Solid line: macro- hardness (HV30), Dashed line: matrix hardness (HV0.3).

晶出炭化物量はC量及び各炭化物形成元素の含有量が高くなるほど増加するが、M₇C₃炭化物が晶出した試料では炭化物量が相対的に多い。

次に基地組織についてC量とV、Cr、Mo及びW量の関係でFig.2～Fig.5を参考にして述べる。図中には、基地組織と関係の深いパラメータである炭素バランス(C_{bal}値)、すなわち試料中の炭化物生成元素が化学量論的にそれぞれの炭化物を形成するとして消費されるC量を補正した炭素量を併示している。この場合、各炭化物形成元素に対し、CrはCr₂₃C₆炭化物、VはVC炭化物、MoとWはそれぞれM(Mo、W)₂C炭化物を形成するとして、C_{bal}=C%-(0.060%Cr+0.063%Mo+0.033%W+0.235%V)の式を用いた⁷⁾。基地組織はC_{bal}が0%を中心にして-1%～+1%間の広い範囲で焼戻されたマルテンサイト(以下マルテンサイトと略称する)となる(Fig.1(a、b、d))。これより低C_{bal}側では微細パーライトが(Fig.1(g))、さらに低C・高Vになるとフェライトが(Fig.1(f))、高Mo及びW試料の一部でオーステナイトが残存する傾向がある(Fig.1(h))。C_{bal}が高い領域では層状パーライトを呈し、その領域はM₇C₃炭化物の晶出域とほぼ一致する。

基地硬さは組織を構成する相の種類と量により決まり、マルテンサイトを有する領域では600HV以上の高硬度を示す。パーライト領域では400～600HVであり、フェライトが生成する領域ではさらに低くなる。基本化学成分の2%C・5%V試料の硬さは680HVを示し、2%C・7.5%Mo試料が786HVで最高硬さを示す。

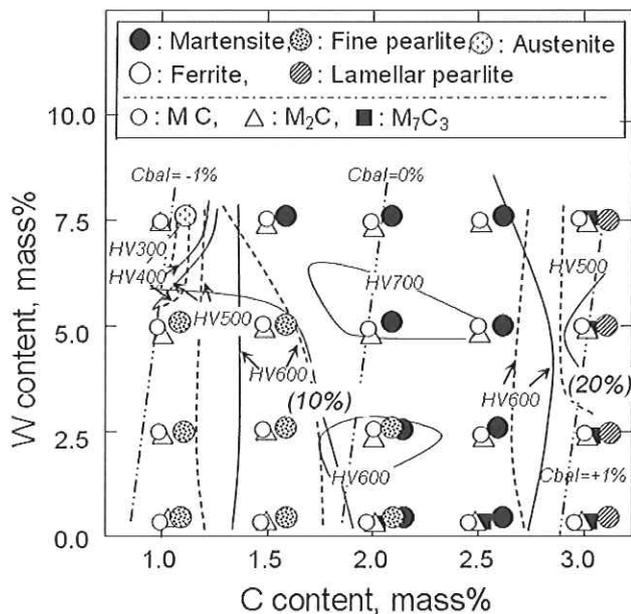


Fig.5 Effect of tungsten content on types of carbides precipitated from melt, matrix structure and hardness of Fe-M-W-C alloys. M: 5%V-5%Cr- 5%Mo-5%Co (mass%). Solid line: macro-hardness (HV30), Dashed line: matrix hardness (HV0.3).

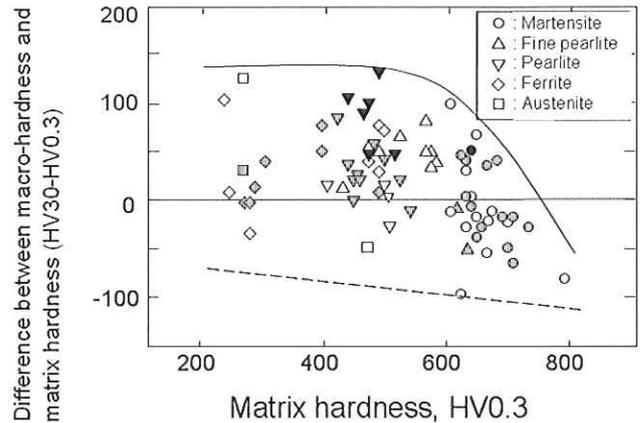


Fig.6 Difference between macro-hardness and matrix hardness in Fe-V-Cr-Mo-W-C (5mass%Co) alloys. Area fraction of carbide; Solid: over 20%, Stripe: 10 to 20%, Open: less than 10%.

