

耐 衝 撃 工 具 鋼 の 研 究 (II)*

(C および V の影響について)

山中直道**・日下邦男***・外岡 耀***・平山政隆***

EFFECT OF CARBON AND VANADIUM ON THE PROPERTIES OF SHOCK-RESISTING TOOL STEEL (II)

N. Yamataka, Dr, Eng. K. Kusaka, A. Tonooka and M. Hirayama

Synopsis:

The authors studied on the effect of silicon on the properties of shock-resisting steel containing 0.5% C, 1.5% Cr, 2.2% W and 0.2% V in the first report. (Tetsu-to-Hagane. Vol. 40, No. 10, p. 1001) In this report, the effect of C and V on the transformation, the hardenability, the as-quenched and tempered hardness, and the mechanical properties were investigated.

The results obtained were as follows:

(1) The critical point was lowered with the carbon content and raised with the vanadium addition. The Ms-point was lowered with the carbon content.

(2) The hardenability increased with the carbon content, and decreased with the addition of vanadium.

(3) The full hardness was obtained by the oil quenching from 860°C to 940°C, and as the carbon content decreased, a slightly higher austenitizing temperature was necessary for obtaining the full hardness.

(4) During tempering, the Charpy impact value increased by a tempering temperature up to 200°C, then decreased at higher temperatures and minimum impact value was exhibited at a temperature between 300°C and 350°C.

As the carbon content increased, the yield point and the hardness increased and the impact strength decreased.

I. 緒 言

著者等は第1報¹⁾において C 0.5%, Cr 1.5%, W 2.2%, V 0.2% を含む工具鋼の諸性質におよぼす Si の影響について報告したが, 本工具鋼の使用に際してはコールド・パンチ, 高級木工工具, あるいはニューマティック・チーゼル, スナップまたは亜鉛ダイカスト用熱間工

具鋼用等本鋼種の用途に応じて C 量の調節をはかることが必要である。よつて C 量を種々に変化させて試料を作成しその影響を調査し, 併せて V の影響をもしらべた。供試材は Table 1 に示すごとき成分のもので 35kVA 高周波誘導炉で 7kg 鋼塊を熔製し, これを 16φ に圧延して使用した。

Table 1. Chemical composition of steels tested.

Steel No.	Chemical composition (%)									Ac (°C)	Ar (°C)
	C	Si	Mn	P	S	Cr	W	V	Cu		
S-15	0.30	1.07	0.42	0.016	0.017	1.54	2.01	0.24	0.17	805~900	820~715
16	0.36	0.93	0.40	0.015	0.017	1.47	2.13	0.24	0.17	795~900	800~715
17	0.43	1.06	0.43	0.014	0.017	1.47	2.39	0.24	0.17	790~895	780~700
18	0.46	1.01	0.40	0.014	0.015	1.44	2.24	0.26	0.15	790~890	775~700
19	0.53	1.04	0.39	0.012	0.016	1.45	2.18	0.24	0.14	785~875	765~700
20	0.56	1.06	0.38	0.012	0.015	1.51	2.25	0.26	0.15	785~875	760~700
21	0.62	0.97	0.38	0.012	0.016	1.47	2.02	0.26	0.15	785~865	750~690
22	0.50	0.90	0.38	0.015	0.020	1.44	2.18	—	0.17	780~865	740~680
23	0.50	0.93	0.37	0.017	0.020	1.54	2.18	0.12	0.14	780~865	745~690
24	0.54	0.89	0.36	0.020	0.022	1.45	2.05	0.66	0.15	785~905	775~705
25	0.52	0.92	0.37	0.017	0.023	1.45	2.09	0.92	0.14	790~925	790~710

* 昭和30年4月本会講演大会に講演 ** 特殊製鋼株式会社, 工博 *** 同研究所

II. 実験結果

(1) 変態点

本多式熱膨脹計により変態点を測定せる結果はTable 1 記載のごとく Ac 点はCの増加につれて僅か低下し、V添加によつて上昇する傾向を示す。Fig. 1 は 950°C × 10mn 加熱後空冷した場合の降下変態を示すものでCの低い S-15 においては 430°C に中間段階変態に相当する膨脹変態を示すがCの増加とともに、この生起温度が低下して来て C 0.53% の S-19 においては一部 Ar'' をも生じ、C 0.56% 以上では Ar'' のみとなる。また V が多くなるにつれてこの膨脹変態の生起温度が上昇し V 0.92% では 420°C に上昇する。

