

© 1986 ISIJ

W系高V焼結高速度鋼の材料特性に及ぼす 窒素および炭素当量の影響

論 文

河合伸泰*・平野 稔*・本間克彦*・立野常男*

Effect of Nitrogen and Carbon Equivalent on Properties of Powder Metallurgical W Series High V High-speed Steel

Nobuyasu KAWAI, Minoru HIRANO, Katsuhiko HONMA and Tsuneo TATSUNO

Synopsis:

The effect of systematic variation in nitrogen and/or carbon content upon the properties of cutting tool materials were investigated for JIS SKH10 series high-speed steels (0.6 to 1.5%C, 0 to 1.0%N, 4%Cr, 12%W, 5%V and 5%Co). These steels were produced by using gas atomized powders and HIP processing.

The following results were obtained in this study.

- 1) Effect of nitrogen on incipient melting temperature is greater than that of carbon. Compared with JIS SKH51 series, effect of nitrogen is larger and incipient melting temperature decreases about 4°C with increasing 0.1%N.
- 2) Bend strength increases with replacement of carbon by nitrogen.
- 3) From the result of Ohgoshi's wear test, improvement of adhesive wear resistance was found on the steel with more than 0.4%N.

1. 結 言

前報¹⁾で、高速度工具鋼(以下高速度鋼と略す)の代表的鋼種であるSKH 51(W-Mo系)について実験を行った。本報告では難切削加工用に用いられている高VのW系SKH 10をとりあげ、SKH 10にNを0~0.8%添加し熱処理および材料特性におよぼすNの影響を調査した。さらにCの一部をNに置換した炭素当量1.5~1.8%の鋼種についても熱処理および材料特性を調査したので報告する。

2. 実験方法

2.1 供試材

15kg/チャージの大気誘導炉により、C量を0.6~1.5%に変化させたSKH 10系高速度鋼を溶製し、N₂ガスアトマイズ法により粉末を製造した。この粉末を-80メッシュ(-177μm)に分級後、軟鋼製カプセルに充填し、1150°C、6h真空脱気した。次に高純度N₂ガス(分圧:0.2~1kg/cm²)中で、1150°C、3h窒化処理を施して密封した。なおN無添加材の場合は上記1150°C、6hの真空脱気処理後にカプセルを密封した。その後、1100°C、1500kg/cm²、2hのHIP処理を行い、得られた真密度のHIP材を950°Cで1h保持

後、20°C/hの冷却速度で焼なまし処理を行った。さらに減面率90%の鍛造および再度上記の焼なましを行い、Table 1に示す試験材を製造した。試験材のC量とN量の関係をFig. 1に示す。TA~TDはC量を1.5%に一定にして、N量を0~0.8%に変化させた材料で、TE~TGはC量を1%に一定にしてN量を0.4~1.0%に変化させた材料である。図中の点線はC当量{ $C_{eq} = \%C + \frac{6}{7}(\%N)$ }がそれぞれ1.5%と1.8%を示す。TA, THはC当量が1.5%、TC, TGはC当量が1.8%である。

Table 1. Chemical compositions of SKH 10 series.

	(wt%)						
	C_{eq}^*	C	N	W	Cr	V	Co
TA	1.50	1.48	0.02	12.39	4.30	4.58	4.86
TB	1.63	1.49	0.16	12.53	4.32	4.73	4.90
TC	1.83	1.44	0.45	12.44	4.29	4.72	4.99
TD	2.26	1.55	0.83	12.50	4.21	4.71	4.97
TE	1.33	1.00	0.39	12.19	4.20	4.58	4.67
TF	1.67	1.04	0.74	12.19	4.20	4.58	4.67
TG	1.86	1.03	0.97	12.19	4.20	4.58	4.67
TH	1.48	0.61	1.01	12.37	4.26	4.50	4.61

* $C_{eq} = (\%C) + \frac{6}{7}(\%N)$

昭和53年10月本会講演大会にて発表 昭和60年11月25日受付 (Received Nov. 25, 1985)

* (株)神戸製鋼所材料研究所 (Materials Research Laboratories, Kobe Steel, Ltd., 1-3-18 Wakinohama-cho Chuo-ku Kobe 651)

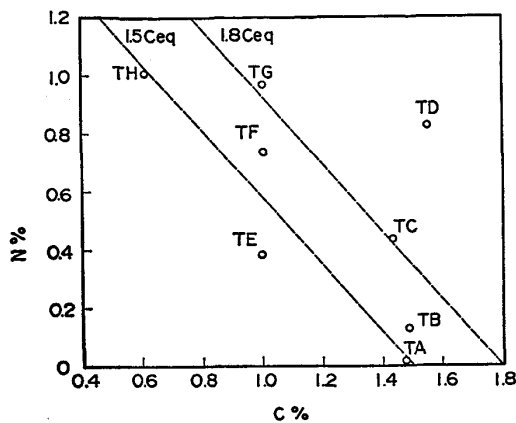


Fig. 1. Sample mark and C, N content.

