精密鑄造ハイスの組織，抗折力におよぼすW当量，Mo比率の影響

藤井利光*，小山治雄*，松田幸紀*

The Effects of W-equivalent and Mo-ratio on the Microstructure and Bending Strength of High-Speed Tool Steel Precision Cast

Toshimitsu Fujii, Haruo Koyama and Yukinori Matsuda

Synopsis

The effects of W-equivalent ($W_{eq}=W+2Mo$) and Mo-ratio ($2Mo/W_{eq}$) on the microstructure and bending strength of high-speed tool steel precision cast have been investigated.

The CNS, carbide net spacing, of primary carbides became smaller with increase in W_{eq} and $2Mo/W_{eq}$, which resulted in higher bending strength, and W_{eq} was more effective to this. It is considered that CNS strongly affected the bending strength and the decrease in CNS was effective to improve the bending strength by constraining the plastic deformation of

1. 緒 言

精密鑄造法には，複雑形状品や薄肉品の製造が可能，したがって，切削加工などが省略でき，材料費や機械加工費の低減が可能，後工程に熱間加工が無いことより材質の選定が自由，といった特徴がある．また，ホブやスパイラルカッターなどの切削工具は，難加工材である高速度工具鋼（以下，ハイスと記す）を用いていることや，比較的複雑形状であることから，上記のメリットを生かせるアイテムである．そのため，切削工具のコスト低減のニーズとあいまって，切削工具への精密鑄造法の適用が検討され，一部の切削工具では実用化にまで至っている．

切削工具に精密鑄造法により製造したハイス（以下，精鑄ハイスと記す）を適用するにあたり，筆者らは，精

鑄ハイスとハイス鋼材の特性の差異を明確にしておくことが必要と考え，JIS鋼を中心とする既存鋼種について，抗折力におよぼす鑄造温度の影響，および，精鑄ハイスとハイス鋼材の特性の差異について調査した．その結果，精鑄ハイスの抗折力はスーパーヒート（鑄込み直前の溶湯温度と液相線温度の差；以下，SHと記す）の低減にともない向上すること，SH = 30Kでは，精鑄ハイスの抗折力は鋼材T方向の80%程度であること，精鑄ハイスの耐摩耗性は，同一成分の鋼材よりも若干良好であることなどが判明し，実用化例とともに，前報にて報告した¹⁾．しかし，精鑄ハイスの適用範囲をさらに拡大するために，鋼材対比，若干低いレベルにある抗折力を高めることが課題となっていた．

また，鑄造組織を呈するハイスについては，成分と1次炭化物形態との関係を中心に盛んに研究が行われている^{2)～6)}．そして，ハイスには M_2C ， M_6C ，MCの3種類

1997年3月5日受付

* 大同特殊鋼(株)技術開発研究所(Research & Development Lab., Daido Steel Co., Ltd.)

の1次炭化物が晶出すること^{2)~4)}、W当量 (Weq=W+2Mo)の増加により1次炭化物量が増加すること⁵⁾、W当量とMo量の比 (=2Mo/Weq; 以下、Mo比率と記す)が増加することにより板状のM₂Cが晶出し易くなること^{2),3)}、Si量の増加により骨状のM₆Cが晶出し易くなること⁴⁾などが報告されている。しかし、鑄造状態を呈するハイスの抗折力に関する研究はほとんど認められず⁷⁾、そのため、抗折力向上に関する知見は無く、鑄造ハイスの抗折力におよぼす組織因子の影響についても明確にすることが望まれていた。

そこで、本研究には、精鑄ハイスの抗折力向上を目標に、精鑄ハイスの抗折力におよぼすW当量およびMo比率の影響を調査した。先に述べたように、W当量は主に1次炭化物量を、Mo比率は主に1次炭化物の形状(板状、骨状)、種類(M₂C、M₆C)を変化させることを目的に選定したものである。そして、1次炭化物の量、形態、マトリックスの結晶粒径等の組織因子と抗折力の関係についても検討を行った。