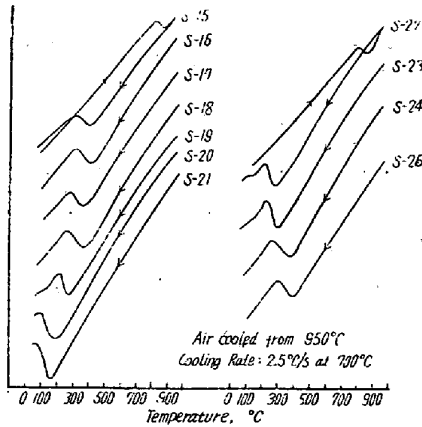


Fig. 1. Dilatation curves during air-cooling.

つぎに Fig. 2 (A) は Ms 点におよぼすCおよびVの影響を示したものである。Ms 点の求め方としては厚さ 2.5mm の小試片を Ms 点附近の一定温度に保持せる塩浴中に焼入れて、7~10 秒保持し、ただちに 500°C の鉛浴中に移し、約 10 秒間焼戻したのち水冷して検鏡し、焼戻Mと α M がピクラルで識別されることを利用した²⁾。Ms 点はCの多くなるにつれて急激に低下しまたVの多くなるにつれて上昇する傾向を示す。

(2) ジョミニー焼入性試験

Fig. 2 (B) は圧延材を焼鈍後 1/2" ϕ × 4" 試片を作成し、ジョミニー試験³⁾ (開口 1/4" ϕ , 自由高さ4") を行つたものであつて、この場合には試片寸法の細いため空冷効果によつて焼入性は標準試片の場合よりもやや大き目にあられるが、C%の増加につれて焼入性は急激に大となり C 0.56% 以上では硬度曲線がほとんど水平となる。V添加によつては急激に焼入性は低下する。

(3) 恒温変態曲線

厚さ 2.5mm の小試片を 940°C × 20mn 加熱後、各温度に保持した鉛浴および塩浴に恒温焼入を行い保持時

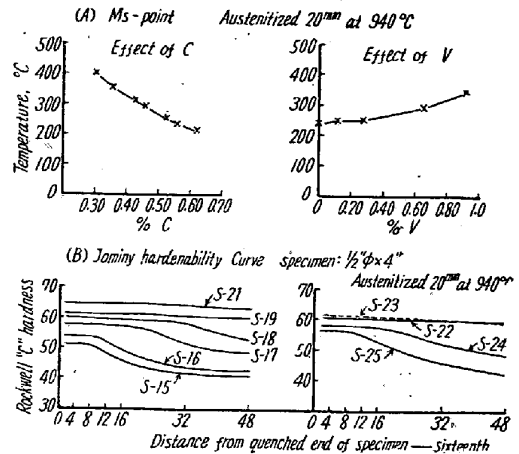


Fig. 2. Ms point (A) and Jominy hardenability curves (B)

間を変化して水冷し、硬度および組織より恒温変態曲線図を作成した。本鋼種に類似した工具鋼について Kroenig⁴⁾等は硬度—組織法により恒温変態曲線を求めている。Fig. 3 (A) は C 0.31% の場合のものであり変態はパーライト段階と中間段階の二つにわかれていた。図中の硬度数は等硬度曲線を示したものである。Fig. 3 (B) は C 0.43% の場合にしてCの増加によりパーライト段階および中間段階ともに変態開始線がやや長時間側に移動する。同図 (C) は C 0.56% の場合であり、パーライト段階におけるフェライトの析出は認められなくなり、かつ中間段階変態の開始線はかなり長時間側にずれる。