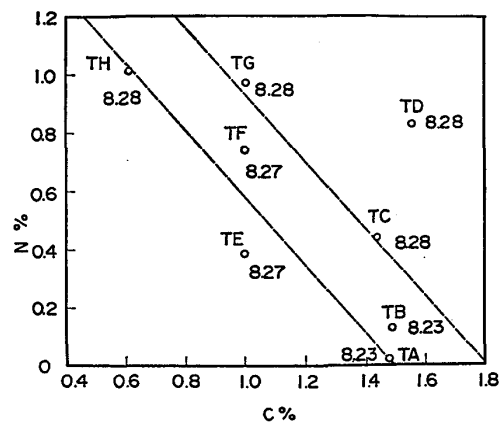


Fig. 2. Relation between annealed density (g/cm^3) and C, N content.

2.2 材料特性試験

焼なまし状態は密度(アルキメデス法), 硬さ(HRC)を測定した。

焼入状態は顕微鏡組織, 硬さ(HRC), 残留オーステナイト量(X線回折法), 析出物抽出残渣の化学成分により評価した。なお, 適正焼入温度を明らかにするために溶融開始温度(T_m)を測定した。溶融開始温度は試験材を塩浴中で $1150\sim 1350^\circ\text{C}$, 3 min 加熱後, 油冷した組織状態から判定した。

次に, 試験材を適正焼入温度($T_m - 30^\circ\text{C}$)で 3 min オーステナイト化後, 油冷し, その後塩浴中で $500\sim 620^\circ\text{C}$, 1.5 h 焼もどし処理を施した。焼もどし硬さは焼もどし処理を 3~5 回繰り返し測定した。材料特性については, 曲げ強さ(3点曲げ, 試験片寸法: $5\text{ mm} \times 10\text{ mm} \times 30\text{ mm}$, 支点間距離: 20 mm), 摩耗特性(大越式摩耗試験機により測定, 相手材: SNCM 439, 摩擦速度: 2.86 m/s, 摩擦距離: 400 m, 最終荷重: 6.3 kg), 赤熱硬さ(600°C , 8 h 加熱後の常温硬さ)を試験した。

3. 実験結果および考察

3.1 焼なまし特性

C量, N量の異なる試験材の焼なまし状態での密度変化を Fig. 2 に示す。C量の影響に比べてN量の影響が大きい。X線回折で使用される JCPDS カードによる VC, VN の密度はおおの $5.4\text{ g}/\text{cm}^3$, $6.0\text{ g}/\text{cm}^3$ であり, 前報の結果からN添加によりV系炭化物 MC が MX (炭窒化物) に変化し, 密度が増加したものと考えられる。

焼なまし硬さの測定結果を Fig. 3 に示す。硬さは同一C当量の場合, CをNで置換しても変化がないが, C量を一定でN量を高めたり, N量を一定でC量を高めた場合, すなわちC当量が増加するとともに硬さが上昇する。C当量と焼なまし硬さとの関係は Fig. 4 に示され

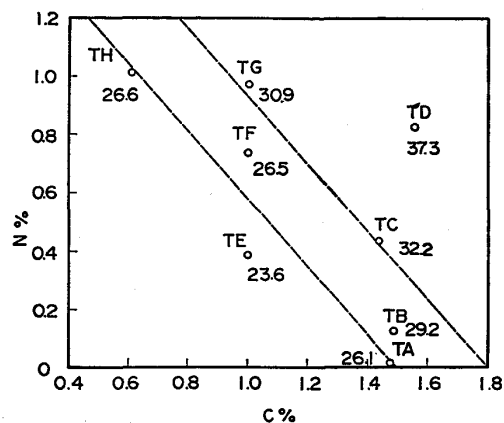


Fig. 3. Relation between annealed hardness (HRC) and C, N content.

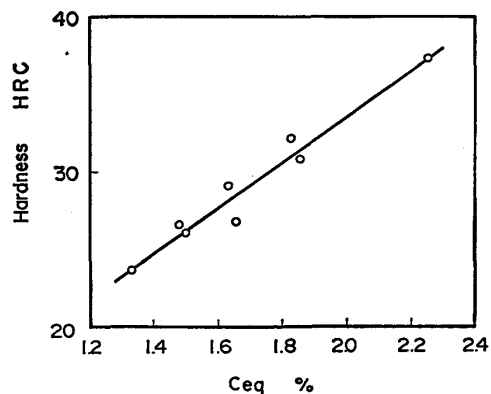


Fig. 4. Effect of C_{eq} on annealed hardness.