2. 供試材および実験方法

2.1 供試材

供試材の化学成分をTable 1に示す。ベース鋼は、69HRCの高硬度が得られ、切削工具に適用した精鑄ハイスの中で最も工具寿命に優れていたB鋼とし、Mo比率を一定とし、W当量を低減させたLW鋼、W当量を増加させたHW鋼、W当量を一定とし、Mo比率を低減させたLR鋼、Mo比率を増加させたHR鋼の5鋼種を用いた。なお、C量は次式で表されるC量を計算し、C=0となるように調整した。右辺第2項は各元素が一定の炭化物を形成するのに必要なC量であり⁸⁾、計算上のマトリックス組成を一定とした。

$$C=C-(0.06Cr+0.063Mo+0.033W+0.2V)$$

供試材の形状は、Fig.1に示す15mm×60mm×100mmの板材であり、真空高周波加熱誘導炉で溶解後、ロストワックス法で作製した鑄型を用い、SH=30の減圧吸

引鑄造法¹⁾により製造した。この板材を、1143Kで焼なまし後、Fig.1に示す位置より抗折試験片を採取した。そ

Fig. 1. Sampling method of test specimens.

の後、X線写真により試験片に鑄造欠陥が無いことを確認した。

2.2 実験方法

(1) 焼入れ焼もどしおよび焼入れ焼もどし硬さ

試験片は粗加工後、ソルトバスにて、1123K×300Sの予熱の後、1433、1453K×180s 油冷の焼入れ、813、833、853K×3.6ks 空冷の焼もどしを3回繰り返した後、3mm×5mm×35mmの抗折試験片に精加工を実施し、組織観察および抗折試験に供した。また、ロックウェルCスケールにて、焼入れ焼もどし後の硬さを測定した。熱処理パターンをFig.2に、抗折試験片の形状をFig.3に示す。

(2) 1次炭化物の量および形態

1次炭化物の形状および種類の評価には焼入れ焼もどし材を用いた。形状については、4%NaOH飽和KMnO₄

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	W	V	Co	Weq	2Mo/Weq
LW	1.06	0.25	0.31	0.015	0.006	0.07	0.14	4.19	5.21	5.75	1.62	7.8	16.2	0.64
B	1.17	0.24	0.28	0.012	0.001	0.09	0.17	4.21	6.41	6.74	1.69	7.9	19.6	0.65
HW	1.37	0.25	0.32	0.017	0.005	0.06	0.12	4.41	8.23	9.08	1.87	7.9	25.5	0.71
LR	1.17	0.30	0.25	0.013	0.004	0.06	0.12	4.21	3.02	13.30	1.73	8.1	19.3	0.31
HR	1.07	0.24	0.31	0.012	0.004	0.06	0.16	4.31	9.77	0.01	1.71	8.1	19.5	1.0

Fig. 3. Shape and dimensions of bending test specimen.

水溶液で腐食後，1%CrO₃で電解腐食を行い，光学顕微鏡観察により板状か骨状かを判断した．また，種類については，焼入れ焼もどし材を用い，電解抽出後の残査をX線回折し，M₂C，M₆C，MCのいずれかを決定した．なお，電解抽出は，0.5N-HCl水溶液中で電流密度30mA/cm²の条件で実施した．

1次炭化物の量および晶出間隔の評価は焼入れ材を用いた．4%NaOH飽和KMnO₄水溶液腐食+1%CrO₃電解腐食の後，量については，画像解析装置で面積率を測定して評価した．測定倍率は200倍，測定面積は2.1mm²とした．また，晶出間隔（以下，1次炭化物ネット間隔およびCNS（=Carbide net spacing）と記す）を切断法により定量化した．測定倍率は200倍，測定長は8mmとした．1次炭化物ネット間隔については，前報にて1次炭化物ネット間隔が小さい材料で抗折力が向上する傾向が認められたため¹⁾，今回も測定項目に加えた．

