

0.35% C. 5% Cr 熱間工具鋼の研究*

(V, Mo, W, Si の影響について)

山中直道**・日下邦男***

INFLUENCE OF VANADIUM, MOLYBDENUM, TUNGSTEN AND SILICON ON THE PROPERTIES OF THE HOT-WORKING TOOL STEEL CONTAINING 0.35% CARBON AND 5% CHROMIUM

Naomichi Yamanaka, Dr. Eng. and Kunio Kusaka

Synopsis:

To investigate the influence of vanadium, molybdenum, tungsten and silicon on the properties of the hot-working tool steel containing 0.35% carbon and 5% chromium, the authors measured the critical point, S-curves for the transformation of austenite, as quenched and as tempered hardness, retained austenite, dimensional changes, and mechanical properties at elevated temperature.

The results obtained were as follows:

(1) The critical point was raised with the vanadium, silicon and molybdenum content, respectively. The Ms-point was raised with the vanadium content, but lowered with the molybdenum addition.

(2) As the vanadium content increased, the temperature of the tip of the pearlite knee occurred at a higher temperature and the pearlitic reaction was accelerated, moving the pearlite knee to the left, and displacing the beginning line for the bainite reaction to the left. And as the tungsten content increased, the beginning line for the pearlitic reaction was moved to the left and for the bainite reaction moved to the right.

(3) Full hardness was obtained by air-cooling from 1020°C to 1050°C, and as the vanadium content increased, higher austenitizing temperature was necessary for the obtaining the full hardness.

(4) The quantity of retained austenite after air-hardening from 1020°C measured by the magnetic method increased with vanadium addition, and the tungsten and silicon had little effect on the retention of austenite. This retained austenite decomposed at a temperature between 550 to 650°C and resulted in the volume expansion.

(5) During tempering, the hardness decreased slightly up to about 300°C and then increased. Maximum secondary hardness was exhibited at a temperature between 500 to 550°C. As the vanadium, molybdenum and silicon content increased, respectively, the room temperature hardness after tempering above 500°C increased.

(6) The volume increment resulting from air-hardening was less than oil-quenching from the ordinary temperature. As the vanadium content increased, the amounts of length change after air-hardening from 1020°C decreased.

(7) As the vanadium and molybdenum content increased, the tensile strength at elevated temperature increased and impact strength slightly decreased. And both the tensile strength and impact strength increased with the silicon addition.

I. 緒 言

最近各方面でダイカスト鑄造法が採用されるに至り、之に伴つて優秀なる金型用鋼が要求されるようになった。ダイカスト型用鋼としては切削性良好なこと、熱処理変形の小さいこと、急熱急冷により亀裂を生じないこと、耐熱性の良好なこと等の性質が必要とされている

が、0.35% C, 5% Cr 熱間工具鋼は型用鋼として良好なる性能を有することが知られており、吾国に於いても一部報告されているが²⁾、本鋼種に及ぼす合金元素の

* 昭和30年4月本会講演大会にて講演

** 特殊製鋼株式会社, 工博

*** 同研究所

Table 1. Chemical composition of steel tested.

