

## W-Cr 系不収縮工具鋼の研究 (I)\*

(Mn 及び C の影響について)

山中直道\*\*・日下邦男\*\*\*

## INFLUENCE OF MANGANESE AND CARBON ON THE PROPERTIES OF W-Cr NON-DEFORMING TOOL STEEL (I)

Naomichi Yamanaka, Dr. Eng. and Kunio Kusaka

## Synopsis:

To investigate the influence of manganese and carbon on the properties of oil-hardening non-deforming tool steel containing 1.05% carbon, 1.2% tungsten and 0.75% chromium, the authors measured the critical point, Jominy hardenability, S-curve for the transformation of austenite, quenched and tempered hardness, retained austenite, dimensional changes and toughness.

## I. 緒 言

特殊工具鋼第2種は油焼入不収縮工具鋼として使用範囲がきわめて大きく、小はタップ類より大はネジローラにおよび用途によつて硬化能の調節をはかることが必要であり、このために JIS 規格においても Mn の上限が 0.5% から 0.8% に改正された。本鋼種の変形率、靱性等については既に2, 3の報告<sup>1)2)</sup>があるが、Mn が焼入変形率、硬化能等におよぼす影響については文献がないので、吾々はこの影響をしらべるために C 1.05%, W 1.2%, Cr 0.75% を基本成分として Mn を種々に添加し、また C 量をも変化させてこれらの影響を調査した。供試材は Table 1 に示す如き成分のもので、35 KVA 高周波誘導炉で 7 kg 鋼塊を熔製し、これを 16φ に圧延後球状化焼鈍を行つて使用した。

## II. 実験結果

## (1) 変態点

本多式熱膨脹計により約 2°C/mn の加熱および冷却速度で変態点を測定した結果は Table 1 に示す如くで Ac 点は Mn 添加により低下の傾向を示す。Fig. 1 は 900°C×10mn 空冷の場合の変態生起状況を示すもので Mn 0.4% では 440°C に Ar' 変態を示すが Mn の増加につれて Ar' 点は低下し、Mn 1% になると一部 Ar'' を生じ、Mn 1.4% では Ar' は消失して Ar'' 変態のみを示す。また C の多くなるにつれて Ar' 生起温度が上昇し、C 0.99% では Ar' は 430°C に、C 1.21% では 570°C に生ずる。

次に外径 16mm、内径 8mm、厚さ 2.5mm の試片を半分に切断した大きさのものを 820°C×20mm 加熱後、Ms 点附近の一定温度に保持せる塩浴中または油中に焼入れて 15~20 秒保持して直ちに 350°C の鉛浴に約 20 秒焼戻したのち水冷し、焼戻マルテンサイトと

Table 1. Chemical composition of steels tested.

Steel No.	Chemical composition								Ac (°C)	Ar (°C)
	C	Si	Mn	P	S	Cr	W	Cu		
WB-2	1.01	0.28	0.40	0.016	0.019	0.69	1.20	0.17	745~805	700~660
—3	1.06	0.31	0.61	0.014	0.020	0.76	1.21	0.18	740~800	710~670
—4	1.04	0.28	0.79	0.018	0.019	0.78	1.23	0.18	740~800	705~665
—5	1.02	0.31	1.03	0.016	0.019	0.77	1.22	0.16	740~790	700~650
—6	1.03	0.34	1.23	0.013	0.020	0.79	1.19	0.19	735~785	705~660
—7	1.03	0.33	1.40	0.014	0.018	0.79	1.21	0.18	725~780	695~645
—21	0.99	0.28	0.38	0.012	0.017	0.75	1.16	0.13	750~795	710~675
—22	1.07	0.29	0.40	0.011	0.015	0.76	1.18	0.18	745~805	720~685
—23	1.08	0.28	0.38	0.011	0.013	0.75	1.19	0.17	745~795	720~680
—25	1.12	0.28	0.38	0.010	0.018	0.75	1.27	0.18	745~795	725~685
—26	1.21	0.27	0.39	0.010	0.016	0.75	1.27	0.17	740~795	725~690