(3) マトリックスの結晶粒径

ハイス鋼材にて，抗折力は結晶粒径の平方根の逆数に比例するとの報告⁹⁾があるため測定した．焼入れまま材について，界面活性剤入り飽和ピクリン酸水溶液腐食により結晶粒界を腐食し，切断法により旧オーステナイト結晶粒径を測定した．

(4) 抗折試験

試験片の面取り側を下面とし，支点間距離20mm，中央部1点負荷の3点曲げ試験を実施した．評価は抗折力で行い，試験片本数3本の平均値として求めた．ばらつきを含む材料強度を評価する場合，試験片本数を増加し統計的に処理するべきではあるが，熱処理条件を6水準にとっており成分の影響の把握は可能であると考え，試験片本数は1条件3本とした．また，試験終了材について，走査型電子顕微鏡による破面観察も実施した．

3．実験結果および考察

3．1 焼入れ焼もどし硬さ

焼入れ焼もどし硬さ曲線をW当量変化材とMo比率変化材に分けて，Fig.4に示す．W当量が大きいほど，ま

Fig. 4. Tempered hardness of steels.

た，Moの比率が低いほど焼入れ焼もどし硬さは上昇する．また，図中の矢印は，69±1HRCの硬さ範囲で最高の抗折力が得られた焼入れ焼もどし条件を示している．

3．2 1次炭化物の量および形態

1453K焼入れ，833K焼もどし材の光学顕微鏡組織をFig.5に示す．また，1次炭化物の形状，X線回折により求めた1次炭化物の種類および各炭化物の相対強度比も図中に合わせて示す．なお，相対強度比の計算に用いた回折線の指数はM₂Cが121，M₆Cが333，511，MCが400である．W当量の増加およびMo比率の低下により1次炭化物の形状が板状から骨状に変化する．また，炭化物の種類

Fig. 5. Microstructures of test specimens

は、1次炭化物が骨状の場合は主に M_6C であり、1次炭化物が板状の場合は主に M_2C であった。また、LW鋼およびB鋼で M_6C+MC が認められるのは、焼入れ時に M_2C が分解したためと考えられる。以上の形態の変化は、従来の報告と一致するものである^{2)~4)}。なお、1433K焼入れの場合も、1次炭化物の形態に大きな違いは認められなかった。

W当量と1次炭化物面積率および1次炭化物ネット間隔との関係をFig.6に、Mo比率と1次炭化物面積率および1次炭化物ネット間隔との関係をFig.7に示す。1次炭化物面積率はW当量の増加およびMo比率の低下により増加する。また、1次炭化物ネット間隔はW当量の増加およびMo比率の増加により減少する。W当量の増加による1次炭化物面積率の増加は容易に理解できるが、その他の変化については機構が明確ではないため、DTAによる熱分析により検討を行った。なお、冷却速度は0.33K/sとした。

W当量変化材とMo比率変化材の熱分析結果をFig.8, 9に示す。ハイスの代表鋼種であるSKH51の凝固は、下記

Fig. 6. Influence of W-equivalent on area fraction of primary carbides and carbide net spacing of primary

Fig. 7. Influence of Mo-ratio on area fraction of primary carbides and carbide net spacing of primary

の4段階の凝固過程をたどることが知られている¹⁰⁾。本供試材も同様の凝固過程を経ているものと考えられるが、今回、L MCの反応のピークは認められなかったため、図中にはMCの晶出反応温度は示していない。MCの晶出温度が共晶温度に近いことが原因と考えられる。

ここで、L：液相， α ：フェライト， γ ：オーステナイト

W当量の増加により γ 相の晶出温度は低下する。拡散が起こりにくい低温で γ 相が晶出する場合、その生成サ

Fig. 8. Influence of W-equivalent on reaction temperature during solidification by DTA.