るように, ほぼ直線で整理できる。このことにより, 焼なまし硬さへのCとNの影響はほぼ同じと考えられる。

3.2 焼入特性

工具特性に大きな影響を与えるオーステナイト化温度を決定するために, 溶融開始温度を測定した。オーステナイト化温度を変化させて焼入れされた試験片を研磨し, 村上試薬で M_6C 炭化物を優先腐食後, 光学顕微鏡

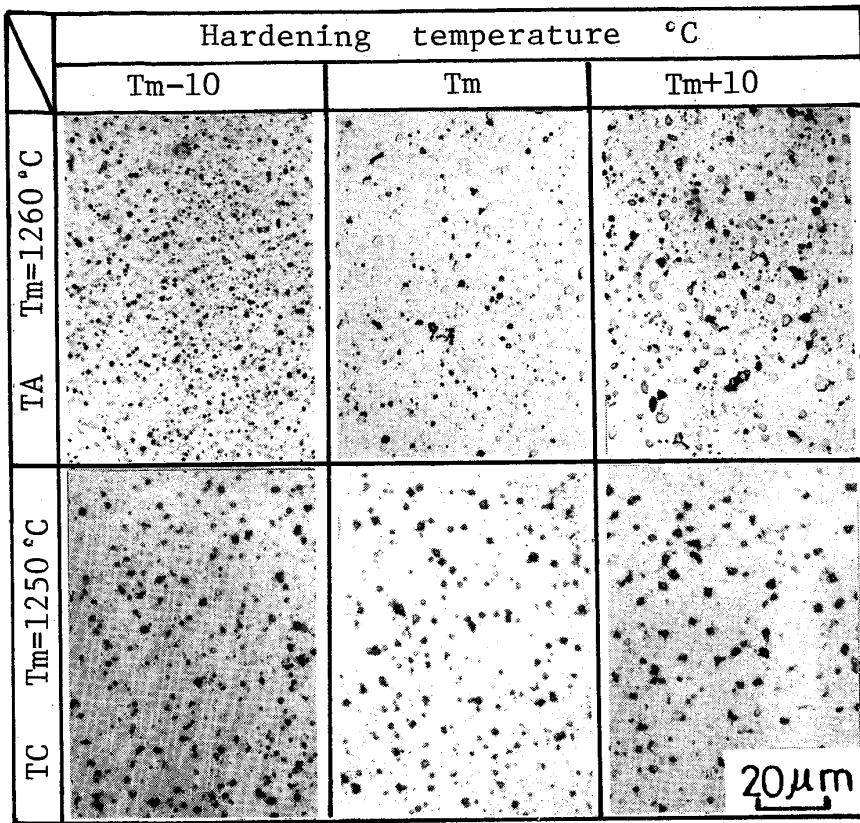


Photo. 1. Micrographs of steels MURAKAMI's reagent.

により、 M_6C 炭化物の溶融状態を観察し、溶融開始温度を判定した。溶融開始温度付近の顕微鏡写真の一例を Photo. 1 に示す。溶融開始温度で黒色の M_6C 炭化物が角ばり、減少していることが認められる。

C 量、N 量の異なる試験材の溶融開始温度を Fig. 5 に示す。C 量、N 量の増加とともに溶融開始温度が低下するが、C 量の増加による低下が著しい。同一 C 当量で比較すると、C を N で置換えることにより、溶融開始温度が高くなる。さらに N の影響を見るために、G. STEVEN の N 無添加 I/M 材 (溶製材) の溶融開始温度判定

の実験式²⁾

$$T_s (\text{°C}) = 1266 - 111 \times (\%C) + 22 \times (\%V) + 4 \times (\%W) + 3 \times (\%Mo)$$

をこれら試験材にあてはめて T_s を計算し、測定した溶融開始温度 (T_m) との差と、添加 N 量との関係を Fig. 6 に示す。($T_m - T_s$) と N 量の間に関係性が認められ、N 量が 0.1% 増加することにより、溶融開始温度が約 4°C 低下する。前報での W-Mo 高速度鋼 SKH 51 に比べて N の影響が大きい。

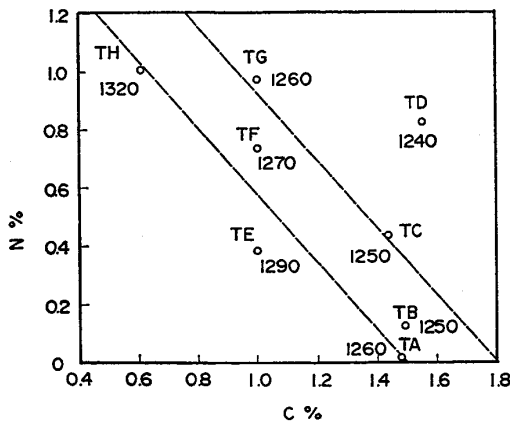


Fig. 5. Relation between solidus temperature (°C) and C, N content.