| Steel No. | Chemical composition (%) | | | | | | | | | Ac (°C) | Ar (°C) | Ar'' (1020°C × 20mn) |
|-----------|--------------------------|------|------|-------|-------|------|------|------|------|---------|----------------------|----------------------|
| | C | Si | Mn | P | S | Cr | Mo | V | W | | | |
| HWD—1 | 0.34 | 1.05 | 0.44 | 0.015 | 0.019 | 5.10 | 1.38 | — | | 830~900 | 775~685 | 240~90 |
| 2 | 0.35 | 1.03 | 0.45 | 0.016 | 0.019 | 5.07 | 1.36 | 0.22 | | 840~910 | 785~715 | 240~110 |
| 3 | 0.34 | 1.10 | 0.45 | 0.016 | 0.019 | 5.07 | 1.36 | 0.48 | | 850~920 | 800~690 | 250~100 |
| 4 | 0.36 | 0.99 | 0.43 | 0.017 | 0.019 | 5.12 | 1.41 | 0.74 | | 850~920 | 800~720 | 275~105 |
| 5 | 0.37 | 1.07 | 0.42 | 0.019 | 0.019 | 5.10 | 1.41 | 1.00 | | 860~940 | 825~725 | 290~120 |
| 6 | 0.35 | 1.01 | 0.43 | 0.016 | 0.020 | 5.04 | 1.53 | 1.24 | | 880~960 | 820~710 | 310~120 |
| 7 | 0.36 | 1.04 | 0.43 | 0.012 | 0.019 | 5.08 | 1.53 | 1.48 | | 880~960 | 860~775 | 310~130 |
| 8 | 0.35 | 1.02 | 0.43 | 0.008 | 0.019 | 5.10 | 0.73 | 0.38 | | 845~915 | 790~730 | 260~100 |
| 9 | 0.37 | 1.10 | 0.47 | 0.017 | 0.015 | 5.15 | 1.19 | 0.34 | | 840~910 | 780~720 | 225~80 |
| 10 | 0.38 | 1.08 | 0.43 | 0.007 | 0.018 | 5.09 | 1.48 | 0.38 | | 840~920 | 790~700 | 230~100 |
| 11 | 0.37 | 1.08 | 0.46 | 0.012 | 0.019 | 5.13 | 1.72 | 0.34 | | 840~920 | {775~705 425~315} | 235~70 |
| 12 | 0.37 | 1.08 | 0.45 | 0.018 | 0.020 | 5.10 | 2.06 | 0.38 | | 840~925 | {775~670 415~300} | 220~70 |
| 13 | 0.39 | 1.19 | 0.46 | 0.018 | 0.014 | 5.13 | 1.53 | 0.36 | 1.01 | 840~915 | 790~740 | 220~80 |
| 14 | 0.38 | 1.15 | 0.47 | 0.019 | 0.020 | 5.16 | 1.48 | 0.34 | 1.50 | 840~925 | 785~705 | 210~70 |
| 15 | 0.41 | 1.19 | 0.50 | 0.018 | 0.019 | 5.16 | 1.46 | 0.36 | 2.18 | 840~925 | 790~725 | 220~80 |
| 16 | 0.39 | 1.14 | 0.47 | 0.018 | 0.020 | 5.16 | 1.46 | 0.34 | 2.76 | 840~920 | 790~730 | 230~90 |
| 17 | 0.34 | 0.37 | 0.48 | 0.008 | 0.014 | 5.27 | 1.30 | 0.56 | | 825~900 | {760~715 425~300} | 250~90 |
| 18 | 0.35 | 0.65 | 0.49 | 0.010 | 0.014 | 5.27 | 1.25 | 0.50 | | 835~910 | {770~700 445~300} | 250~80 |
| 19 | 0.37 | 0.86 | 0.49 | 0.011 | 0.014 | 5.24 | 1.30 | 0.55 | | 840~920 | 795~720 | 250~85 |

影響については未だ明らかでない点が多いので吾々は V, Mo, W, Si を種々に変化させて試料をつくり之等合金元素の影響を調査した。供試材は Table 1 に示す如き成分のもので 35KVA 高周波誘導炉で 7kg 鋼塊を熔製し、之を 16φ に圧延して使用した。

II. 実験結果

(1) 変態点

本多式熱膨脹計で約 2.5°C/mn の加熱及び冷却速度で変態点を測定せる結果は Table 1 の如くで Ac 点は V 添加により上昇し、又 Mo, Si も僅かではあるが Ac 点を上昇させる。次に冷却変態の場合は Mo が 1.7% 以上、及び Si が 0.65% 以下になると Ar₁ 変態は大部分抑制されて Ar' 変態を示す。

次に 1020°C × 10mn 加熱後 (冷却速度 9.2°C/mn, 700°C) 炉冷した場合の変態生起状況をみたが、V を含まぬものは 325°C に中間段階変態に相当する膨脹を示すが、V の多くなるにつれてこの膨脹変態の生起温度が上昇する。而して V 1.2% 以上になると 750°C に Ar₁ 変態を生じ、390°C に膨脹変態を伴うが V 1.5% 以上では殆ど Ar₁ 変態のみとなる。

次に 1020°C × 20mn 加熱後の Ms 点を熱膨脹計により求めた結果は Table 1 に記載の如くにして、Ms 点は V 添加によつて上昇し、Mo 添加によりやや低下の傾向を示す。W は 1.5% まではやや低下するがそれ以上

は上昇の傾向を示す。Si によつては殆ど変化はない。

(2) 恒温変態曲線

厚さ 2.5mm の小試片を 1020°C × 20mn 加熱後鉛浴及び塩浴中に恒温焼入を行い保時時間を變えて水冷し硬度及び組織より恒温変態図を作成した。Fig. 1 (A) は V 0.48% の場合を示すもので変態はパーライト段階と中間段階とに分かれ、500°C 附近に過冷オーステナイトの安定な区域がある。(B) は V 1% の場合であるが V が多くなるとノーズ温度がやや上昇し、又中間段階変態開始線も短時間側にづれる。V の多くなるにつれて結晶粒度が微細となり V 1.4% ではベーナイトの針状組織も非常に微細となる。Fig. 1 (C), (D) は W 1.5% 及び 2.18% の場合の恒温変態曲線であるが W の添加によつてパーライト段階開始線はやや短時間側に移動し、中間段階変態開始線は著しく長時間側に移動する。

