

は、一応鋼塊中の非金属介在物になると考え、それぞれの割合をX, Y, Zとするとつぎのようになる。

$$X:Y:Z = \{1-2/(\alpha+\beta+\gamma)\} : \{1-\beta/(\alpha+\beta+\gamma)\} : \{1-\gamma/(\alpha+\beta+\gamma)\}$$

ゆえに重量比は

$$1/4 \cdot W_n(\beta+\gamma)/(\alpha+\beta+\gamma) : W_t(\alpha+\beta)/(\alpha+\beta+\gamma) : W_b(\alpha+\beta)/(\alpha+\beta+\gamma) \dots\dots\dots (7)$$

(7) 式に W_n, W_t, W_b および (6) 式の α, β, γ の値を代入すると、

$$X:Y:Z = 1/4 \cdot 706 \cdot (1+2)/(17+1+2) : 3067 \cdot (17+2)/(17+1+2) : 2 \cdot 575 \cdot (17+1)/(17+1+2) \\ \approx 1:110:39$$

すなわち熔融したそれぞれの耐火物の中、鋼塊表面に現われないで鋼塊内部に混入される重量比は1:110:39となり注入管煉瓦は煉瓦疵として大きな影響を与えることが考えられる。

しかしそれぞれの耐火物の重量が違っているために、こゝで熔鋼に接触した単位長さについて考えてみると、それぞれの長さは、270 mm, 185 mm, 400 mm となり単位長さにおける各耐火物の混合浮上割合を α', β', γ' とすれば

$$\alpha':\beta':\gamma' = 0.17/(1/4 \cdot 706 \cdot 1.85 \cdot 1/270) : 0.07/(3067 \cdot 0.76 \cdot 1/1857) : 0.05/(1150 \cdot 0.91 \cdot 1/400+2)$$

$$\approx 0.145:0.056:0.04 = 3.6:1.4:1$$

いずれにしても、注入管、B煉瓦は混合浮上し難い。ゆえに使用耐火物中特に品質改善の要ありと思われる。

VI. 結 論

CoO tracer を少量混入した湯口、注入管およびB煉瓦を使用してそれぞれの耐火物が熔融してどのような割合で、スカムとして浮上するか、その係数を調査した結果大体つぎのようなことがいえるようである。

(1) 湯口、注入管、および定盤B煉瓦が熔融して鑄型内および鋼塊表面でスカムを生成する場合均一に混合浮上する割合 $\alpha:\beta:\gamma=17:1:2$ であり、それぞれの耐火物が熔鋼に接触した単位長さで検討すると $3.6:1.4:1$ となり、いずれにしても、注入管煉瓦、B煉瓦は熔融してもスカムにはなり難く、鋼塊内に混入されたり、湯道、注入管などに溜り、浮上し難いことがわかった。

(2) 1定盤に発生する鋼塊付着物以外の表面に現われない非金属介在物、すなわちこれは砂疵の大きな因子になると考えられるが、これについてのそれぞれの重量比は $1:110:39$ であり、やはり注入管煉瓦が最も大きく影響し、つぎに定盤、B煉瓦で、これらの耐火物について品質改善の必要がある。(昭. 33-7 寄稿)

焼入、常温時効および焼戻による長さの変化と靱さについて*

(低W-Cr 工具鋼 (SKS 2) の低温熱浴焼入—II)

立 川 逸 郎**

LENGTH CHANGES AND TOUGHNESS ON QUENCHING, AGING AND TEMPERING

(Hot-Bath Quenching of a Low W-Cr Tool Steel (SKS 2)
in Low Temperature Range—II)

Itsuro Tatsukawa

Synopsis:

In this article, using cylindrical specimens of a 1.0% C-1.0% Cr-1.4% W tool steel, length changes on hot-bath quenching under certain conditions at temperatures both above and below its Ms point (162°C), subsequent aging at room temperature and tempering were measured. Their intensity of magnetization, hardness and toughness in statical bending test were also measured, being compared with those in the case of oil quenching and tempering.

* 昭和 31 年 10 月 本会講演大会にて発表 ** 熊本大学工学部機械工学教室

It was found that specimens consisting of tempered martensite, lower bainite and a lot of stabilized retained austenite, obtained by hot-bath quenching below its Ms point, under such conditions of 150°C-24h or 130°C-48h, followed by aging at room temperature for several days and tempering at 180°C, showed little length change as well as possessed much greater toughness with hardness above Rc 63 than those oil-quenched and tempered ordinarily.