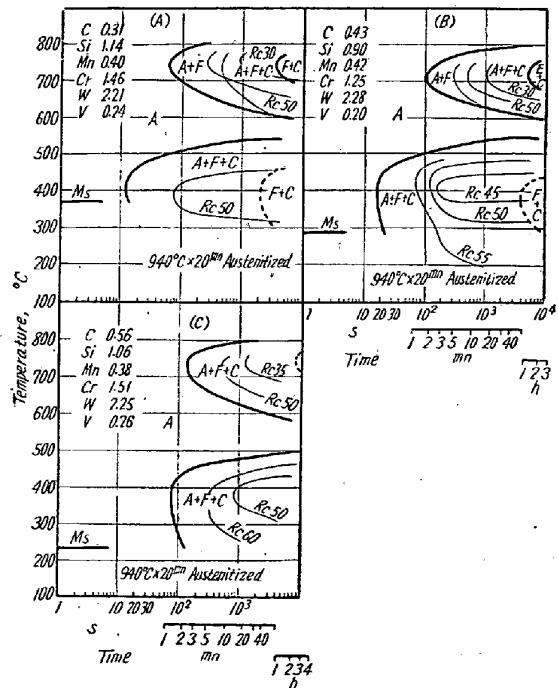


Fig. 3. Time-temperature-transformation curves for the decomposition of austenite.

つぎに Fig. 4 (A) は 940°C 加熱後 750°C に恒温変態を行わせ、保持時間を変えて水冷した場合の硬度変化を示したものであり矢印は検鏡によつて求めた変態開始点を示す。C%の多くなるにつれて変態開始点は逐次長時間側に移動し、Vの多くなるにつれて短時間側にずれる傾向を示す。Fig. 4 (B) はおなじく 400°C に恒温変態させた場合の硬度変化を示すものであつて中間段階変態開始点はCの増加により長時間側に移動し、またVの多くなるにつれて短時間側に移動する。

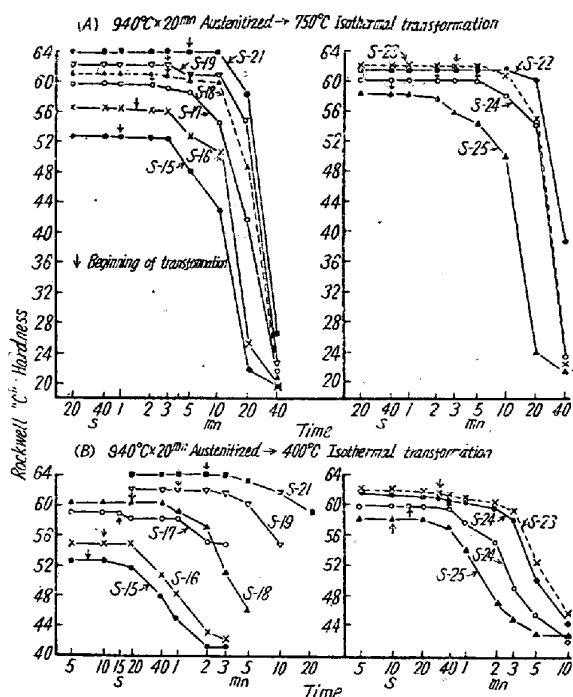


Fig. 4. Hardness change during isothermal transformation.

(4) 焼入および焼戻硬度

Fig. 5 は小試片を 800~1050°C より油冷および水冷して硬度を測定した結果であつてCの高目のものは 860°C で充分硬化するが、Cの低くなるにつれて焼入温度を高めないと充分硬化しなくなり、C 0.3% では920°C に加熱する必要がある。而して 940°C 前後で最高硬度が得られるが 1050°C になつても硬度低下は少ない。

本鋼種は Si が高いため脱炭を生じやすい性質を有するので小試片を管状電気炉中において 2h 加熱し炉冷した場合の脱炭量を検鏡下で測定した。脱炭量はC%による影響はほとんど認められず、また 800°C 以下ではほとんど脱炭しないが 850, 900, 950°C と温度の上昇するにつれて脱炭量は大きくなり、850°C で 0.15mm, 900°C で 0.3mm 前後、950°C で 0.4mm 前後を示す。