Fig. 2 は合金元素によつてパーライト段階及び中間段階の変態開始線が如何に変化するかを示したもので、図 (A) より V の多くなるにつれてノーズ温度が上昇し又変態開始線は V 1% までは長時間側に移動し、V が 1% 以上になると逆に短時間側に移動することがわかる。中間段階変態は V 添加により短時間側にづれる。

Fig. 2 (B) は Mo, W, Si の影響を比較したものでノーズ温度は大差はないが、Si 0.37% のときがパーライト段階変態開始がもつとも遅く、W の増加につれて、又 Mo の少ないほど変態開始が速くなる。中間段階変

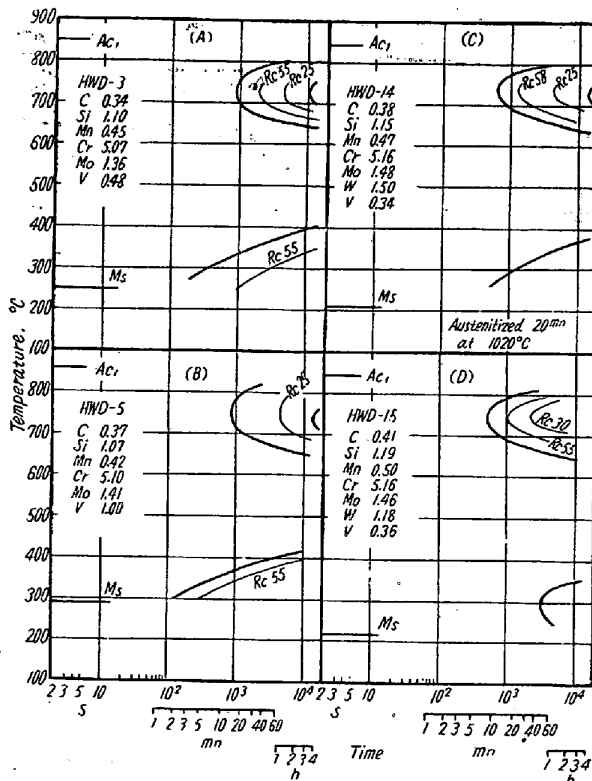


Fig. 1. Time-temperature-transformation curves for the decomposition of austenite.

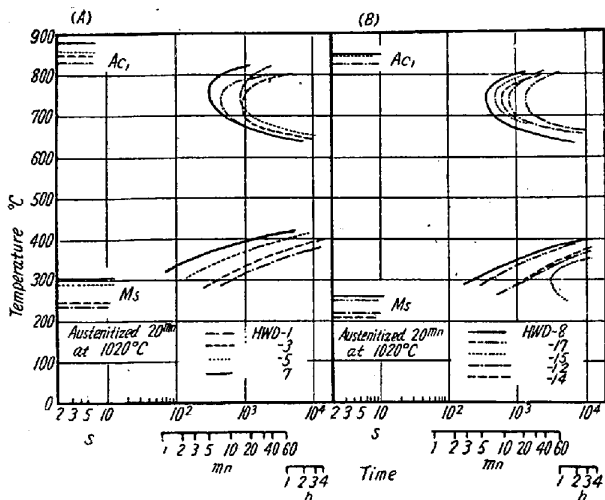


Fig. 2. Effect of alloying elements on the beginning line of the time-temperature-transformation curve.

態はWの多くなるにつれて著しく長時間側に移動し、又 Mo 及び Si の低い場合にはやや短時間側に移動する。

(3) 焼入焼戻硬度

Fig. 3 (A) は小試片を 920~1140°C より油冷及び空冷した場合の硬度を測定した結果であつてVの低いものは最高硬度の得られる空冷温度は 1020°C であるが、Vの多くなるにつれて次第に高目に移動しV 1%以上になると 1120°C に於いても硬度は未だ低下しない。Fig.

3 (B) は空冷硬度と合金元素の関係を示したものである。焼入温度の低いときはVの多くなるにつれて急激に硬度は低下するが、空冷温度の上昇につれてこの傾向はゆるやかになる。又 W 及び Mo の増加につれて硬度はやや上昇する傾向を示すが Si によつては殆ど変化がない。次に 1020°C×1h 加熱した場合の結晶粒度を酸化法³⁾により求めたが、V を含まぬものは G6 (50%), G9 (50%) の混粒を示したが V の多くなるにつれて次第に結晶粒度は細かくなり、V 1%では G10, V 1.48%では G13 を示した。W の添加によつても G11 と微細化を示した。