試料のマクロ硬さは基地硬さに加えて晶出炭化物とも密接に関係していると考えられる。Fig.2～5の図中にマクロ硬さ区分を実線で、基地硬さ区分を破線で示した。マクロ硬さと基地硬さの領域は類似の傾向を示すが、広い範囲でマクロ硬さは基地硬さより高い値を示す。そこで、マクロ硬さと基地硬さの差を求めて基地硬さとの関係をFig.6に示した。基地硬さが600HV以下、すなわち多量の晶出炭化物と層状及び微細パーライト基地を有する試料ではマクロ硬さは基地硬さより130HV以下の範囲で高い値を示す。一方、600HV以上のマルテンサイト基地試料では一概に上昇するとは限らず、オーステナイトやパーライトが晶出炭化物の近傍に一部残存もしくは析出する場合かえって低下する。

以上のことから、基地がパーライト組織の場合、硬い晶出炭化物がマクロ硬さの上昇に寄与するが、基地そのものが十分硬いマルテンサイト組織の場合は、晶出炭化物の影響が少ないことが分かる。

3.2 圧縮特性に及ぼすC及び合金元素量の影響

多合金系白鉄を多段式圧延機においてワークロールとして用いる際には、緒言で述べたように補強ロールあるいは中間ロールとの間での圧延荷重によりロール材が降伏もしくは破壊しないことが必要である。本実験試料では圧縮試験において降伏点が現れなかったため、この種の材料で実用的な強さとして代用されている0.2%耐力を降伏強さに代って採用した。本系合金試料の圧縮耐力をC及び各種合金元素含有量との関係でFig.7～10に示す。

図中には圧縮耐力の境界を実線で、圧縮強さ(圧縮破壊強さ)の境界を破線で併示したが、絶対値は異なるものの両者は同じ傾向を示す。すなわち、圧縮耐力並びに圧縮強さは基地が硬いマルテンサイト領域が高く、パーライト領域になるにつれて低下する。

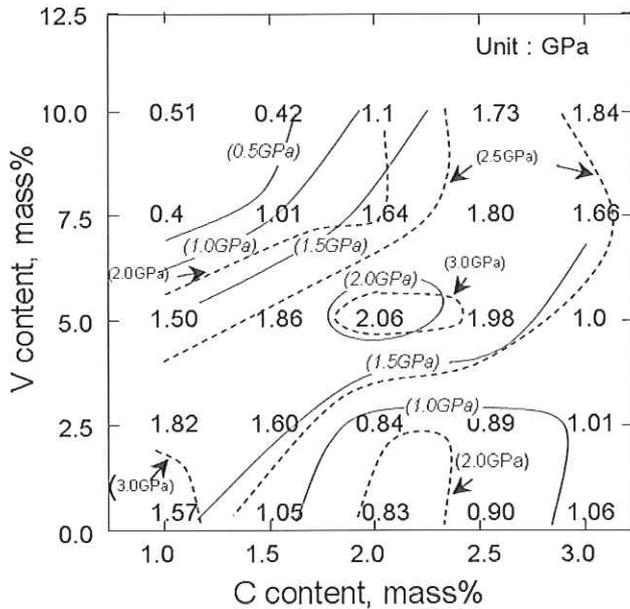


Fig.7 Effect of vanadium content on compressive 0.2% proof strength and compressive strength of Fe-M-V-C alloys. M:5%Cr-5%Mo-5%W-5%Co (mass%). Solid line: Compressive 0.2% proof strength, Dashed line: Compressive strength.