つぎに Fig. 6 (A) は 940°C より油冷したものを焼戻した場合の硬度曲線を示すもので、Cの高いものは焼

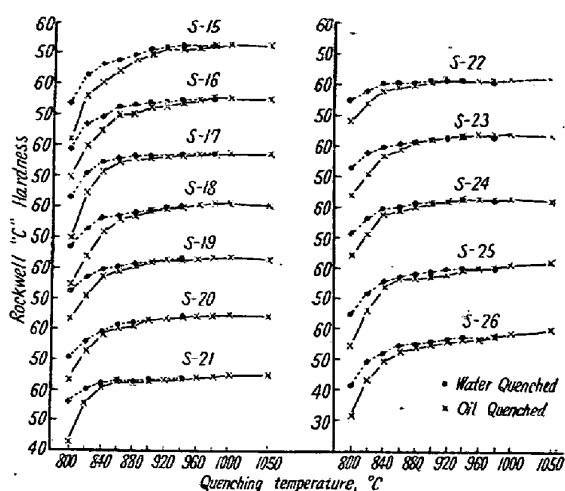


Fig. 5. As-quenched hardness.

入硬度高きため 200°C までの軟化率は低Cのものより大である。而して 350°C までは焼戻による軟化が非常にゆるやかであり、400°C 以上になると急激に軟化するにいたる。焼戻後の硬度はCの高いものほど大である。またVの多いものは焼入硬度は低いが焼戻軟化抵抗は大となる傾向がある。同図 (B) は 900°C 水冷の場合で同様の傾向を示す。

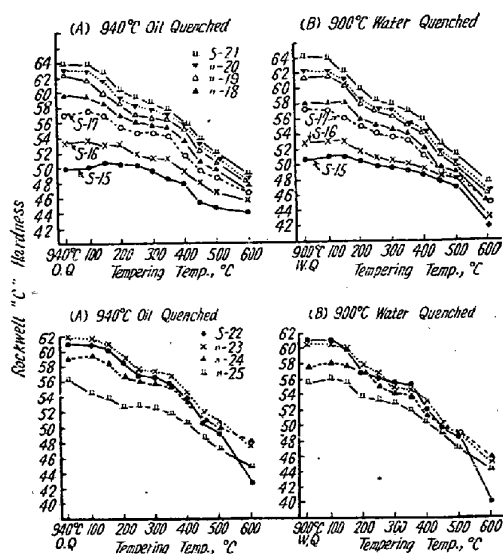


Fig. 6. Effect of tempering temperature on the hardness.

なお磁気的方法により残留オーステナイトを測定したが 920°C 油冷の場合の残留オーステナイト量は 3~7% 程度でありCの高いほど多い傾向を示す。而してこの残留オーステナイトは300~400°C 焼戻で完全に分解する。

(5) 寸法変化

直径および両端面を研磨して 10φ×50 試片をつくり 920°C 油冷後 600°C まで繰返し焼戻して長さおよび直径の変化をコンパレータにより測定した。Fig. 7 (A)

はこの結果を示すもので油冷のままでは長さ方向の変化は直径方向の変化よりも小さく、C 0.3% では 0.02% の収縮を示すが C% の増加につれて膨脹量はやや大となり C 0.6% では +0.12% を示す。また V の多くなるにつれて膨脹量は減少する。直径方向は何れも 0.2% 内外の膨脹を示し、C の増加につれてやや大となり V の多くなるにつれて減少する。焼戻によつては 200°C まではほとんど変化せず、250~350°C で僅か膨脹を示し、400°C より漸次収縮する。

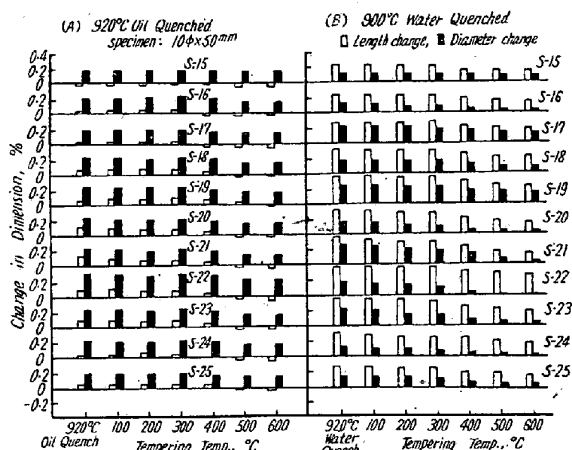


Fig. 7. Effect of tempering temperature on the dimensional change.