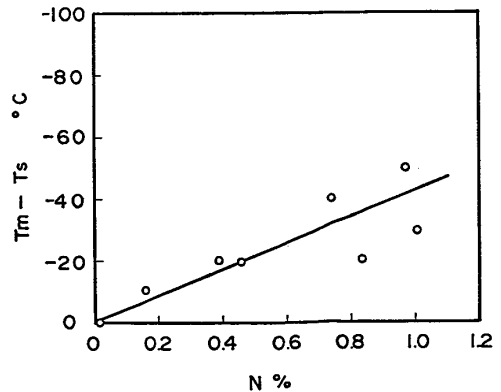


Fig. 6. Effect of N content on solidus temperature.
 T_m : Measured solidus temperature
 T_s : Calculated solidus temperature

高速度鋼の溶融開始は $\gamma + M_6C \rightarrow L$ の反応式で表されるが、高速度鋼に添加されたNは γ や M_6C にはあまり分配されず、大半のNはVと結合してMXを形成する。その結果、VCとして存在していたCが追い出され、 γ および M_6C に分配される。このことから、W系の本実験とW-Mo系の前報¹⁾の溶融開始温度に及ぼすNの影響の違いはW系とW-Mo系の平衡状態図における固相線のC量増加による低下と関連がある。Fig. 7²⁾とFig. 8⁴⁾はW系とW-Mo系の平衡状態図であり、 $\gamma + M_6C$ 領域右上の固相線の傾斜がW系においてより急であることがわかる。このことからW系においてはW-Mo系におけるよりも、Nを添加することによる溶融開始温度の低下が大きいと考えられる。

さらに、Cに比べてN添加による溶融開始温度の低下が小さい理由は M_6C の組成がN添加によりほとんど変化しないため、マトリックス γ の化学成分の変化によると考えられる。高速度鋼におけるNを含む擬三元平衡状態図の研究を行い、固相線の変化を調査することが必要であるが、Nは高温では不安定で高速度鋼から離脱し

やすいため、確認することは困難と考えられる。

オーステナイト化温度が $T_m - 30^\circ C$ の場合の焼入硬さをC当量で整理してFig. 9に示す。C当量が1.3~1.7%まではほぼ同じ硬さを示すが、C当量が1.7%以上では焼入硬さの低下が著しい。この理由としてFig. 10に示されるように、残留オーステナイトの増加に起因している。SKH 10にNを0.83%添加したTDではオーステナイト量が100%となっている。

次に焼入硬さ曲線におよぼすNの影響を検討する。C量を1.5%一定にしてN量を0~0.83%と変化させた鋼種についてオーステナイト化温度と硬さの関係をFig. 11に示す。TA ($C_{eq} = 1.5\%$)とTB ($C_{eq} = 1.63\%$)は残留オーステナイト量に大きな差がないため、ほぼ同じ曲線を示す。C当量の増加すなわちN量の増加とともに焼入硬さは低下する。C量が1%のTE~TGについてもFig. 12に示されるようにC当量の増加すなわちN量の増加とともに硬さが低下する。

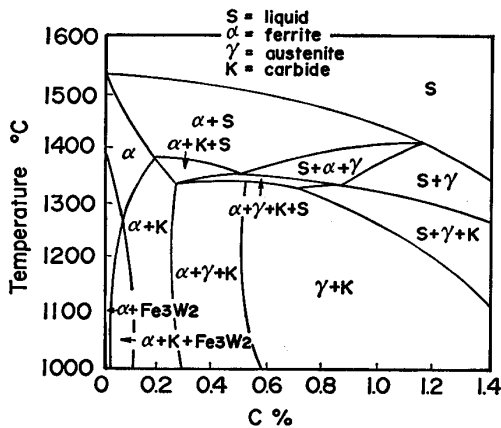


Fig. 7. Phase diagram of a steel with 18% W, and 4% Cr.

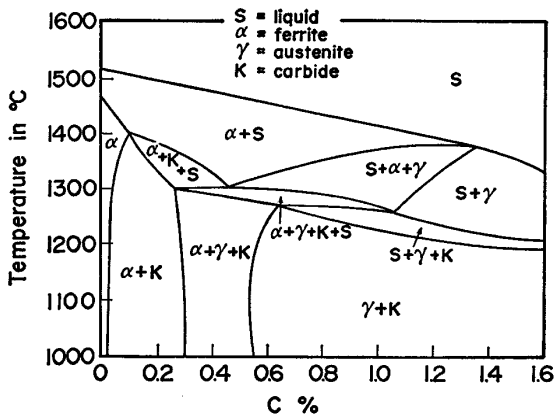
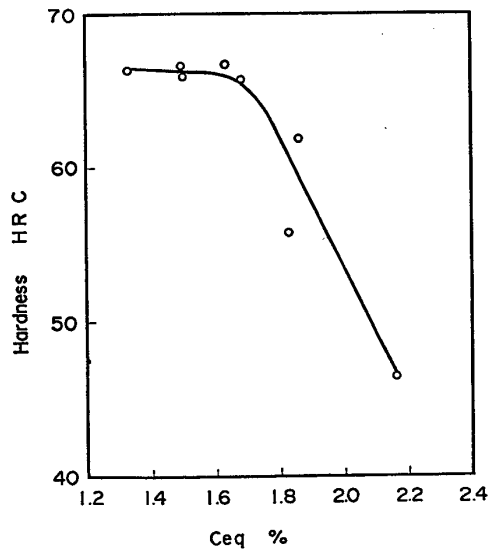


Fig. 8. Phase diagram of a steel with 6% W, 5% Mo, 2% V and 4% Cr.