I. 緒 言

前報¹⁾で低 W-Cr 工具鋼 (SKS2) の下ベイナイト域の低温部ならびにマルテンサイト域における恒温変態および熱浴焼入後の組織成分とその焼戻性について述べた。ところで本鋼種は工具材あるいはゲージ材として用いられ、その熱処理変形や靱性についてこれまで種々の研究結果²⁾が発表されているが、低温熱浴焼入、特に長時間恒温処理の場合についてはほとんど明らかにされていない。本研究では前報に続いて、低温熱浴焼入とそれに続く常温時効および焼戻による長さの変化を測定し、また静的曲げ破壊に要するエネルギーで靱性を比較した。そしてこれらの性質と前報で述べた組織との関連性を考察し、かつ油焼入-焼戻のものと比較検討した。その結果、従来の熱処理方法に比して熱処理変形が小さくしかも相当の高硬度とともにすぐれた強靱性が得られる熱処理条件を選定することができた。

II. 試料ならびに実験方法

試料は前報と同じ市販の 20 mm φ 圧延材から火造、旋削によつて 5 φ × 65 mm の丸棒に仕上げた。主な化学組成と変態点はつぎのとおりである。

組成: C 1.0%, Cr 1.0%, W 1.4%

Ms 点: 162°C (オーステナイト化加熱温度 850°C)

試料を①~④の3または2本のグループに分け、800°C × 30mn. 加熱炉冷の焼鈍処理した後、下記の熱処理と測定を行つた。

850°C × 20mn のオーステナイト化加熱 (真空中) 後油焼入または熱浴焼入 (浴温 210°~130°C, 恒温処理後空冷) → 常温時効 (約 20°C × 200 h) → 180°C × 30mn 焼戻空冷なる一連の熱処理を行い、その間の長さの変化を測定し、さらにこの最終熱処理のものについて硬度と常温磁気の強さの測定および曲げ試験を行つた。ただし、二、三のグループについては熱処理の一部あるいは順序を変えた。また熱浴焼入の浴温と保持時間および焼戻温度は前報の結果から Rc 63 以上の高硬度が得られる範囲で選定した。各グループの熱処理を Table 1 に示す。

常温時効後の 180°C 焼戻は、それによる変形を知るとともに、収縮量によつて焼入と時効により生じた焼入

Table 1. Heat treatment of specimens.

Austenitizing heating: 850°C × 20mn

O.Q.=Oil quenching, H.Q.=Hot-bath quenching followed by air cooling, A.=Aging at room temperature for 200h, T.=Tempering.

Group of specimens	Heat treatment
A B C	O.Q. → A. O.Q. → A. → 180°C T. O.Q. → A. → 200°C T.
D E	H.Q. (210°C × 5mn) → A. H.Q. (210°C × 5mn) → A. (for 43h) → 180°C T.
F G H I	H.Q. (180°C × 2h) → A. → 180°C T. H.Q. (180°C × 2h) → 180°C T. → A. H.Q. (180°C × 10h) → A. → 180°C T. H.Q. (180°C × 24h) → A. → 180°C T.
J K L M	H.Q. (150°C × 2 h) → A. → 180°C T. H.Q. (150°C × 10h) → A. → 180°C T. H.Q. (150°C × 24h) → A. → 180°C T. H.Q. (150°C × 40h) → A. → 180°C T.
N O P	H.Q. (130°C × 2 h) → A. → 180°C T. H.Q. (130°C × 24h) → A. → 180°C T. H.Q. (130°C × 48h) → A. → 180°C T.

マルテンサイト (M) の量を比較し、かつ靱性を低くする M を焼戻マルテンサイト (t-M) に変化せしめた組織で曲げ性質値を比較するために行つた。

常温磁気の強さは本多式装置 (磁場の強さ約 250 Oe) で測り、この値によつて残留オーステナイト ($R-\gamma \sim \gamma'$) の量を比較した。

長さの変化は Carl Zeiss 社製水平型オプチメータ (1μ 目盛) を用いて測定し、試料を測定するたびに標準体 (焼鈍試料) をも測定して室温の差異などによる誤差を補正した。焼入後または焼戻後の測定は油中投入、恒温熱浴より引揚げ、あるいは焼戻加熱の終了から 20mn 後に行い、かつこれらの値を時効変形の原点とした。

曲げ試験は Olsen の試験機を用い、支点間の距離を 50 mm として中央に荷重を作用させ、中央の前後にとりつけた2つのダイヤルゲージで撓みを測つた。測定値から荷重-撓み線図を描き、これから破断荷重、最大撓みおよび破断エネルギーを求め、また撓みが 0.02 mm の点から直線部に平行線を引き、これが線図と交る点を降伏荷重とした。

III. 実験結果ならびに考察

Figs. 1~4 は焼鈍状態を原点として焼入—時効—焼戻における長さの変化を示し, Figs. 5, 6 は曲げ試験における荷重—撓み線図の例である. また Fig. 7 は各グループの焼入, 時効および焼戻の個々の処理による長さの変化量, ならびにこれらの処理による全変化量, 磁気の強さ, 硬度および破断エネルギーの平均値を一括して示す.

焼入後の組織については前報で詳細に述べたが, さらに本実験でも前述のように, 180°C 焼戻による収縮量で M の量を, また磁気の強さから $R-\gamma \sim \gamma'$ の量をそれぞれ判断することができる. これらの結果を総合して, 焼入方法と組織, 長さの変化および靱性などの関係を検討するとつぎのとおりである.