\* 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

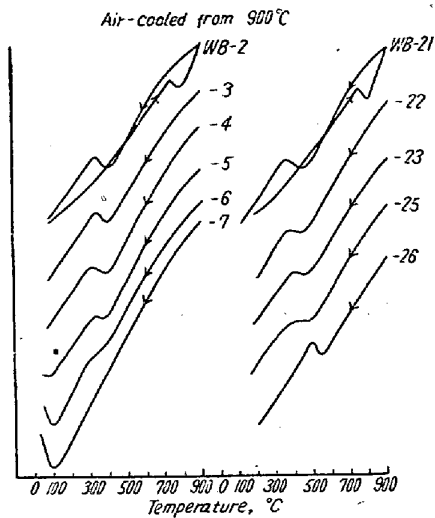


Fig. 1. Dilatation curves during air-cooling.

$\alpha$ -マルテンサイトがピクラルで識別されることを利用して<sup>3)</sup> Ms 点を求めた。Fig. 2(A)はこの結果で Ms 点は Mn の多くなるにつれて急激に低下し、また C% の増加によっても Ms 点は低下の傾向を示す。

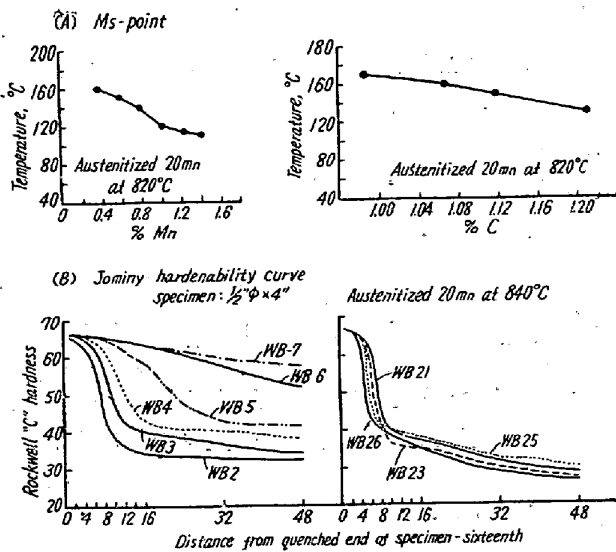


Fig. 2. Ms point (A) and Jominy hardenability curves. (B)

(2) ジョミニー硬化能および恒温変態曲線

Fig. 2 (B) は圧延材を球状化焼鈍後 1/2"  $\phi$   $\times$  4" の試片を作成し、840°C に加熱後 SAE 規格<sup>4)</sup>によつてジョミニー硬化能を測定した結果である。この場合には試片が細いため空冷効果が大で標準試片の場合よりも硬化能はやや大きくあらわれるが、Mn 量の多くなるにつれて硬化能は著しく向上する。また C% の多くなるにつれて硬化能はやや低下の傾向を示す。

次に厚さ 2mm の小試片を 820°C  $\times$  20mm 加熱後、

一定温度に保つた鉛浴および塩浴中に恒温焼入を行い保持時間を変えて水冷し、硬度および組織より恒温変態図を作成した。本鋼種の如く球状化焼鈍を行つて使用する工具鋼の場合にはセメント粒の大小により焼入性に差があることは、既に明らかにされている<sup>5,6)</sup> ところであるが、この場合には 920°C 焼準後 780°C  $\times$  4h の焼鈍を行つた。Fig. 3 はこの結果を示すもので、変態はパーライト段階と中間段階とが重なり合つた如き形を示し終了線に明らかに二重彎曲を生ずる。Mn の多くなるにつれて中間段階の突出部が顕著となり、また変態開始線は長時間側に移動し硬化能の増大することを示す。