Fig. 9. Influence of Mo-ratio on reaction temperature

イトは増加するものと考えられる．W当量の増加による1次炭化物ネット間隔の減少については，1次炭化物量の増加に加え，相の晶出数が増加することも原因の1つであると推定される．また，Mo比率の低下により包晶反応と共晶反応の温度幅が減少しており，共晶反応前の液相残存量は増加するものと考えられる³⁾．そのため，Mo比率の低下により1次炭化物面積率は増加するものと推定される．Mo比率の低下による1次炭化物ネット間隔の増加については，その機構は明らかではない．

3.3 マトリックスの結晶粒径

1453K焼入れ材のマトリックスの旧オーステナイト粒径測定結果を，W当量変化材とMo比率変化材に分けて

Fig.10に示す．また，結晶粒径を測定した際の組織の代表例をFig.11に示す．W当量の増加，Mo比率の低下に

Fig. 10. Influence of W-equivalent and Mo-ratio on prior austenite grain size.

より，結晶粒径は減少する傾向が認められる．なお，1433K焼入れ材の結晶粒径も測定したが，1453K焼入れ材の結晶粒径と差異はなく，結晶粒径の粗大化は認められなかった．

3.4 抗折力

各供試材の抗折力の測定値とその平均値をFig.12に示す．当然ながら各供試材の硬さレベルは異なっている．また，硬さと各熱処理条件における抗折力の平均値との関係を，W当量変化材とMo比率変化材に分けてFig.13に示す．全体としては，硬さの上昇にともない抗折力は低下する傾向が認められるが，同一硬さでは，W当量を

Fig. 11. Prior austenite grain of test specimens

増加させたHW鋼の抗折力は他鋼種よりも高いことが特徴である。また、吸収エネルギー、破断歪みについても同様の傾向が認められ、抗折力の向上にともない吸収エネルギー、破断歪みも増加した。なお、吸収エネルギーは0.12～0.23J、破断歪み量は0.14～0.18mmの値を示した。抗折力のばらつきについては、Fig.12中に抗折力の最大値と最小値の差も示したが、LW鋼とLR鋼でばらつきが小さく、HW鋼でばらつきが大きい傾向が認められる。高抗折力材の方が微小欠陥等が存在した場合に、抗折力

Fig. 12. Result of bending test (Number: difference between maximum and minimum bending strength)

Fig. 14. Influence of W-equivalent on bending strength.

の低下量が大きくなることが原因であると考えられる。また、焼入れ温度によってもばらつきの程度が異なり、LW鋼、B鋼、HR鋼では1453K焼入れ材でばらつきが小さく、HW鋼、LR鋼では1433K焼入れ材でばらつきが小さい。両者の違いは1次炭化物の形態とも対応しており (Fig.5)，1次炭化物の種類の違いがマトリックス中の2次炭化物の析出状態に影響を与えることが原因と考えられるが、詳細については不明である。

精鑄ハイスの特徴として、後行程に熱間加工が無く、C、W、Mo等の炭化物形成元素の多量添加が可能であり、高硬度が容易に得られることが挙げられる。この特徴を生かすため、精鑄ハイスは69HRCレベルの高硬度域で使用されることが多い。そこで、 69 ± 1 HRCの硬さ範囲での各供試材の抗折力を比較した。Fig.14、15にW当量お

よびMo比率と抗折力の関係を示す。ここで、今回の試験結果はほぼ各供試材の抗折力を捉えているとの前提のもとに、最適条件で熱処理を実施することを想定し、各鋼種の抗折力には 69 ± 1 HRCの硬さ範囲で最も高い抗折力（平均値）を採用した。そして、以降、この値を各鋼種の代表値とした。W当量が多いほど、また、Mo比率が高いほど、同一硬さにおける抗折力は向上する。特に、W当量の影響が大きく、精鑄ハイスの抗折力を向上させるためには、W当量の増加が有効であることが判明した。今回の成分系においては、W当量を20%から26%に増加することにより、約10%の抗折力向上が認められた。

代表的な破面の起点近傍の走査型顕微鏡写真をFig.16に示す(LW鋼, HW鋼). 右端の写真は反射電子像であ

1次炭化物が認められ, レデブライト状の1次炭化物の割れが破壊の起点となっていることがわかる. ハイス鋼材

Fig. 16. SEM images of fractured surface after bending test.