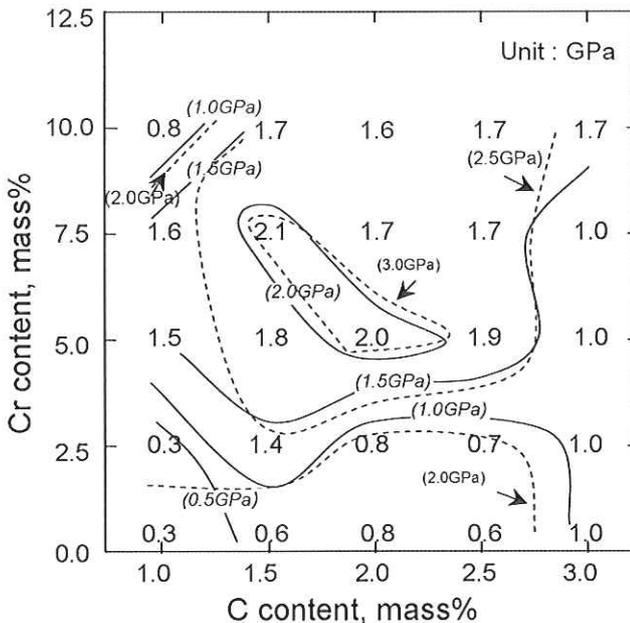


Fig.8 Effect of chromium content on compressive 0.2% proof strength and compressive strength of Fe-M-Cr-C alloys. M:5%V-5%Mo-5%W-5%Co (mass%). Solid line: Compressive 0.2% proof strength, Dashed line: Compressive strength.

フェライトの析出域 (Fig.7、8、9) 及びオーステナイトの残留域 (Fig.9、10) ではさらに低下する。したがって、圧縮特性は基地硬さの影響を強く受け、炭化物の種類及び量は本実験範囲においては基地組織に影響を及ぼす二次的な影響に留まる。基本合金成分試料の圧縮耐力は2.06GPaを示し、最高値は1.5%C-7.5%Cr試料で2.14GPaを示す (Fig.8)。一方、圧縮強さは圧縮耐力より概して1GPa程度高い値をとり、基本

合金成分試料の圧縮強さは3.11GPaで、最高値は1.0%C-0%V試料の3.31GPaであった。

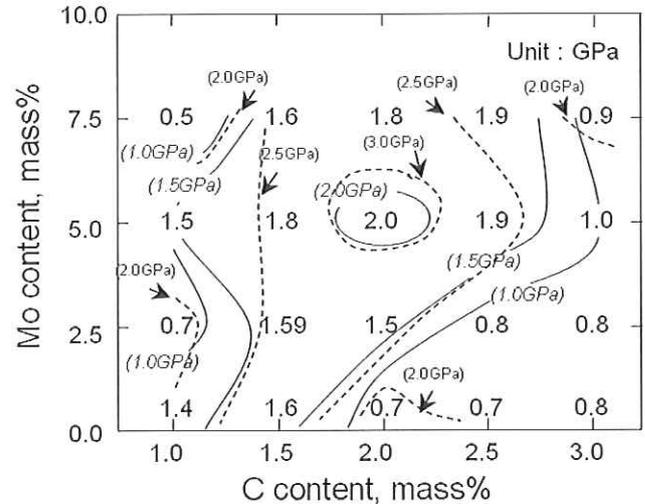


Fig.9 Effect of molybdenum content on compressive 0.2% proof strength and compressive strength of Fe-M-Mo-C alloys. M:5%V-5%Cr-5%W-5%Co (mass%). Solid line: Compressive 0.2% proof strength, Dashed line: Compressive strength.