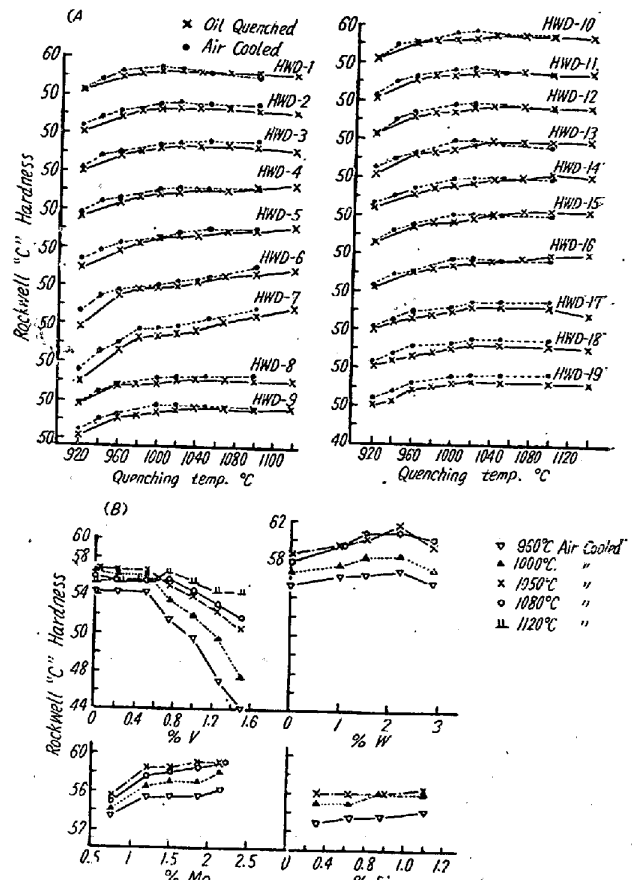


Fig. 3. Quenched hardness.

Fig. 4 は各温度から空冷後 100~650°C に 1h づつ繰返して硬度を測定した結果にして1020°C 空冷の場合は 300°C までの焼戻では次第に硬度を低下するが 400°C より次第に硬度を上昇し、500~550°C で著しい2次硬化を生ずる。V の含まれない HWD-1 に於いては2次硬化の程度が少くV 1%位に於いて最大となる。又 Si の低いものは 400°C までの焼戻による軟化の程度が大で2次硬化も少ない。

次に Fig. 5 (A) は 1000°C 油冷後の焼戻硬度曲線を示す。(B) は 1020°C 空冷後各温度で焼戻した場合

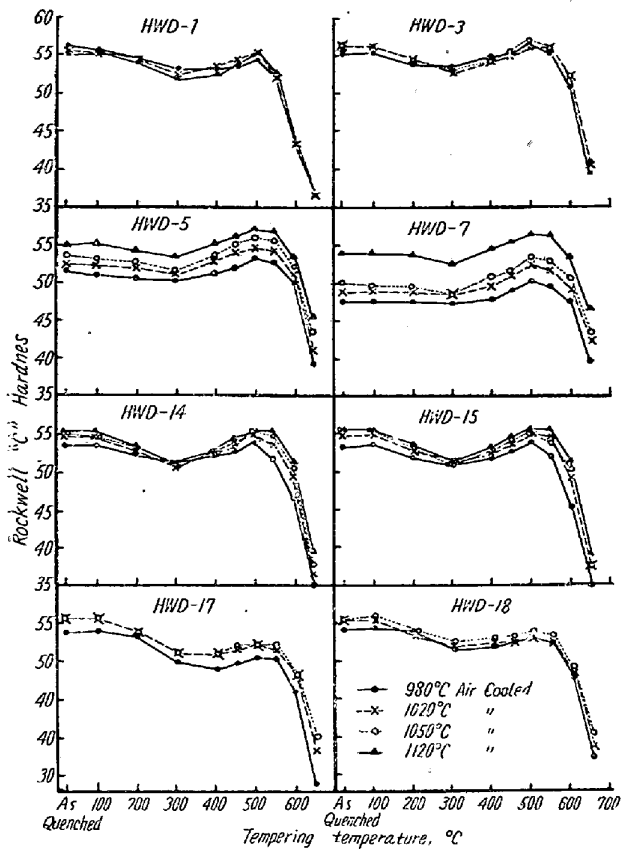


Fig. 4. Effect of tempering temperature on the hardness after various treatments.