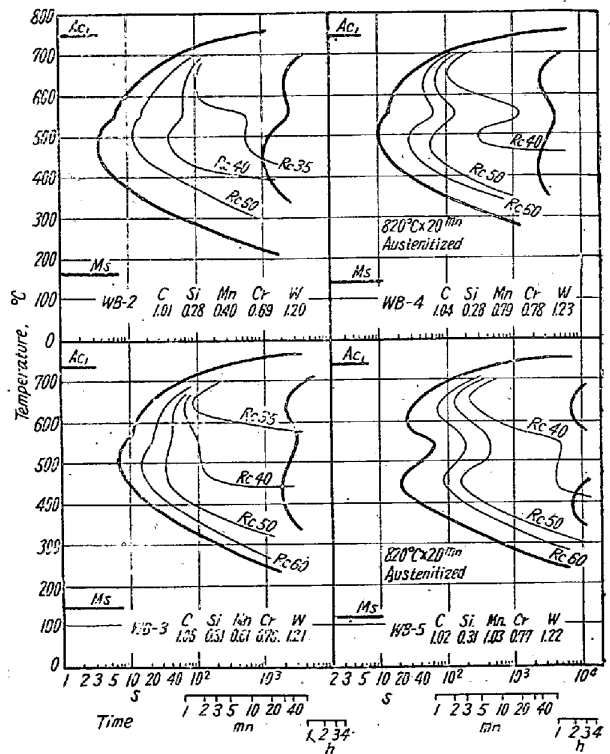


Fig. 3. Time-temperature-transformation curves for the decomposition of austenite

(3) 焼入硬度および残留オーステナイト量

16 $\phi$   $\times$  10 の小試片を 740~980°C に 20mm 保持して油冷し硬度を測定せる結果は Fig. 4 (A) の如くで油冷最高硬度 Rc 65 前後が、Mn の低い場合には 840°C 附近で得られるが、Mn の多くなるにつれてこの温度が低目に移動する。Mn の低いものは焼入温度上昇による硬度低下の割合は少ないが、Mn が多くなるにつれて、また C 量の高くなるほど硬度が急激に低下する。これは後述の如く残留オーステナイトの増加によるものと考えられる。なお 780°C  $\times$  4h および 840°C  $\times$  20h  $\rightarrow$  780°C  $\times$  10h の焼鈍を行つてそれぞれ球状セメント粒の粒を変化せしめたものより外径 16mm, 内径 6mm, 厚さ 4

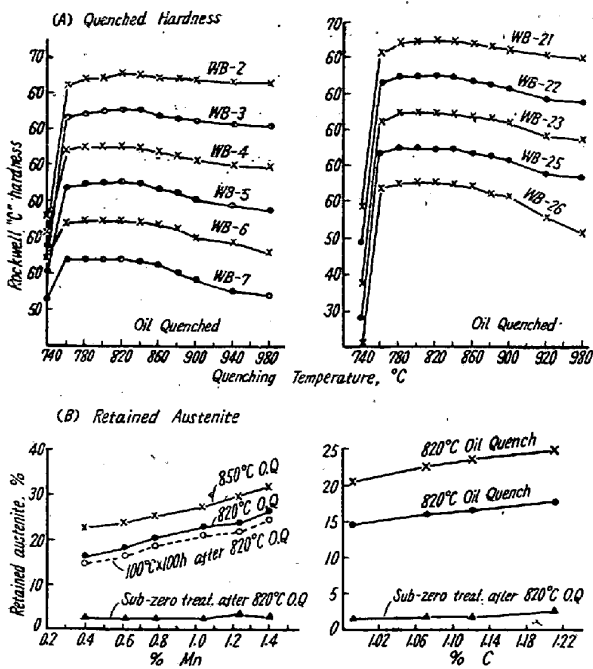


Fig. 4. Quenched hardness (A) and retained austenite (B) 右図中 (××線上の 820°C とあるは 850°C の誤記につき訂正す)

mmの小試片を作成し、840°C に加熱した鉛浴中に入れ浸漬時間を 1, 2, 4, 6mn と変化させて油冷し硬度を測定したが、両者共に浸漬時間は 2mn で充分硬化することが判明した。