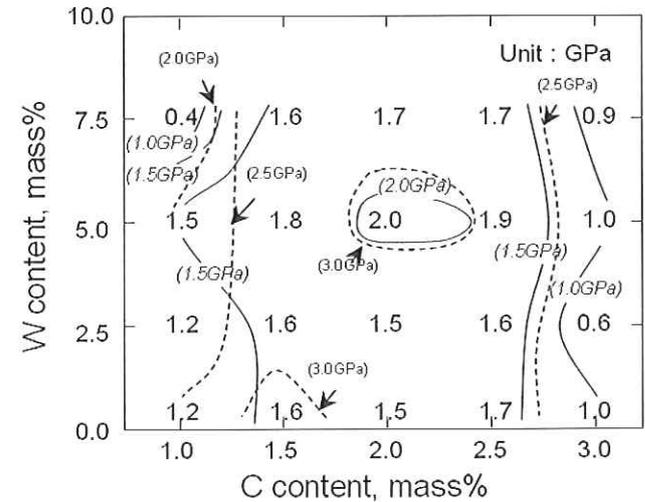


Fig.10 Effect of tungsten content on compressive 0.2% proof strength and compressive strength of Fe-M-W-C alloys. M:5%V-5%Cr-5%Mo-5%Co (mass%). Solid line: Compressive 0.2% proof strength, Dashed line: Compressive strength.

圧縮特性は硬さとの相関が強いと言われているので、圧縮耐力を基地組織で区分し、マクロ硬さとの関係で整理し、Fig.11に示す。両者の関係は、硬いマルテンサイト及び微細パーライト基地を有する合金系 (第一グループ) と軟かい層状パーライト、フェライト及びオーステナイト基地を有する合金系 (第二グループ) の二つに分かれる。前者が比較的高く、その傾きにも若干差がある。

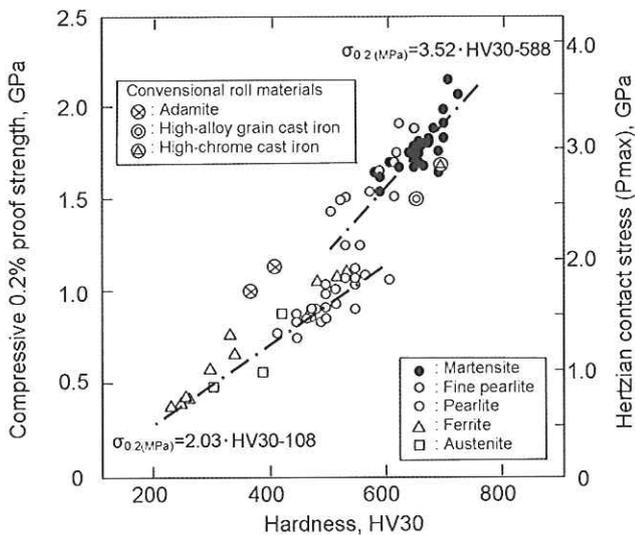


Fig.11 Relationship between macro-hardness and compressive 0.2% proof strength of Fe-V-Cr-Mo-W-C (5mass%Co) white cast irons.

ここで、両者の回帰式を求め図中に示すが、ワークロールとして有用な高硬度の第一グループについては次式が得られた。

$$\sigma_{0.2\%}(\text{MPa}) = 3.52 \cdot \text{HV30} - 588 \quad \dots(1)$$

図中には3種類の既存ワークロール材の値を併示した。微細パーライト基地を有するアダマイト材は、ほぼ第一グループの回帰式の延長線よりやや高い。一方、マルテンサイト基地の高クロム铸铁及びベイナイト基地の高合金グレン铸铁材は、多量に晶出した炭化物が影響したものと推定されて同回帰式よりやや低い。

さて、この種の圧延機における接触圧力に関しては、J.I.Greenberger⁹⁾により 300Ksi (2.07GPa) 以下で使用すると報告があるのみである。そこで、ワークロールに具備すべき特性である圧縮耐力を接触圧力との関係で、剪断(せん断)応力の観点から考えてみる。

Fig.12 に鋼板圧延に用いられる多段式圧延機の構成模式図を示す。圧延作業において、ワークロールは補強ロールもしくは中間ロールと接触し、圧延作業時には両ロール間に圧延荷重による大きな接触圧力が負荷される。この種の接触問題に関しては、Hertz(ヘルツ)により実用に供される結果が導かれている。

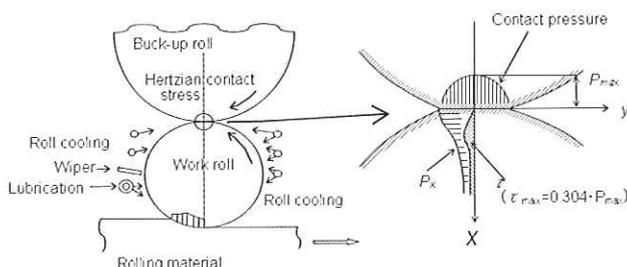


Fig.12 Typical rolling model of 4-high rolling mill.