の焼戻硬度と合金元素の関係を示すもので、500°C 焼戻の場合は $V \ 0.8\%$ で2次硬化は最大であるが、焼戻温度の上昇につれてVの多い程硬度が上昇する。又 Mo 及び Si の多くなるにつれて焼戻硬度は著しく上昇するが Wの影響はあまり顕著ではない。

(4) 残留オーステナイト

Fig. 6 (A) は $10\phi \times 50$ 試片を用いて磁気的方法⁴⁾により残留オーステナイトを測定した結果であつて、1020°C 空冷の場合Vを含めぬものは9%の残留オーステナイトを示すが、Vの増加につれて残留オーステナイトは次第に増加する。1000°C 油冷の場合にはVによる変化はあまり著しくない。又 W, Mo, Si の影響は殆ど認められぬが何れの場合も空冷の方が油冷よりも残留オーステナイト量は多い。Fig. 6 (B) は 1020°C より空冷後各温度で焼戻した場合の残留オーステナイトの変化を示したもので、400°C までは徐々に分解するが 550°C で著しく分解し、600~650°C 焼戻では残留オーステナイトは皆無となる。

(5) 焼入焼戻変形率

外径、両端面研磨して $10\phi \times 50$ 試片をつくり、1020°C 空冷及び 1000°C 油冷後各温度に階段的に焼戻して

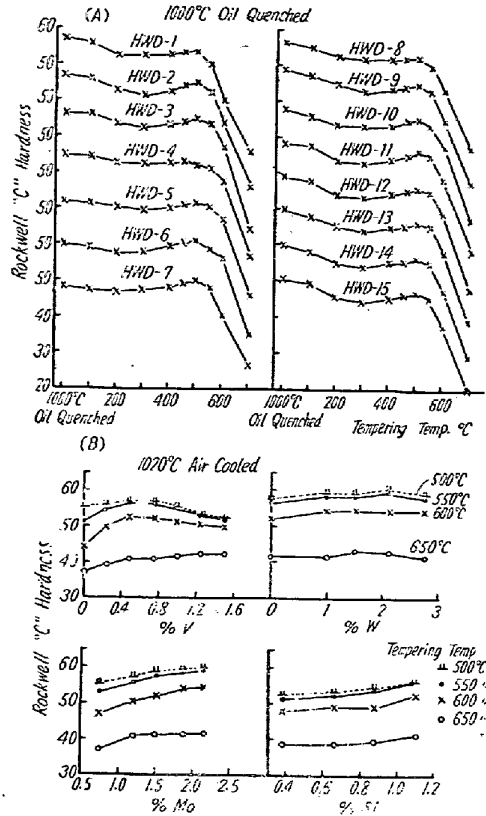


Fig. 5. Effect of tempering temperature on the hardness (A) and effect of alloying element on the tempered hardness (B)

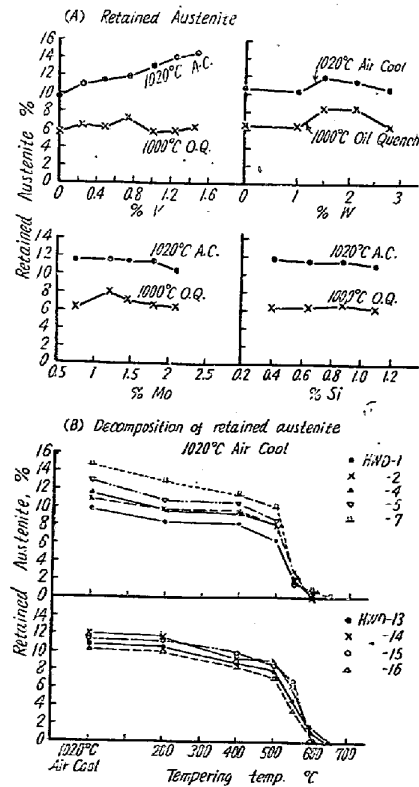


Fig. 6. Effect of alloying element on the retained austenite (A) and effect of tempering temperature on the retained austenite (B)

長さ及び直径変化をコンパレータにより測定した。Fig.7は1020°C 空冷の場合にして、Vを含まぬものは+0.028%の膨脹を示すがVの増加につれて膨脹量は減少し、V 0.5% 以上では収縮を示して V 1.5% では -0.072% となる。直径方向は何れも膨脹を示す。焼戻によつては 500°C までは僅かに収縮するが、550°C より膨脹し 600°C ではかなり著しく膨脹する。

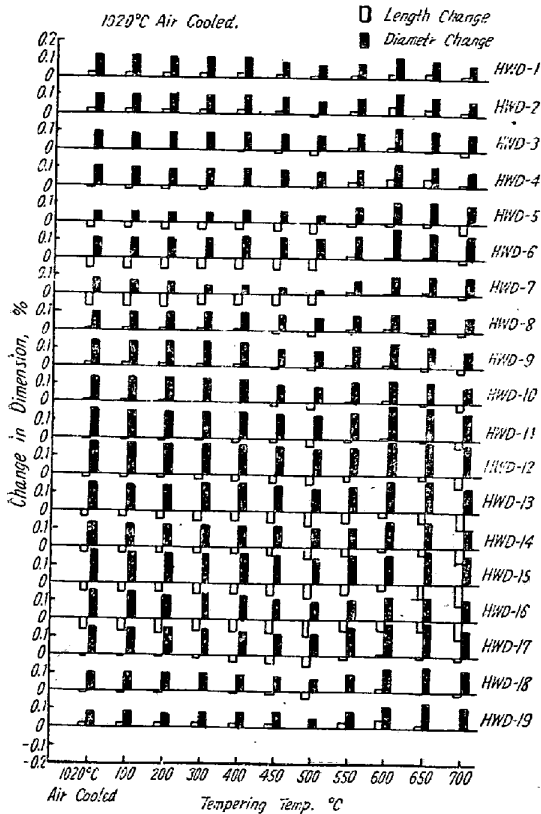


Fig. 7. Effect of tempering temperature on the dimensional changes.