次に酸化法<sup>7)</sup>により 860°C×1h 加熱の場合の結晶粒度を求めた結果は G 11~12 前後で Mn の影響は別に認められない。

次に 820°C 油冷, -75°C×4h のサブゼロ処理 (ドライアイス+アセトン) を行い硬度変化をみたが、硬度は Rc 66~67 に上昇し、C量の多いほど高硬度を示す。

Fig. 4 (B) は 10φ×50 試片を用い、磁気継鉄法 (H=2000 エルステッド) により 820°C および 850°C 油冷(24h 後)して残留オーステナイト量を測定した結果で Mn の多くなるにつれて急激に増加し、また C量の多いほど増加の傾向を示す。しかして焼入温度の高いほど残留オーステナイトは増加する。820°C 油冷後 -75°C のサブゼロ処理を行うと残留オーステナイトは著しく減少し 2% 内外となり、Mn および C の影響は殆んど認められぬ。820°C 油冷後 100°C×100h のエージングによつて残留オーステナイト量は焼入後 24 h の時の値よりも約 3% 前後分解する。また 850°C 油冷後常温で 150 日間放置すると 1.5~2%分解する。

(4) 焼入および焼戻による寸法変化

外径, 端面共に研磨して 10φ×50 試片をつくり、820°C 油冷および -75°C×4h サブゼロ処理を行った後焼鈍状態に対する長さおよび直径の変化を 1μ の精度を有するコンパレーターにて測定した。Fig. 5 (A) は寸法変化におよぼす Mn の影響を示したもので、長さ方向では 820°C 油冷および 850°C 油冷共に Mn の増加につれて膨脹量は減少し、Mn が多くなると収縮するに至るが、焼入温度の高い場合の方がこの傾向が顕著になる。直径方向は何れも +0.2% 前後の膨脹を示し Mn の影響は殆んど認められぬが、サブゼロ処理後は Mn の多い程直径方向の膨脹量が大きい。次に (B) は各温度に 1h づつ焼戻を行った場合の長さおよび直径変化率を示すもので、油冷後 150°C までは次第に収縮し、200°C で僅かに、300°C で著しく膨脹を示す。この膨脹量は Mn および C量の多くなるほど大であり、残留オーステナイトの分解に基くものである。

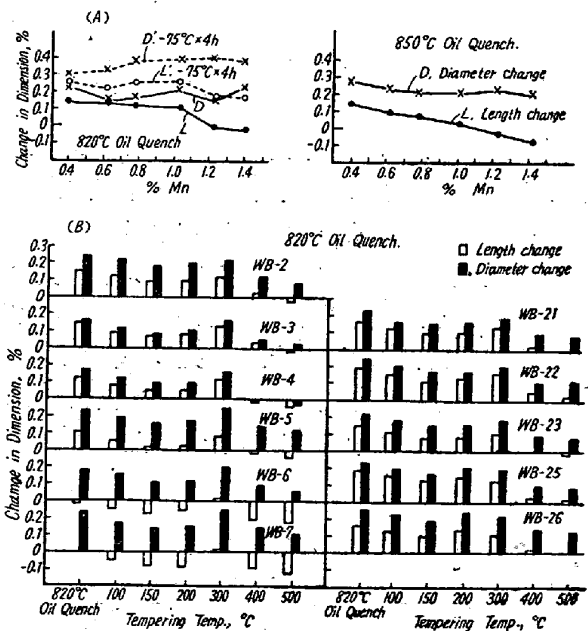


Fig. 5. Effect of manganese (A) and tempering temperature (B) on the dimensional changes.