Fig. 7 (B) は 900°C 水冷の場合にしてこの場合は油冷の場合とは逆に長さ方向のが直径方向より膨脹量が大きくなっている。而して C の増加につれて長さ方向の膨脹量が大きくなり、V の増加につれて減少の傾向を示す。

(6) 靱性および衝撃試験

Fig. 8 は 7φ×50 試片を 920°C 油冷後 200°C×2h 焼戻して静的曲げ試験により荷重—撓み曲線を求めたものである。C の低いものは破断しないが C 0.56% 以上になると破断した降伏点は C の多くなるにつれて上昇し、V の多くなるにつれて低下する。

Fig. 9 はシャルピー試片を 920°C 油冷後 100~450°C

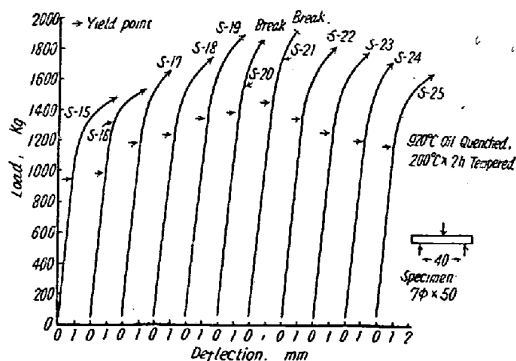


Fig. 8. Results of bending test

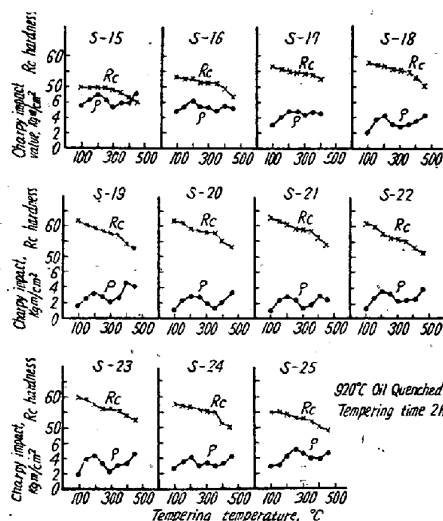


Fig. 9. Charpy impact values.

に 2h 焼戻を行つて衝撃試験を行つた結果である。焼戻温度 200°C で衝撃値の山を生じ、300°C に谷を生ずる。而して衝撃値は C% の増加につれて低下の傾向を示す。

(7) 常温および高温機械的性質

Fig. 10 (A) は 920°C 油冷、200°C×2h 焼戻後の常温機械的性質を示すもので抗張力は C% の増加につれて急激に上昇し、伸、絞り、シャルピー値は低下する。V の影響としては抗張力にはほとんど変化を生じないが衝撃値および伸びは V 添加によりやや向上する。