Hardening: $T_m - 30^\circ C$ 3 min O. Q.
Fig. 9. Effect of C_{eq} on hardend hardness.

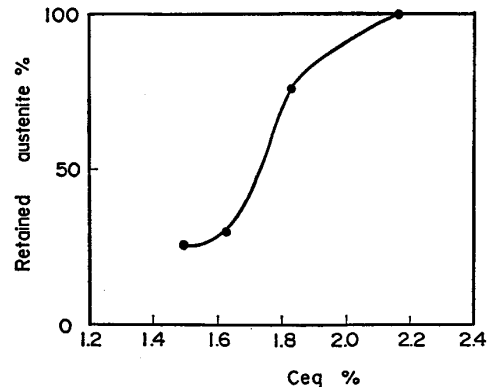


Fig. 10. Effect of C_{eq} on the retained austenite.

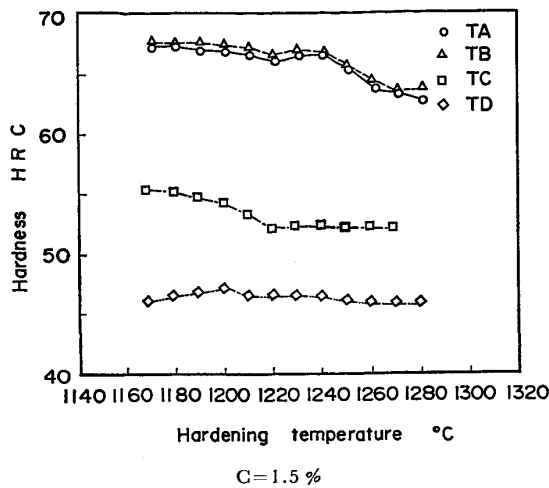


Fig. 11. Effect of hardening temperature on the hardness.

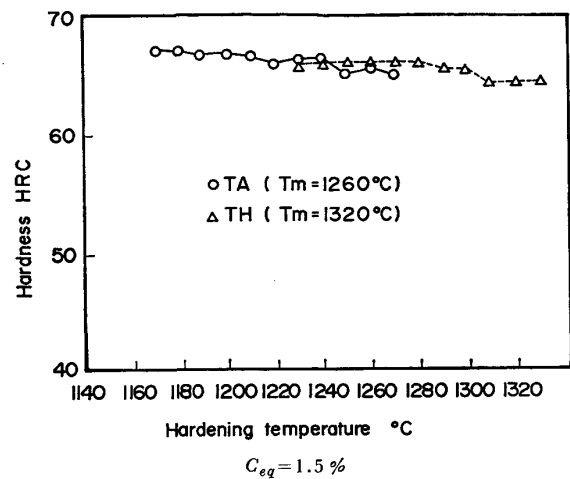


Fig. 13. Effect of hardening temperature on the hardness.

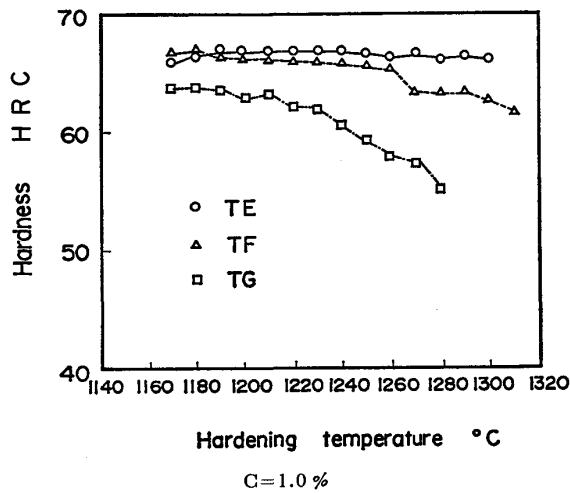


Fig. 12. Effect of hardening temperature on the hardness.