Fig. 6 (A) はサブゼロ処理後焼戻した場合の寸法変化を示すもので、この場合には 200~300°C にわたる膨脹は全然認められない。

(5) 焼戻による残留オーステナイト, 硬度および長さの変化

Fig. 6 (B) は 820°C 油冷後各温度に 1h づつ焼戻を行った場合の残留オーステナイトの変化を示したもので、残留オーステナイトは何れも 150°C までは殆んど分解せず、200°C でわずかに分解し 300°C で完全に分解する。

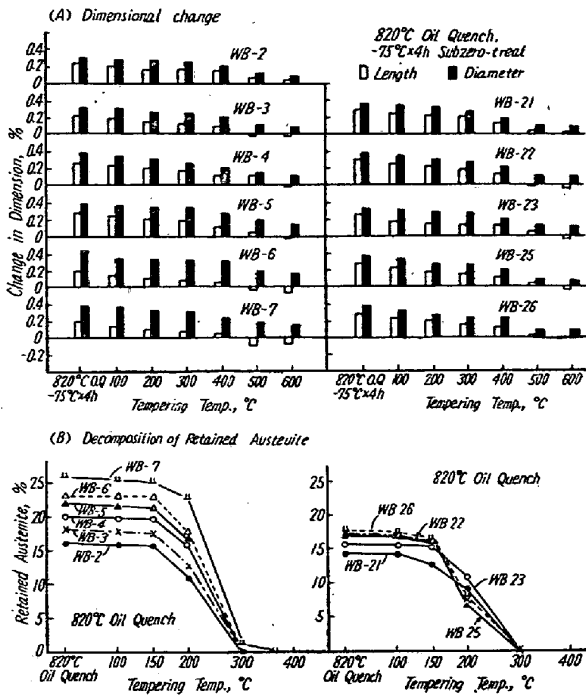


Fig. 6. Effect of tempering temperature on the dimensional changes (A) and decomposition of retained austenite (B)

次に Fig. 7 は 820°C 油冷およびサブゼロしたものを各温度に 1h ずつ段階的に焼戻した場合の硬度曲線を示すもので、サブゼロ処理により硬度は Rc 66~67 に上昇する。油冷のものは 250~300°C において残留オーステナイトの分解により軟化が一時停止し、この程度は Mn の多いほど著しい。サブゼロ処理を行ったものは 300°C までの焼戻では油冷のみのものより硬度は高目であるが、これ以上の焼戻温度では殆んど差がなくなる。

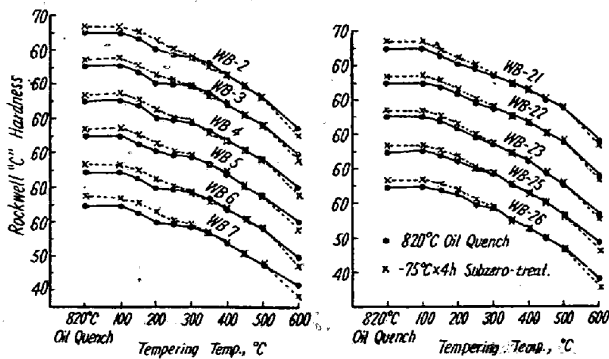


Fig. 7. Effect of tempering temperature on the hardness.

Fig. 8 は 5φ×80 試片を 820°C 油冷後、600°C まで約 2.5°C/mn の加熱速度で連続的に焼戻した場合の長さの変化を本多式熱膨脹計により測定したものであるが、Mn の多くなるにつれて 110°C 附近から開始する

所の α→βM に基づく収縮が顕著になる。Mn の量多いものは焼入状態においては残留オーステナイト量多く、したがって α-M の量は Mn の低いものよりも少いにかかわらず、α→βM に伴う収縮が著しいことは、既に報告にもある如く、Mn による本質的な影響によるものであり、α-M の分解が Mn によつて促進されることを示すものである。