り, 白色部が炭化物である. いずれの破面においても, 起点部にはレデブライト状の1次炭化物が認められた. また, Fig.17に同一試験片より得られた2つの破面の反射電子像を示す(HR鋼). 両方の破面にほぼ同一形状の

Fig. 17. Back scattering electron images of both fractured surfaces of the same specimen (HR).

においても, 清永が, 破壊の起点の多くは炭化物偏析部を中心とする1次炭化物の割れや剥離であることや, 粗大な1次炭化物の方が割れが生じ易いことを報告している¹¹⁾. そして, 塑性変形中に1次炭化物とマトリックスの界面に転位が集積することによる応力集中が, 1次炭化物の割れの原因であると推定している¹¹⁾. 精鑄ハイスにおいても同様の機構により, レデブライト状の1次炭化物に割れが発生し, 破壊に至ったものと考えられる. このことについては後からも言及する.

3.5 抗折力におよぼす組織因子の影響

抗折力ならびに各組織因子におよぼすW当量, Mo比率の影響をTable 2にまとめて示す. W当量, Mo比率の増加により抗折力は向上する. しかし, W当量, Mo比率の増加に対し, 同一方向に変化する組織因子は1次炭化物ネット間隔のみである. そこで, 精鑄ハイスの抗折力におよぼす組織因子の影響を明確にするため, 抗折力と各組織因子の関係について重回帰分析を行った. なお,

Table 2. Summary of influence of W-equivalent and Mo-ratio on bending strength and microstructures of high-speed tool steel

	Bending strength	Area fraction of primary carbides	Carbide net spacing (CNS)	Morphology of primary carbides	Grain size of matrix
Increase in Weq	+	+	-	skeletal	-
Increase in 2Mo/Weq	+	-	-	platelike	+

+ :increase, - :decrease

1次炭化物の形状については，骨状炭化物の比率という意味で，HW鋼，LR鋼には1を，それ以外の鋼種には0を用いて分析を実施した．また，マトリックスの結晶粒径については，結晶粒径の平方根の逆数について分析を実施した．その結果，次の関係式が得られた．ここで，BSは抗折力（MPa），CNSは1次炭化物ネット間隔（ μm ）であり，危険率が5%を越える因子は回帰から除外している．

$$BS=2257-13.5 \times \text{CNS} \quad (1)$$

以上の結果から，精鑄ハイスの抗折力は1次炭化物ネット間隔と関係が大きく，1次炭化物ネット間隔の減少に伴い向上することがわかる．ただし，今回の分析において1次炭化物面積率の重相関係数が比較的大きいことや，使用したデータ数が少ないことから，抗折力に対し1次

Fig. 18. Relationship between carbide net spacing of primary carbides and bending strength.

炭化物面積率が影響している可能性はある．Fig.18に1次炭化物ネット間隔と抗折力の関係を示すが，良い直線

関係が得られている．

しかし，ハイス鋼材においては，1次炭化物量の増加により抗折力は低下するというのが一般的であり¹²⁾，1次炭化物量が増加してもCNSが減少すれば抗折力が向上するという今回の結果は，ネット状組織を有する精鑄ハイス特有の結果である．そこで，精鑄ハイスのCNS減少による抗折力向上の機構について考察を行った．