Fig. 8 は同じく 1000°C 油冷の場合の変化を示す。Fig. 9 の (A) は焼入変形率と合金元素の関係を示したもので空冷及び油冷共にVの多くなるにつれて長さ方向の膨脹量は減少し次第に収縮するに至る。直径方向ではVによる著しい変化はないが、油冷の方が空冷より膨脹量が大である。Wの影響としては、空冷の場合長さ方向の変化はWの多くなるにつれて収縮するが、油冷の場合には殆ど変化は認められぬ。

Fig. 9 (B) は 1020°C 空冷後 600°C×2h 焼戻後 500°C 及び 600°C で 2h づつ 10 回まで繰返して焼戻を行い硬度変化を求めた結果である。Vを含まぬHWD-1及び Mo の低い HWD-8 は 600°C 焼戻で急激に軟化するが、その後 500°C の3回繰返焼戻でかなり硬度を上昇し、その後は殆ど一定となる。Vが多くなると硬度変化は殆どない。600°C 繰返焼戻ではかなりの硬度低

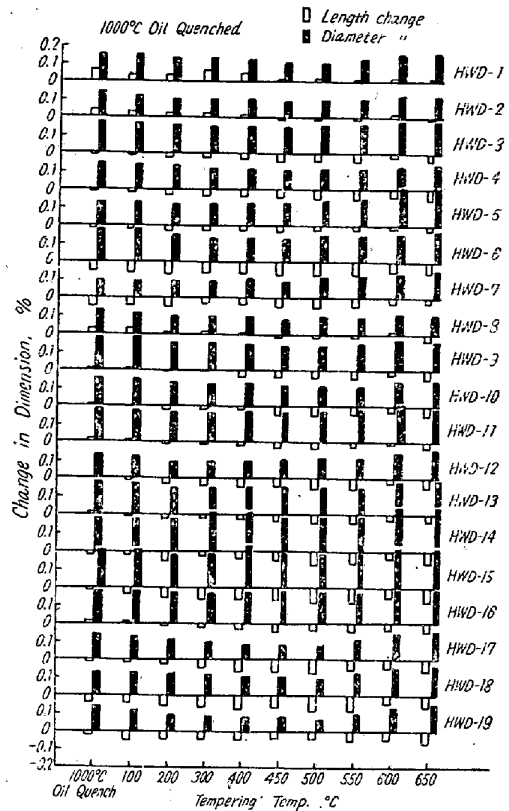


Fig. 8. Effect of tempering temperature on the dimensional changes.

下が認められるがVの多くなるにつれて焼戻軟化抵抗が大となる傾向がある。

(6) 常温及び高温抗張、衝撃試験

1020°C 空冷、600°C×2h 焼戻後常温で引張及び衝撃試験を行つた結果は Table 2 に示す如く、抗張力はVの増加につれて増大し V 1.2% で最大を示す。衝撃値はVの増加につれて低下するが V 0.8% 附近に山を生ずる。W は抗張力をやや増大するが、衝撃値は低下する。Mo は抗張力を増大し、而も衝撃値は Mo 1.5% で最大となる。次に Si の多くなるにつれて抗張力は僅か増大し衝撃値はやや低下する。

Fig. 10 は 1020°C 空冷、600°C×2h 焼戻後 400°C 及び 500°C で抗張・衝撃試験を行つた結果でVの多くなるにつれて抗張力は増大するが伸・絞は殆ど低下しない。衝撃値は V 1% までは低下し、Vがこれ以上になると再び大となる。Mo 添加量が大となるにつれて抗張力は著しく増大し、伸・絞も向上するが衝撃値は低下する。又 Si の多くなるにつれて抗張力、伸、絞、衝撃値共に向上する。Fig. 11 は 600°C、650°Cにおける結果にして V, Mo, Si によつて高温抗張力が向上する。