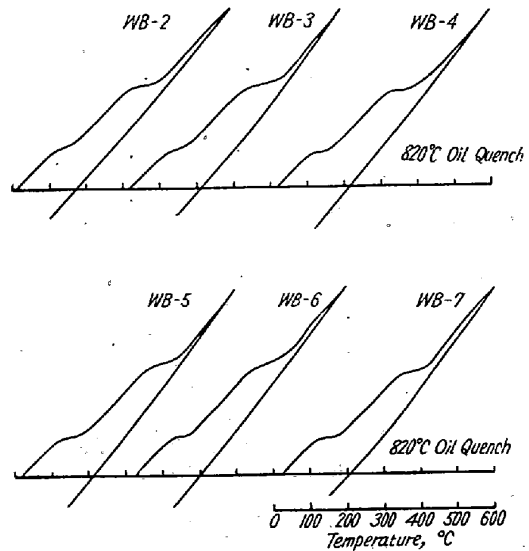


Fig. 8. Length changes during tempering.

(6) 時効による性質の変化

精密工具、抜型、ゲージ類等にとっては寸法の安定性が重要な性質の一つである。焼入状態においては鋼は α-M と残留オーステナイトを有するために、これを常温に放置するときには残留オーステナイトの分解による膨脹と α→βM 変化による収縮とによつて寸法変化を生ずる。これを防止するために 100~120°C の長時間エージングまたはサブゼロ処理後焼戻をすることが<sup>8)</sup>行われるのでこれに関し若干の実験を行った。即ち 820°C 油冷およびサブゼロ処理せるものを 100°C×10h 焼戻を 10 回繰返した場合の硬度、寸法、残留オーステナイトの変化を求めた。

Fig. 9 (A) は硬度変化を示したもので、まず 820°C 油冷の場合には 50h までは次第に硬度を低下し、その後殆んど一定となり Rc 62 前後を示す。-75°C サブゼロ処理を行ったものは 60h までは徐々に硬度を低下し、その後は殆んど一定となり Rc 64 前後を示すが C 量の多いほど硬度は高い。

Fig. 9 (B) は同じく、コンパレーターにより長さ変化を測定したものであつて焼戻を繰返した場合焼入状態に対する変化量(収縮)を示す。820°C 油冷のものおよびサブゼロ処理したもの共に 100°C×10h の焼戻で急激

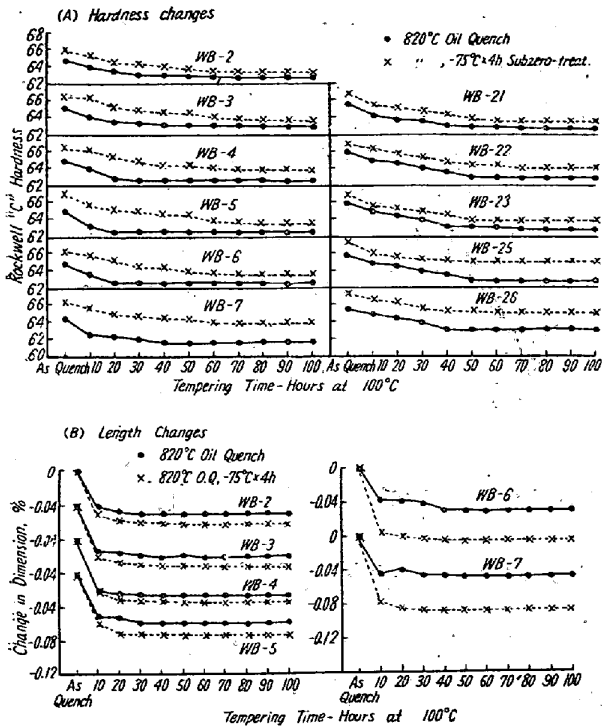


Fig. 9. Hardness and length changes during tempering at 100°C.