1.5% C 当量の TA と C の一部を N で置き換えた TH との焼入状態での比較では Fig. 13 に示されるように TH の硬さ曲線は高温側にシフトしているが、ほぼ同じ傾向を示す。T_m-30°C での硬さを比べるとほぼ同じレベルにあり、残留オーステナイト量も TA が 26%、TH が 27% と同じ値である。

TA, TH から析出物をりん酸により抽出し、その分析結果を Table 2 に示す。Cの一部をNに置き換えることにより、残渣(析出物)中の W, Fe は減少し、V

と (C+N) は増加する。反対にマトリックス中の W は増加し、V と (C+N) は減少する。Cの一部をNに置き換えた TH は焼入温度が高いため、析出物 (MX+M₆C) 中の M₆C (Fe₃W₃C) がマトリックスに固溶し、析出物中の W, Fe, C が減少したためである。熱力学的に安定な VN のマトリックスへの固溶量は VC の量に比べて少ないために、MX として多量に析出し、残渣中の V と N が著しく増加している。これらの結果はいずれも前報の SKH 51 とほぼ同様の傾向を示す。

3.3 焼もどし特性

C量, N量の異なる試験材のオーステナイト化温度が

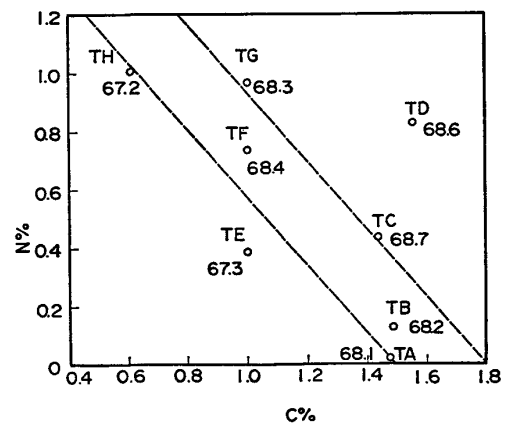


Fig. 14. Relation between maximum tempered hardness (HRC) and C, N content.

Table 2. Compositions of extracted residues and matrix.

(wt%)

	Residues							Matrix					
	C	N	W	V	Cr	Fe	Co	C	N	W	V	Cr	Co
TA	7.1	—	48.5	26.2	3.6	10.7	0.7	0.61	—	6.77	1.21	4.41	5.50
TH	1.8	9.9	31.8	41.1	3.4	8.4	0.5	0.49	0.09	10.4	0.73	4.35	5.03

TA : 1230°C×3 min o.q TH : 1290°C×3 min o.q

$T_m - 30^\circ\text{C}$ のときの焼もどし硬さの最大値は Fig. 14 に示す。C当量の高い, TC, TD, TG は焼入時の残留オーステナイトが多いため, 焼もどし回数を5回に増加させた結果を示している。他の鋼種はいずれも焼もどし回数は3回である。C当量が高いほど, 硬さが高い傾向があるが, 同一のC当量で比べると, Cの一部をNに置き換えることにより硬さが若干低下する傾向がある。この理由として焼入時に二次硬化に寄与の大きいVのマトリックスへの固溶量が少ないことと, MC に比べてMXの硬さが低いことによると考えられる。

TA (1.5%C) と TA に 0.83%N を添加した鋼種 TD の焼もどし回数ごとの焼もどし温度と硬さの関係を Fig. 15, Fig. 16 に示す。焼もどし回数を増加させるこ

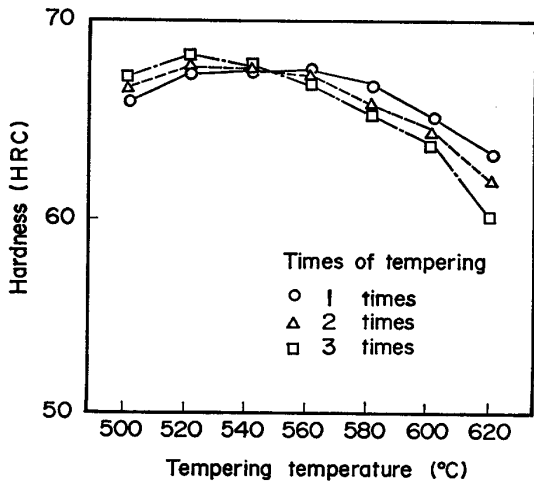


Fig. 15. Effect of tempering temperature on the hardness of steel TA.

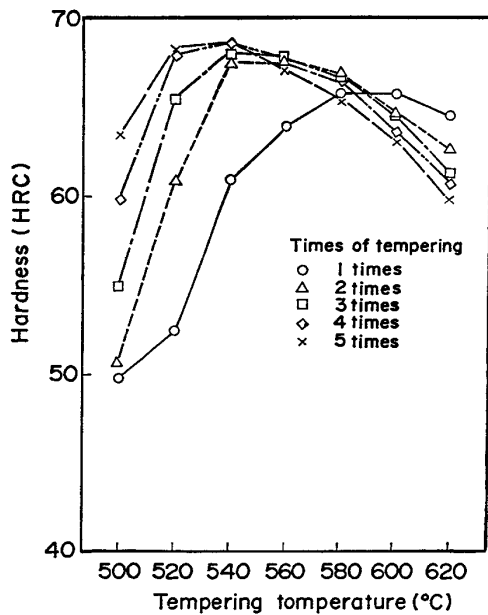


Fig. 16. Effect of tempering temperature on the hardness of steel TD.