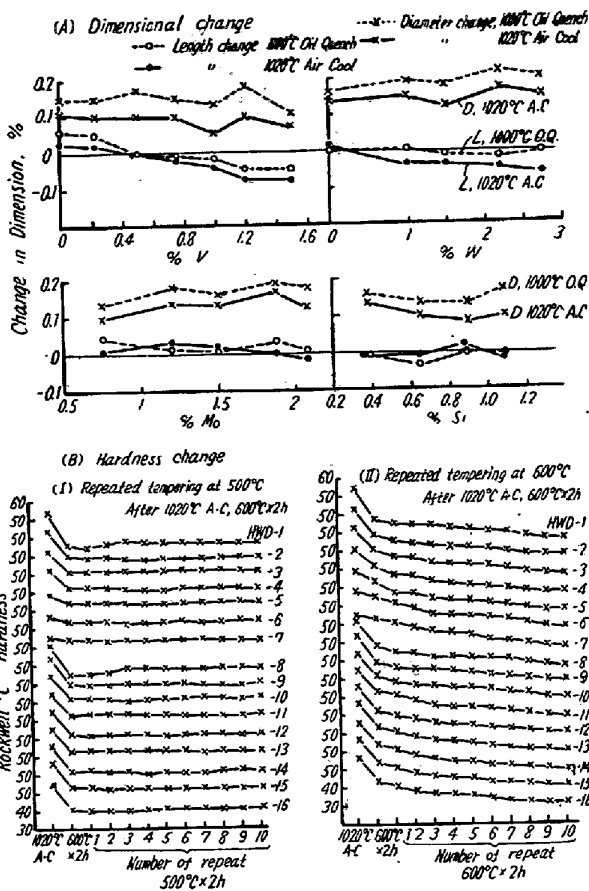


Fig. 9. Effect of alloying element on the dimensional change (A) and effect of repeated tempering on the hardness (B)

Table 2. Mechanical properties at room temperature. 1020° air cool, 600°C×2h temper

| Steel No. | Tensile strength kg/mm ² | Elongation % | Reduction of area % | Charpy impact value kgm/cm ² | Rockwell "C" hardness |
|-----------|-------------------------------------|--------------|---------------------|---|-----------------------|
| HWD | | | | | |
| — 1 | 124.2 | 17.0 | 54.2 | 8.29 | 40.1 |
| — 2 | 126.6 | 16.6 | 52.6 | 5.82 | 42.6 |
| — 3 | 138.0 | 13.5 | 47.2 | 4.86 | 44.1 |
| — 4 | 146.0 | 12.7 | 47.2 | 5.82 | 45.8 |
| — 5 | 144.0 | 11.7 | 39.6 | 5.82 | 47.0 |
| — 6 | 148.2 | 13.5 | 47.2 | 5.34 | 46.7 |
| — 7 | 144.0 | 14.5 | 50.8 | 4.15 | 46.0 |
| — 8 | 128.0 | 14.9 | 47.2 | 5.34 | 42.5 |
| — 9 | 135.0 | 16.3 | 50.8 | 6.37 | 43.7 |
| — 10 | 137.0 | 14.2 | 47.2 | 6.92 | 45.7 |
| — 11 | 142.0 | 14.9 | 49.0 | 4.86 | 44.8 |
| — 12 | 138.0 | 14.5 | 49.0 | 5.34 | 45.1 |
| — 13 | 144.4 | 10.6 | 43.4 | 4.63 | 45.6 |
| — 14 | 144.2 | 9.2 | 39.6 | 4.39 | 45.0 |
| — 15 | 142.0 | 12.4 | 41.6 | 3.25 | 45.9 |
| — 16 | 140.0 | 8.9 | 38.5 | 2.86 | 46.2 |
| — 17 | 135.5 | 14.2 | 50.8 | 6.09 | 43.5 |
| — 18 | 140.0 | 14.9 | 45.4 | 5.58 | 43.5 |
| — 19 | 141.0 | 14.2 | 43.6 | 5.10 | 44.0 |

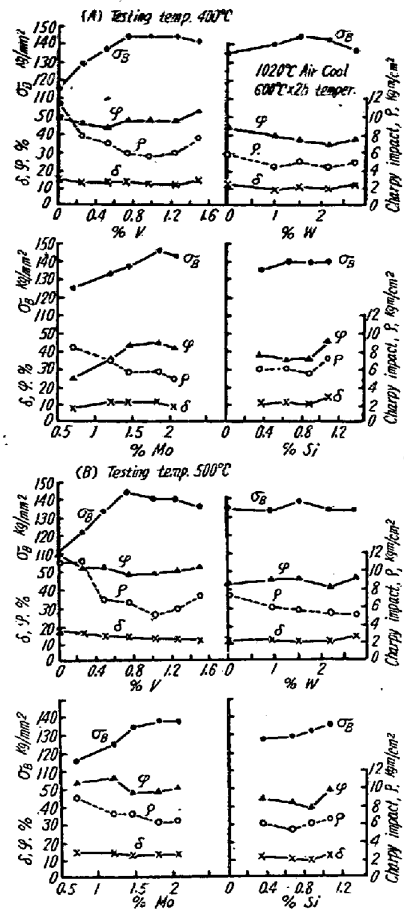


Fig. 10. Mechanical properties at elevated temperature- (A) 400°C and (B) 500°C.