接触する二つの円筒状ロールの半径を R_1 、 R_2 、縦弾性係数を E_1 、 E_2 、ポアソン比を ν_1 、 ν_2 、そして軸方向の単位長さ当りの圧延荷重(線荷重と呼ぶ)を q 、接触幅を $2b$ とすると、最大接触圧力 P_{\max} は次式により計算される。

$$P_{\max} = \frac{2 \cdot q}{\pi \cdot b} = \sqrt{\frac{q}{\pi} \cdot \left(\frac{1}{R_1} + \frac{1}{R_2} \right) / \left(\frac{1 - \nu_1^2}{E_1} + \frac{1 - \nu_2^2}{E_2} \right)} \quad \dots(2)$$

これより、線荷重の増大や、ロールの半径が小さくなることによる接触幅の減少により接触圧力は大きくなる事が分かる。

また、 $\nu_{1,2} = 0.3$ とすると、最大せん断応力 (τ_{\max}) は表面から $0.78 \cdot b$ の距離内部に入った位置にて生じ、その値は $\tau_{\max} = 0.304 \cdot P_{\max}$ である⁸⁾。

一方、材料試験における圧縮耐力相当時のせん断応力は圧縮耐力の $1/2$ であるから、 $\tau_{\max} = 0.5 \cdot \sigma_{0.2\%}$ となる。

したがって、ワークロールが降伏しないことを使用可能な基準とすると、前記両関係により最大接触圧力と圧縮耐力の関係は次式となる。

$$P_{\max} = 1.65 \cdot \sigma_{0.2\%} \quad \dots(3)$$

本系合金が広く用いられているホットストリップミルの仕上げ圧延における代表的な Hertz の接触圧力をみってみる。最も一般的で基本となる4重圧延機では1.5~2GPa、圧延製品の形状制御能力は高いがロールへの負荷が増大した6重圧延機では2.6GPa¹⁰⁾。CVC(Continuous variable crown) 圧延の例では2.3GPaとなる⁶⁾。ここで、Fig.11の右側座標に、左側欄の圧縮耐力に相当する Hertz の接触圧力を式(3)の関係を用いて併示した。これより、圧縮耐力は4重圧延機用では1.2GPa、6重圧延機では1.6GPa、CVC 圧延においては1.4GPa以上が必要となる。この結果、Fig.11からマクロ硬さでみると、600HV以上が望ましく、このためには基地をマルテンサイト組織とする必要がある。本合金系の組成で考えると、 C_{bal} が-1~+1%の範囲で2%程度程度の材料が望ましいと言える。

3.3 熱間摩耗特性に及ぼすC及び合金元素量の影響

各試料の熱間摩耗試験を行い、試験片の摩耗減量とCとV、Cr、Mo及びW含有量との関係をFig.13~Fig.16にそれぞれ示す。

摩耗量は1.5%~2.0%Cの C_{bal} 値が0%近傍を中心にして高硬度域で少なく、低C及び高C領域に向かって増加する。これは、低Cでは基地組織の硬さ低下と硬い炭化物の減少、そして高Cでは基地の層状パーライト化による硬さの低下と炭化物の過剰晶出による脆化が影響したものと推定される。