に収縮し、その後50hまでは徐々に収縮し一定値に近づく。サブゼロ処理したものは油冷のみの場合よりも収縮量は多く、またMnの増加につれてこの収縮量が大きくなる。

(7) 靱性試験

16φ 圧延材を球状化焼鈍後 7φ×50に加工し、820°C×20mn 油冷後各温度で 1h 焼戻を行い、静的曲げ試験により靱性の変化をみた。即ちアムスラー試験機で 40mm 支点間の中央に荷重を加え 1/100mmダイヤルゲージを用い撓み量の測定を行った。Fig. 10 (A)はこの結果を示すもので焼戻によつて 100°C 附近より α→β M 変化に対応して急激に靱性を増加し、175°C で最大となり、200~250°C で残留オーステナイト→βM 変化に伴い、やや靱性を減じてその後焼戻温度の上昇につれて靱性を向上する。したがつて硬度と共に靱性を充分大ならしめるためには、175°C 前後で焼戻を行うのを適当とする。次に (B) は 820°C×20mn 油冷後 175°C×1h 焼戻せるものの靱性に Mn および C が如何なる影響を与えるかをみたもので、Mn によつては撓みには殆んど変化がないが破断荷重がやや増加して靱性が向上する傾向を示すが、C 量の増加によつては靱性は低下する。

III. 結 言

以上 C 1.05%, W 1.2%, Cr 0.75% を基本成分として Mn を変化せしめ、また C をも変化させてその影

(Fig. 10 のA図中 Tempering temp. 1h とあるは Tempering time, 1h の誤記につき訂正す)

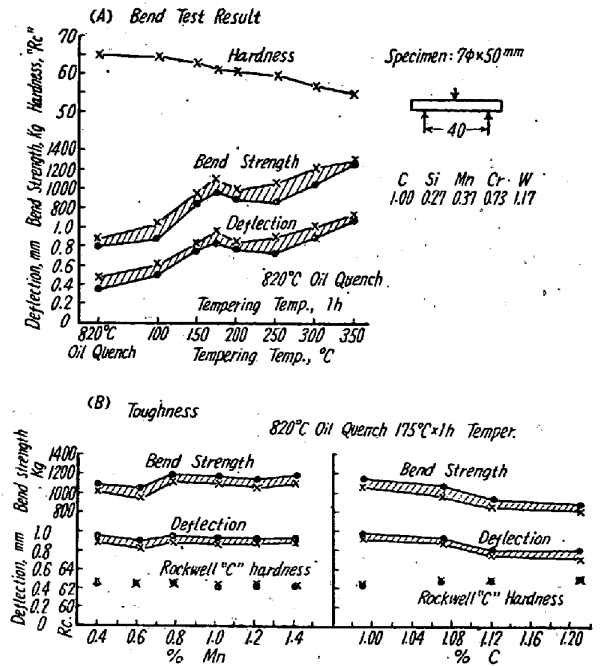


Fig. 10. Effect of tempering temperature on the bend strength and deflection (A) and effect of manganese and carbon on the toughness (B).

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 Mn 添加により降下する。また Ms 点も Mn および C 量の増加につれて低下する。
- (2) 硬化能は Mn 添加により著しく向上し、C 量が多くなるとやや低下の傾向を示す。恒温変態曲線はパーライト段階と中間段階とが重なり合った形を示すが、Mn 量の多くなるにつれて中間段階の突出が顕著となり変態開始線は長時間側にずれる。
- (3) 焼入によつて残留するオーステナイトは Mn および C の多くなるにつれて増加する。-75°C サブゼロ処理により残留オーステナイトは殆んど分解する。焼戻によつては 200°C より分解をはじめ、300°C で殆んど完全に分解する。
- (4) 焼入による長さの膨脹率は Mn の多くなるにつれて減少し、Mn 1.2% 以上では収縮を示す。焼戻によつては 150°C までは収縮を示すが 200~300°C で膨脹を示す。α→βM による収縮量は Mn の多いほど顕著になる。
- (5) サブゼロ処理により硬度は Rc 66~67 に上昇する。100°C×100h の長時間エージング後の硬度は C 量の多いほど高い。
- (6) 靱性試験の結果によれば焼戻によつて 175°C までは急激に靱性を増加し山を生ずるが、200~250°C