とにより, 焼もどし最高硬さを示す温度が低温側へずれる。TD の最高硬さは TA のそれよりも高く, 最高硬さを示す焼もどし温度も 日下^下りの SKH 51 の結果と同様に, TA より高温側へずれる。TA (3回焼もどし), TD (5回焼もどし) の焼もどし最高硬さを示す温度では残留オーステナイト量がそれぞれ6%と14%残っているが, さらに 20°C 高い焼もどし温度では残留オーステナイト量が0%となる。

次に 1.5%C 当量の TA と TH を Fig. 17 で比較すると, TH の焼もどし最高硬さを示す温度が3回焼もどしの時 540°C と, TA に比べて 20°C 高くなるが, 焼もどし曲線に大きな差が認められなかった。

次に材料特性に及ぼす N の影響を調査するため, Table 3 に示す条件で各種試験片を熱処理した。焼もどし条件はいずれも焼もどし最高硬さを示す温度 +20°C を採用した。

C 量, N 量の異なる鋼種の曲げ強さを Fig. 18 に示す。曲げ強さはC当量の増加とともに低下する傾向があ

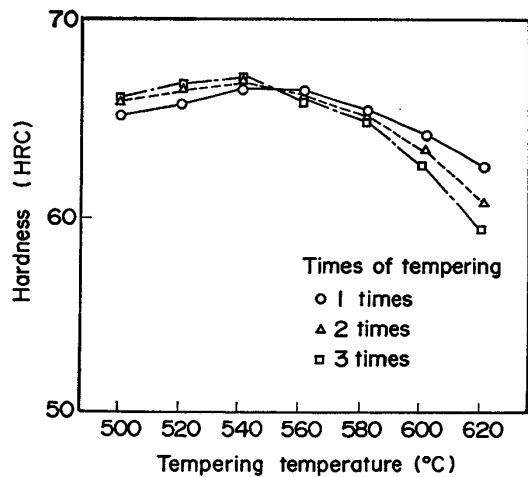


Fig. 17. Effect of tempering temperature on the hardness of steel TH.

Table 3. Condition of heat treatment.

	Hardening temp. °C	Tempering	
		Temp. °C	Times
TA	1 230	540	3
TB	1 220	540	3
TC	1 220	580	5
TD	1 210	560	5
TE	1 260	540	3
TF	1 240	560	3
TG	1 230	560	5
TH	1 290	560	3

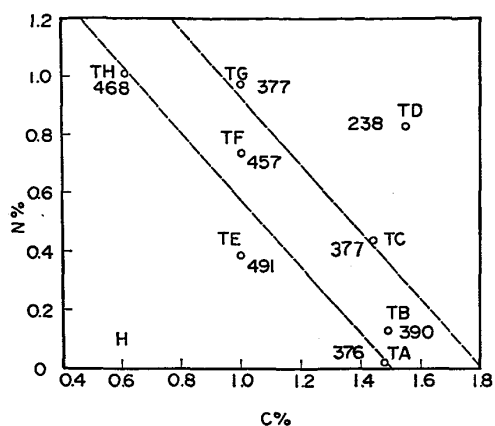


Fig. 18. Relation between bend strength (kg/mm^2) and C, N content.

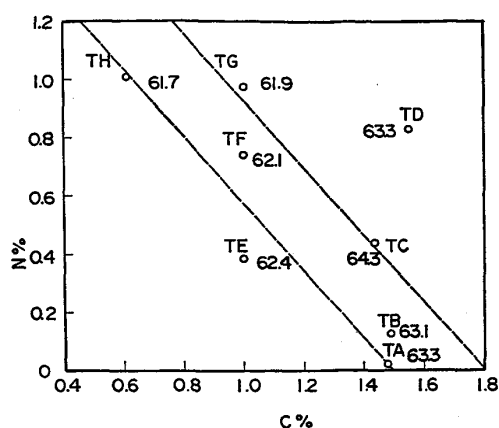


Fig. 21. Relation between red hardness (HRC) and C, N content.

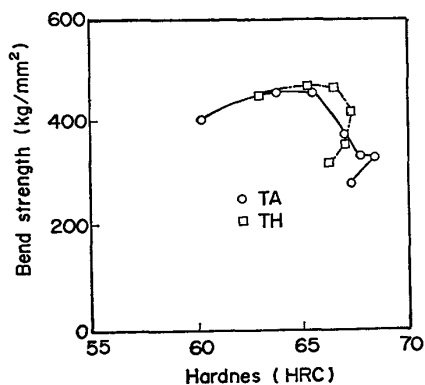


Fig. 19. Relation between bend strength and hardness.