高硬度混合組織合金における炭化物分布状態と抗折力の関係については，超硬合金においてよく研究されている．比較的Co量の多いWC-Co系合金では(Co量 15～25%)，WCの平均自由距離が一定の場合，Co量が少ない(WC量が多い)ほど抗折力は向上すること，またCo量が一定の場合，WCの平均自由距離が小さいほど抗折力は向上することなどが知られている¹³⁾．このような結果に対しGurlandらは，定性的にはWC量の増加やWCの平均自由距離の減少により 相(Co)の塑性拘束が大きくなり，強度が上昇するためと説明している¹⁴⁾．なお，塑性拘束とは，マトリックスの塑性変形が弾性変形のみ第二相により拘束を受けることであり，第二相の周囲のマトリックスに転位が集積し加工硬化することにより，変形応力が増加するとされている¹⁵⁾．Co量の多い超硬合金の場合，全体的なWCの分布はネット状に近いものである．したがって，精鑄ハイスにおいても同様の機構が成り立つものと考えられ，1次炭化物ネット間隔の減少はマトリックスの塑性拘束力を増加させ，抗折力が向上するものと推定される．また，塑性拘束が強化に寄与しているのであれば，精鑄ハイスにおいても1次炭化物量の増加は抗折力の向上に有効であるものと推定される．一方，ハイス鋼材では1次炭化物が微細に分散しているため，1次炭化物によるマトリックス拘束の程度が少なく，1次炭化物量が増加しても抗折力にあまり影響せず，逆に，1次炭化物の偏析部が増加したり，偏析部中の1次炭化物が粗大化することなどにより抗折力が低下するものと考えられる．

4 . 結 言

精密鑄造ハイスの組織，抗折力におよぼすW当量およびMo比率の影響について，下記のような結論を得た．

- (1) W当量が高い場合，1次炭化物の形状は骨状となる傾向がある．また，W当量の増加により，1次炭化物の量は増加，1次炭化物晶出間隔は減少し，マトリックスの

結晶粒径は減少する。

(2) Mo比率が高い場合，1次炭化物の形状は板状となる傾向がある。また，Mo比率の増加により，1次炭化物量，1次炭化物晶出間隔はともに減少し，マトリックスの結晶粒径は増大する。

(3) 精密鑄造ハイスの抗折力はW当量およびMo比率の増加により向上する。これは主に1次炭化物の晶出間隔の減少に起因するものと考えられ，1次炭化物によるマトリックスの塑性拘束力が大きくなり，強度が上昇したことによるものと考えられる。

5 . 謝 辞

本研究の遂行に際し，ご助言，ご協力いただいた，対馬謙一氏（現大同特殊鋼㈱精鑄品事業部），杉谷勝幸氏はじめ㈱ダイドープレシジョンパーツの皆様，池田雅宣氏（現㈱ダイドープレシジョンパーツ）はじめ大同特殊鋼㈱技術開発研究所 精密鑄造研究チームの皆様に感謝の意を表します。

（文 献）

- 1) 藤井利光，一柳信吾，池田雅宣：電気製鋼，**66**(1995)，67
- 2) 石川英次郎，須藤興一，松田幸紀：電気製鋼，**50**(1979)，

159

- 3) P. Ding, G. Shi, S. Zhou: Met. Trans., **24A**(1993)，1265
- 4) H. Brandis, E. Haberling, H. H. Weigand: Thyssen Edelst. Techn. Ber. Special issue(1983)，5
- 5) E. J. Galda, R. W. Kraft: Met. Trans., **5**(1974)，1727
- 6) 水野博司，須藤興一，柳沢民樹：電気製鋼，**55**(1984)，225
- 7) 土倉 知：特殊鋼，**10**(1961)，No.8，37
- 8) G. Stevev, A. E. Nehrenberg: Trans. ASM., **57**(1964)，925
- 9) O. Mulders, H. H. Weigand: Schweizer Archiv., **32**(1966)，No.3，68
- 10) R. H. Barkalow, R. W. Kraft, J. I. Goldstein: Met. Trans., **3**(1972)，919
- 11) 清永欣吾：鋼の強靱性，(1971)，209, [Climax Molybdenum Development Co. Ltd.]
- 12) 内田憲正，中村秀樹，清永欣吾：鉄と鋼，**64**(1978)，S925
- 13) 例えば，鈴木 壽：超硬合金と焼結硬質材料，(1986)，117, [丸善]
- 14) J. Gurland, P. Bardzil: AIME Trans., **203**(1955)，311
- 15) 例えば，材料強度の原子論，(1985)，132, [日本金属学会]