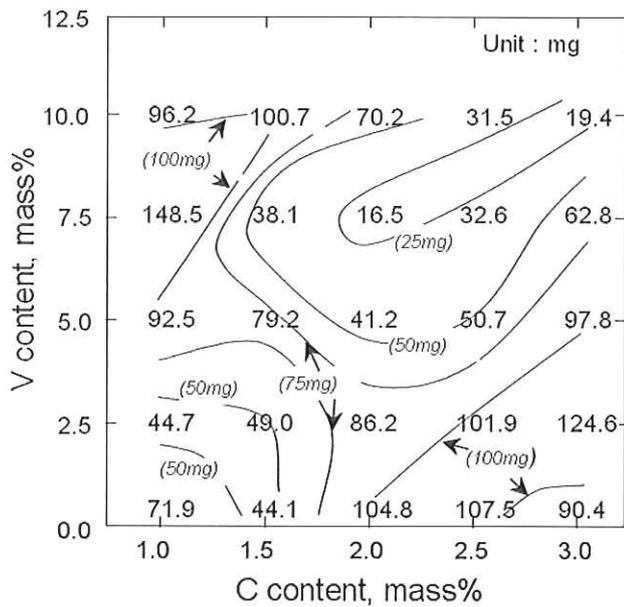


Fig. 13 Effects of carbon and vanadium content on wear loss in heat-treated Fe-M-V-C alloys by hot wear test. M:5%Cr-5%Mo-5%W-5%Co (mass%).

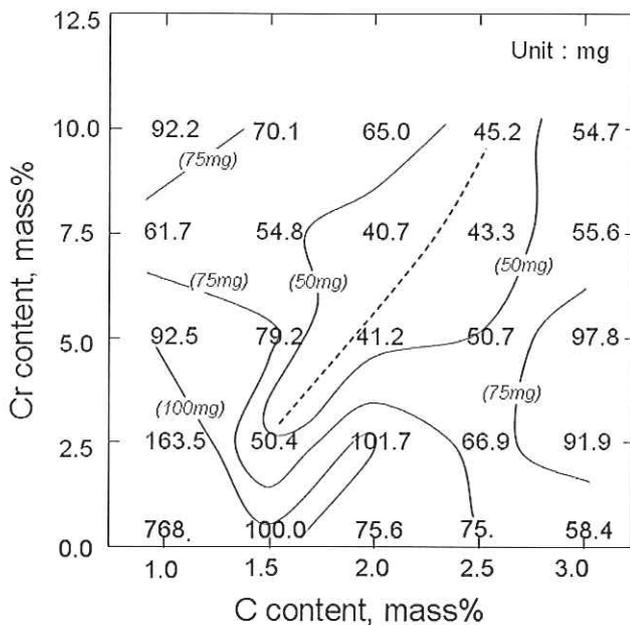


Fig. 14 Effects of carbon and vanadium content on wear loss in heat-treated Fe-M-Cr-C alloys by hot wear test. M:5%V-5%Mo-5%W-5%Co (mass%).

基地に一部が固溶し焼入性を向上させる Cr 及び Mo が低いと、焼入性の不足により基地硬さが低下し、耐摩耗性にも影響するものと考えられる。V、Cr 及び Mo 量を変えた場合は 2%C 材で各合金が 7.5%含有したものが、W 量を変えた場合は 1.5%C 材で W を 7.5%含有したものが最も少ない摩耗量を示した。

特に V 量を変化させた 2%C・7.5%V 及びこれに準ずる少ない量を示した 3%C・10%V 試料の領域は、Fig. 2 に示したとおり、MC 炭化物が初晶として晶出するた

め一般的にはロール材として用いられない過共晶域にある。しかし、粗大な初晶炭化物が偏析しない場合はロール材として期待できる。なお、オーステナイトが残存した、例えば 1%C・10%Cr 試料の摩耗量は比較的多い。

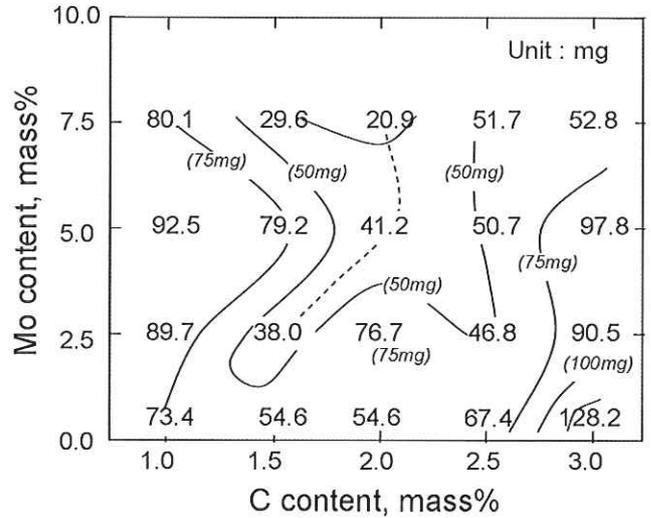


Fig. 15 Effects of carbon and molybdenum content on wear loss in heat-treated Fe-M-Mo-C alloys by hot wear test. M:5%V-5%Cr-5%W-5%Co (mass%).