III. 結 言

以上 0.35% C, 5% Cr, 1% Si, 1.4% Mo を基本成分として V, W を種々に添加し又 Mo 及び Si を変化せしめて之等合金元素の影響を調査したが、これらの結果を要約すれば次の如し。

(1) 変態点は V, Mo, Si 添加によつて上昇する。又 Ms 点は V 添加によつて上昇し、Mo 添下により下降する。結晶粒度は V, W 添加により微細となる。

(2) 恒温変態曲線はパーライト段階と中間段階変態とに分かれるが V 添加によつてノーズ温度が上昇し変態開始は V 1% までは次第に遅くなり、V がこれ以上になると逆に速くなる。中間段階変態は V 添加により短時間側に移動し、W 添加により著しく長時間側に移動する。

(3) 最高硬度は 1020~1050°C 空冷によつて得られるが V の多くなるにつれて最高硬度の得られる焼入温度は上昇する。焼戻によつては 500~550°C に 2 次硬化を生ずるが V の多いもの程顕著である。焼戻後の硬度は V, Mo, Si の増加につれて上昇する。

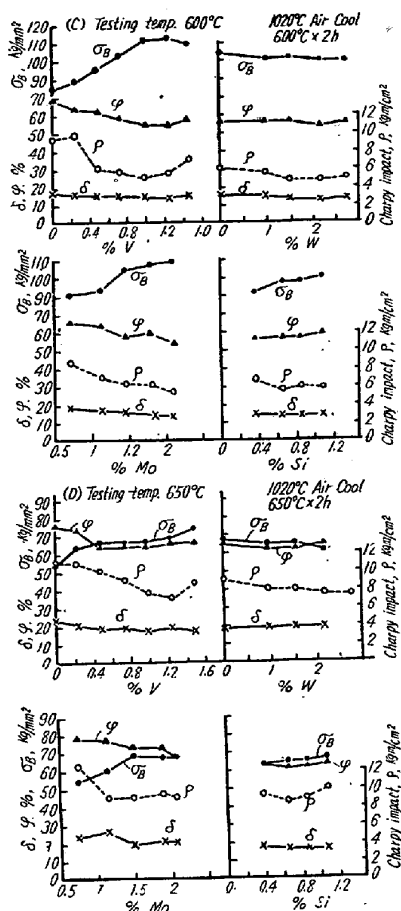


Fig. 11. Mechanical properties at elevated temperature, (C) 600°C and (D) 650°C.

(4) 1020°C 空冷後の残留オーステナイトは V の多くなるにつれて増加する。焼戻によつては 550~600°C で殆ど分解し、長さ及び直径方向共に膨脹を来たす。

(5) V, Mo の多くなるにつれて高温抗張力は著しく向上するが衝撃値は若干低下する。又 Si の多くなるにつれて抗張力、衝撃値共に向上する。

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すると共に実験の一部を担当された外岡輝, 平山政隆 両係員に謝意を表します。

(昭和 30 年 8 月寄稿)

文 献

- 1) Materials & Methods 36 (1952) p. 118
- 2) 浅田, 藤原, 松永: 日本金属学会講演概要 (1954) 4 月
- 3) SAE Handbook (1952) p. 126
- 4) 著者: 鉄と鋼, 41 (1955) p. 616

バネ材料に関する研究 (VI)*

堀 田 秀 次**・川 崎 瀬 雄***・堀 一 夫***

STUDY ON THE SPRING MATERIALS (VI)

Hideji Hotta, Dr. Eng., Tatsuo Kawasaki, Kazuo Hori.

Synopsis:

The material corresponding to a die steel No.5 as spring material in high temperature was heat-treated in the constant hot bath which was considered as the best one being based on the former experiments. Then, impact hardness test in high temperature, hardness test in room temperature, impact test, fatigue test by the Upton Lewis testing machine and microscopic test were carried out and also, impact hardness test of ordinary quench-tempered Si-Mn steel at high temperature was carried out.

These results were summarized as follows.

(1) On the material corresponding to a die steel No.5, the treatment in 600°C constant hot bath quenched from 1100°C was reconfirmed as the best heat-treatment.

(2) In the impact hardness test of ordinary quench-tempered Si-Mn steel, the almost linear descending inclination of impact hardness was recognized with ascent of testing temperature.

* 昭和 30 年 4 月本会講演大会(東京)にて発表 ** 熊本大学教授, 工学博士 *** 熊本大学助教授