(B) (C) (D) は 920°C 油冷、200°C×2h 焼戻後、300, 400, および 500°C で引張りおよび衝撃試験を行

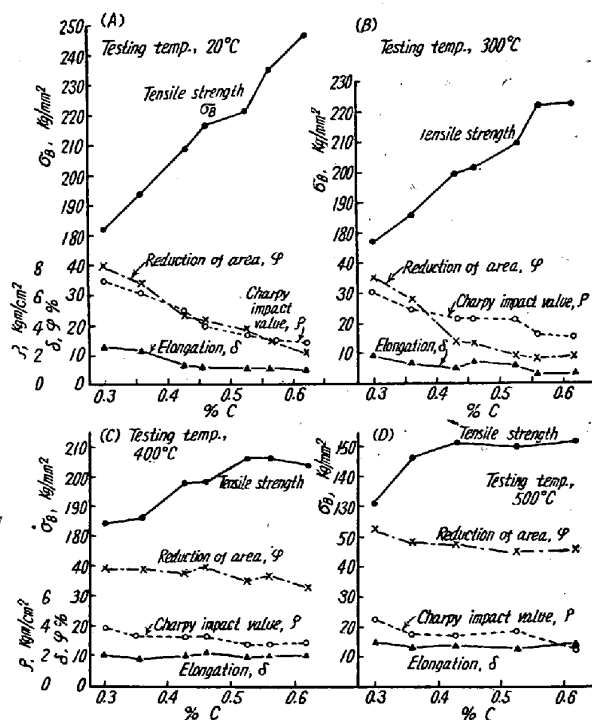


Fig. 10. Mechanical properties.

つた結果である。

300°C においては抗張力はC%の増加によつて急激に向上するが、400°C、500°C になると C 0.45% 以上ではCの影響はほとんど認められなくなる。衝撃値は 300°C では C% の増加により低下の傾向がかなり著しいが、400°C ではC%の影響がほとんどなくなる。

以上よりコールド・パンチ、木工工具、プラスチック・モールドイング・ダイス用には C 0.45~0.55% が、またニューマチック用チーゼル、スナップ、および熱間工具鋼用としては C 0.40~0.45% が、適当であることがわかる。

III. 結 言

以上 Cr 1.5%, W 2%, V 0.2% を含むものにCを種々に変化させ、またVの添加量をも変化させてその影響を調査したが、得られた結果の概要はつぎのごとし。

(1) 変態点はCの増加により降下し、Vの添加により上昇する。また 940°C 加熱の場合の Ms 点もCの増加により低下する。

(2) 焼入性はCの増加により急激に向上する。

(3) 焼戻によつては 200°C まではC量の高いものほど軟化率が大であるが、200~350°C 焼戻では何れも

焼戻による軟化がほとんど停止する。またVの添加によつても焼戻軟化抵抗が大となる傾向がある。

(4) 920°C 油冷の場合の寸法変化はかなり小であり長さ方向はCの増加によつて膨脹量が大となるが C 0.6% でも +0.12% 程度である。焼戻による収縮量も 300°C までは非常に僅かである。

(5) C量の増加によつて硬度・抗張力・降伏点は上昇するが靱性は低下する。焼戻によつてシャルピー衝撃値は 200°C に山を生じ 300~350°C に谷を生ずる。

Vの添加は衝撃値を向上し、また高温強度をも増大する。

終りに本研究の発表を許可された石原工場長に敬意を表します。(昭和 31 年 3 月寄稿)

文 献

- 1) 山中, 日下: 鉄と鋼 **40** (1954), No. 10 p. 1001~1007
- 2) Greninger, Troiano: Tr. ASM **28** (1940) p. 537
- 3) SAE Handbook (1954) p. 134
- 4) Kroneis, Gattringen, Ebner, Krainer: Arch. Eisenhüttw, **24** (1953), 7-8, S 333~349

電磁共振型疲労試験機による実物中空鋼の繰返強度に就て*

内 山 道 良**・関 不 二 雄**

ON THE FATIGUE TEST OF HOLLOW DRILL STEEL BY A FATIGUE-TESTING MACHINE OF ELECTROMAGNETIC-RESONANCE TYPE

Michira Uchiyama and Fujio Seki

Synopsis:

The authors investigated the fatigue strength of hollow drill steel rods under reversed bending, using an electromagnetic resonance type fatigue testing machine, as shown its block diagram in Fig. 1. 53 kinds of foreign and home manufactures are referred to the preparation of 10 kinds of test steels, whose chemical compositions, physical and mechanical properties are listed in Table 1~2.

Results obtained were as follows;

- 1) Fatigue limits of hollow drill steel rods showed 20~30 kg/mm². Those were not affected by the kind of steel, but largely by their method or heat treatment. (Fig. 2)
- 2) Steels with the troostitic micro-structure, of hardness around Hv 400, could obtain the maximum fatigue strength. (Fig. 3)
- 3) Surface conditions of hollow drill steel rods had a considerable influence on their fatigue strength.

* 昭和 30 年 10 月本会講演大会に発表 ** 三菱鋼材株式会社研究課