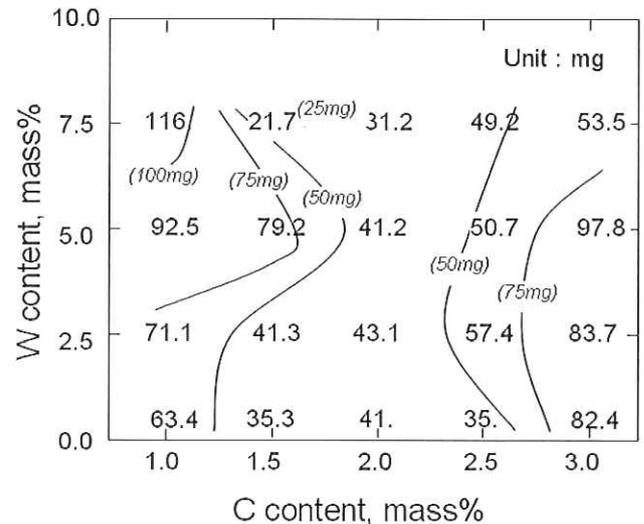


Fig. 16 Effects of carbon and tungsten content on wear loss of heat-treated Fe-M-W-C alloys by hot wear test. M: 5%V-5%Cr-5%Mo-5%Co (mass%).

Fig. 17 に試料のマクロ硬さと摩耗量の関係を示す。データのばらつきはあるが、摩耗量は硬さの上昇とともに減少する。しかし、ばらつきから判断して、耐摩耗性に及ぼす硬さ以外の要因も多いと言える。例えば、同じ硬さでも V や Mo 量の高い試料ほど摩耗量は少ない。

圧縮耐力と摩耗量の関係を見ると、圧縮耐力が高くなるほど摩耗量が減少する傾向が認められるものの、その相関関係は弱い。

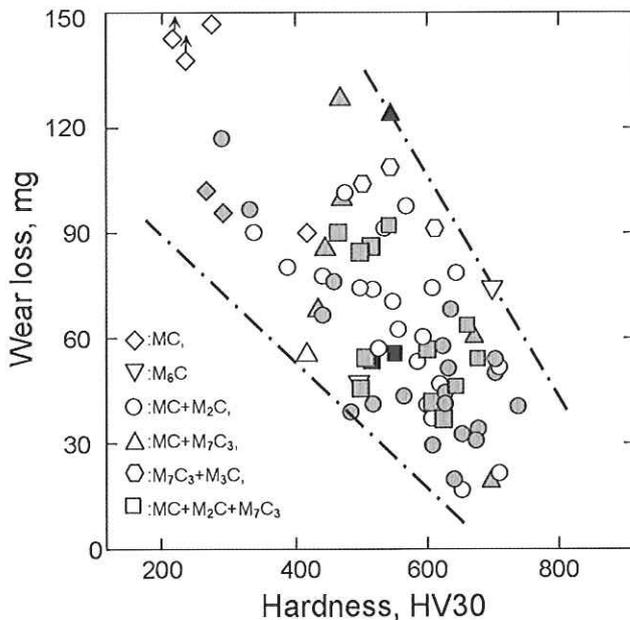


Fig.17 Relationship between wear loss and hardness of Fe-V-Cr-Mo-W-C (5mass%Co) white cast irons. Area fraction of carbide; Solid: over 20%, Stripe: 10 to 20%, Open: less than 10%.