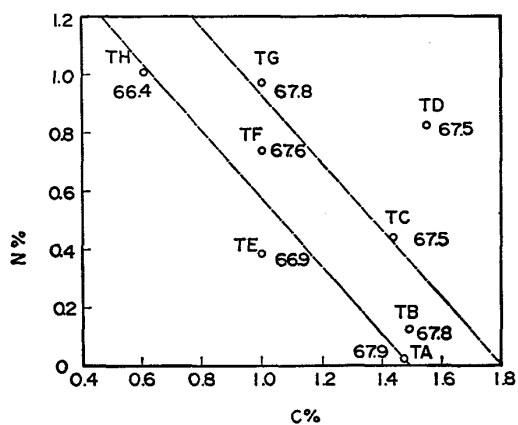


Fig. 22. Relation between tempered hardness (HRC) and C, N content.

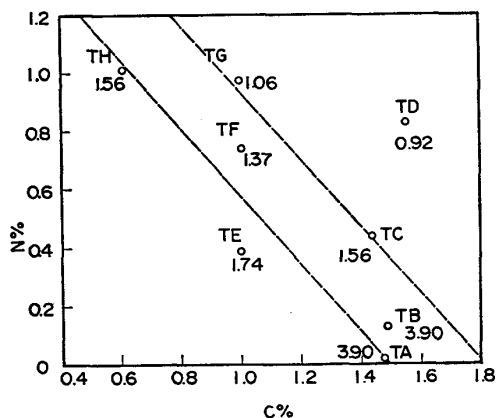


Fig. 20. Relation between wear rate ($\text{mm}^3/\text{kgm} \times 10^{-4}$) and C, N content.

り、2.26%のTDの曲げ強さは著しく低い値を示す。また $T_m - 30^\circ\text{C}$ で焼入後、 $500 \sim 600^\circ\text{C}$ で焼もどした同一C当量のTA (1.5%C) とTH (0.6%C-1%N)の硬さと曲げ強さの関係を Fig. 19 に示す。Cの一部をNに置き換えることにより曲げ強さの曲線が図中で右上方へずれ、靱性の向上が認められる。さらに最高硬さを示す温度より高温の焼もどし温度の方が、曲げ強さが

高く、N無添加のP/M材(粉末冶金材)やI/M材(溶製材)と同様の傾向が認められた。

Fig. 20 は焼もどし材の大越式摩耗試験機による試験結果を示す図である。C当量の増加とともに耐摩耗性が向上しており、同一C当量と比較するとN量の増加とともにすぐれた耐摩耗性を示す。特に1.5%C当量の場合、Nの添加による耐摩耗性の改善が著しい。摩擦速度 2.86 m/s は凝着摩耗が支配する領域⁹⁾といわれており、N添加により耐凝着性が改善されたものと考えられる。Nの効果はTBのように0.1%では効果が少なく、0.4%以上の添加が必要である。

Fig. 21 は焼もどし材を 600°C で8h保持した時の硬さすなわち赤熱硬さを示す。Fig. 22 に示される熱処理前の硬さが高い鋼種ほど高い赤熱硬さを示す傾向がある。

4. 結 言

以上に述べたように高速度鋼中のCの一部をNで置き換えるかまたはNを添加した高速度鋼の特性を調査した

結果をまとめると以下のとおりである。

- 1) 焼なまし硬さについてはCとNとの間に大きな差が認められずC当量で整理できる。
- 2) 熔融開始温度はNよりCの影響が大きいが、SKH 51 に比べてNの影響も大きく、N量が0.1%増加すると熔融開始温度は約4°C低下する。
- 3) 残留オーステナイト量に及ぼす影響はCとNで大差なく、ほぼC当量で整理できる。また焼入硬さを熔融開始温度の関数で整理できる。
- 4) CをNで置き換えることにより、マトリックス中のW, Feは増加し、Vは減少する。
- 5) 焼もどし硬さ曲線は残留オーステナイト量により大きな影響を受ける。
- 6) Cの一部をNに置き換えることにより、曲げ強さは向上する。
- 7) 大越式摩耗試験の結果、0.4%以上Nを添加する

ことにより耐凝着摩耗性の改善が認められた。

以上、W系高速度鋼 SKH 10 系の熱処理特性に及ぼすNの影響は前報の W-Mo 系高速度鋼 SKH 51 系とほぼ同様の傾向を示すことが確認された。また、耐凝着摩耗性はNの添加により著しく改善され、曲げ強さはCの一部をNで置き換えることにより向上することが判明した。

文 献

- 1) 河合伸泰, 平野 稔, 本間克彦, 立野常男: 鉄と鋼, 72 (1986), p. 1921
- 2) G. STEVEN, A. E. NEHREBERG and T. V. PHILIP: Trans. ASM, 57 (1969), p. 925
- 3) K. KUO: JISI, 181 (1955), p. 128
- 4) E. HORN and H. BRANDIS: DEW-Technol. Ber., 11 (1971), p. 147
- 5) 日下邦男, 水野博司, 須藤興一, 長谷川正義, 西本昌文: 鉄と鋼, 54 (1968), S 536
- 6) 新井 透, 小松 登: 鉄と鋼, 59 (1973), p. 738