焼戻で靱性をやや低下し谷を生ずる。820°C 油冷、175°C×1h 焼戻後の靱性は Mn 量の増大につれてやや増加の傾向を示すが、C量の多くなるにつれて靱性は低下する。終りに本研究の発表を許可せられたる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耀平山政隆両係員に謝意を表する。(昭和30年7月寄稿)

文 献

- 1) 田中実: 工業大学々報, No. 2 (1949) p.45
- 2) 出口, 須賀: 鉄と鋼, 12 (1951) p.27

- 3) A.B. Greninger, A.R. Troiano: TASM. 28 (1940) p. 537
- 4) SAE Handbook (1954) p. 134
- 5) 近藤: 日本金属学会分科会報告 V-A, p. 58
- 6) 藤沢: 日本金属学会誌, 18 (1954) p. 441
- 7) SAE Handbook (1952) p. 126
- 8) 倭, 大沢: 日本金属学会講演概要 (1955) 4月 p. 84

## Timken 16-25-6 の高温機械的性質に関する研究 (II)\*

長谷川太郎\*\*・落合 治\*\*・稻生 順一\*\*

### STUDIES ON MECHANICAL PROPERTIES AT ELEVATED TEMPERATURE OF TIMKEN 16-25-6 (II)

Taro Hasegawa, Osamu Ochiai and Junichi Ino

Synopsis:

The authors studied the effects of solution treatment on Timken alloys before hot-cold working, working temperature and reduction of working on creep rupture properties at 650°C, 31.5 kg/mm<sup>2</sup>. The results were as follows.

(1) Creep resistance increased by the solution treatment before hot-cold working, but ductility of creep rupture testing prominently decreased by it as compared with the test pieces which were hot-cold worked at the comparable working condition and not solution-treated before hot-cold working, although the hardness of the test pieces of the comparable working condition were not different.

(2) Creep rupture time decreased, and ductility increased as working temperature increased. Creep rate of the specimens worked at 700 and 800°C were not different regardless of the reduction of working and preheat-treatment. The third stage creep strain of the specimens which were hot-cold worked at 700°C were smaller than when it was hot-cold worked at 800°C.

(3) Creep rupture life decreased while the reduction of working increased regardless of the increasing hardness. Ductility decreased, while the reduction of working at any working temperature increased.

### I. 緒 言

前報においては H. C. W. (hot-cold work) および P. H. (時効硬化処理) 前の回溶化処理時間の機械的性質におよぼす影響について報告した。その結果回溶化処理時間を長くし固溶体化および合金元素の拡散を充分進行させればクリープ抵抗は向上し、靱性は低下することが明らかとなった。然るに本鋼種では翼車等大型鍛造品を製造する場合、通常回溶化処理を行わず H. C. W. を実施する<sup>1)2)</sup>。H. C. W. の方法は AMS 5727 A によれば 682°C 以下にて 4~6h の加熱後 H. C. W. を行

い 650~660°C 以下にて時当り少くとも 4h 保持空冷なる応力除去焼鈍を行う。即ち固溶化処理を行わず H. C. W. を行うことにより長時間高温度における靱性を向上する方法を採用している。H. C. W. 後の機械的性質は上記の如き H. C. W. 前の処理法の外に H. C. W. の加工条件として加工温度および加工度の影響をうけることが予想される。H. C. W. の加工条件に関しては C. L. Clark<sup>3)</sup> の加工度と引張試験値に関する報告がある

\* 昭和30年本会春期講演大会にて発表

\*\* 住友金属製鋼所