炭化物の種類との関係でみると、本実験範囲では炭化物の種類との関係に明らかな特徴は認められなかったが、MC 及び M_2C 炭化物の晶出する試料は摩耗量が少ないことが分かる。

また、摩耗量に対する炭化物の量の影響は顕著ではない。高C材では結晶粒界に晶出する M_2C 及び M_7C_3 炭化物により炭化物の総晶出量が著しく多い場合にはかえって摩耗量が増加している。

以上のことより、MC 炭化物と M_2C 炭化物が微細かつ分散して晶出し、マルテンサイト基地となる化学組成が耐摩耗性に対しては望ましいと考えられる。

4. 結言

Fe-2%C-5%V-5%Cr-5%Mo-5%W-5%Co (各々 mass%) を基本成分とし、C を 1.0~3.0%、V、Cr を 0~10%、Mo、W を 0~7.5% の範囲で変化させた多合金系白鑄鉄について、金属組織、硬さ、圧縮特性及び熱間摩耗特性を調査し、次の結果が得られた。

- 1) 広い成分範囲で MC 炭化物及び M_2C 炭化物が晶出する。さらに C 及び合金量が高い場合は続いて M_7C_3 炭化物が晶出する。V を含有しない場合には MC 炭化物は晶出せずに M_6C 、 M_7C_3 もしくは M_3C 炭化物が晶出する。
- 2) 基地組織は、 C_{bal} が 0% を中心にして -1% ~ +1% 間の広い範囲でマルテンサイトとなり、 C_{bal} が低い領域では微細パーライト及びフェライトが生成され、高い領域では層状パーライトを生成する。
- 3) 基地硬さはマルテンサイトを有する領域では 600 HV 以上、パーライト領域では 400~600HV、フ

ェライト領域では 400HV 未満となる。マクロ硬さと基地硬さはほぼ同じ傾向を示す。ただし、パーライト領域ではマクロ硬さは炭化物の影響で基地硬さより 130HV 以内の範囲で高くなる。

- 4) 圧縮耐力は硬さとの相関が強く、高硬度ほど高い。マルテンサイト若しくは微細パーライト領域では $\sigma_{0.2}(\text{MPa}) = 3.52\text{HV}_{30} - 588$ の関係が得られた。
- 5) Hertz の接触圧力とこれに耐える圧縮耐力の間には $P_{\max} = 1.65 \cdot \sigma_{0.2\%}$ の関係式が成立つ。
- 6) ホットストリップミルの仕上げ圧延機での Hertz の接触圧力 2.6GPa に耐えるには、圧縮耐力 1.6GPa が必要であり、600HV 以上の硬さが望ましい。
- 7) 摩耗は高硬度ほど少なく、基本成分の近傍で V、Cr、Mo 及び W のいずれか 1 成分を基本成分の 5% より多い 7.5% を含有した試料で摩耗が少ない。

本論は、「鑄造工学」誌に掲載された内容について整理し、加筆したものである。

参考文献

- 1) H. Takigawa, T. Tanaka, S. Otomo and M. Hashimoto: Sinnittetsu-giho 364(1997) 60.
- 2) M. Hashimoto, Y. Nishiyama, N. Sasaguri and Y. Matsubara: J.JFS 78(2006) 238.
- 3) M. Hashimoto, Y. Nishiyama, N. Sasaguri and Y. Matsubara: J.JFS 79(2007) 23.
- 4) M. Hashimoto, Y. Nishiyama, K. Yamamoto, N. Sasaguri and Y. Matsubara: J.JFS 79 (2007) 650.
- 5) M. Hashimoto, Y. Nishiyama, K. Yamamoto, N. Sasaguri and Y. Matsubara: J.JFS 79 (2007) 732.
- 6) K. Hakomori, Y. Kusumoto, Y. Nishiyama, M. Hashimoto, M. Usuda and Y. Matsubara: J.JFS 80 (2008) 272.
- 7) Y. Matsubara, N. Sasaguri, and M. Hashimoto: Proc. of Asian foundry congress (AFC-4), Australia, (1996) 251.
- 8) J. I. Greenberger: Iron and Steel Engineer (1959) 99.
- 9) S. P. Timoshenko and J. N. Goodier: Theory of Elasticity, 3rd Ed., McGraw-Hill, (1970) 420.
- 10) T. Yanaka, T. Matsuda, M. Ayagaki, K. Kimura, H. Toyama and I. Okano: Seitetsu-Kenkyu 308 (1982) 104.