1. 焼入による長さの変化

焼入変形の主な因子としては, 比容積がパーライトに比して大きい M, t-M および下ベイナイト ($l-B$) と小さい $R-\gamma \sim \gamma'$ などの生成による収縮, あるいは膨脹ならびに熱応力による変形が考えられる.

Fig. 7 ①で焼入による長さの変化を比較すると, 油焼入では多量の M が生成するためにいちじるしく膨脹する. 210°C×5mn 熱浴焼入すなわちマルテンパーでは膨脹量が油焼入の約 1/2 に減ずる. これはマルテンサイト域を空冷するために M が少なく, かつ $R-\gamma \sim \gamma'$ (主として γ') が多くなるからである.

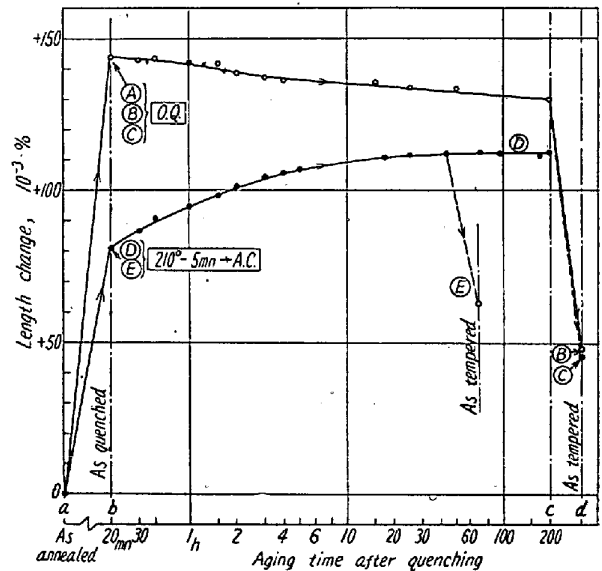
180°C 熱浴焼入で, 2h 恒温処理のものは $\gamma \rightarrow l-B + \gamma'$ なる恒温変態の開始直後のもの, 10h は恒温変態の熱膨脹が約 75% 進行せるもの, また 24h は γ がなくなつて $l-B + \gamma'$ となり見掛け上は変態が終結したものでいわゆるオーステンパーに相当する. 長さの変化はいずれも膨脹であるが, その量は 2h と 10h のものでは油焼入の約 1/3 である. これは恒温変態の進行による γ の γ' 化, および恒温処理後の徐冷 (空冷) によつて γ が変態に対して安定化するために, M の生成が少く, かつ $R-\gamma \sim \gamma'$ が多いためである. ところが 24h のものでは膨脹が比較的大きい. これはさらに $\gamma' \rightarrow l-B$ なる恒温変態が進行した結果, M はなくなるが, $l-B$ が多くなり, かつ $R-\gamma'$ が少くなるためである.

150°C と 130°C の浴温は Ms 点以下であつて, この温度域における熱浴焼入では, 恒温処理の初期に γ の一部は冷却 (Ms 点→浴温) および恒温変態によつて M 化し, かつそれはたゞちに t-M 化するが, 時間が長くなると 180°C の場合と同じように $\gamma \rightarrow l-B + \gamma'$ なる恒温

変態によつて $l-B$ が生成し γ の安定化が起る. 焼入による長さの変化は, 150°C の浴温では 2h と 10h のものは膨脹するが, 24h と 40h では逆に収縮する. 2, 10h では恒温変態の進行がわずかで t-M と $l-B$ になお若干の M が生成するために膨脹し, 24, 40h では恒温変態による γ の安定化がいちじるしく, したがつて $R-\gamma \sim \gamma'$ (主として γ') が多くなるために収縮する. 浴温が 130°C の場合も 150°C と同様の傾向が認められるが, 恒温変態がさらに遅くなるために 24h でもなお膨脹し, 48h で収縮する.

2. 常温時効による長さの変化

焼入鋼の時効変形の主な原因としては, 時効中に起る $M \rightarrow tM$ による収縮と $R-\gamma \rightarrow M$ による膨脹³⁾ があげられる



Figs. 1. Length changes on oil quenching or hot-bath quenching at 210°C, subsequent aging at room temperature and tempering.

Figs. 1~4の時効変形曲線から判るように, 二, 三の例外を除いて, 一般に変形速度は焼入直後に大きく, 時間の経過とともに緩やかになり, 1日後にはほぼ定着する傾向がある. Fig. 7 ②は時効による長さの変化の総量を示す.

Fig. 1で油焼入のものは収縮する. これは主として $M \rightarrow tM$ による. また, 210°C×5mn 熱浴焼入のものはいちじるしい膨脹が起る. これは焼入後 M が少くかつ $R-\gamma$ が多いため $R-\gamma \rightarrow M$ による膨脹が大いからである.

180°C 熱浴焼入 (Fig. 2) で保持時間 2h のものではいちじるしい膨脹が起る. これも上述の 210°C 熱浴焼入のものと同様に, M が少くて $R-\gamma$ が多いためであ

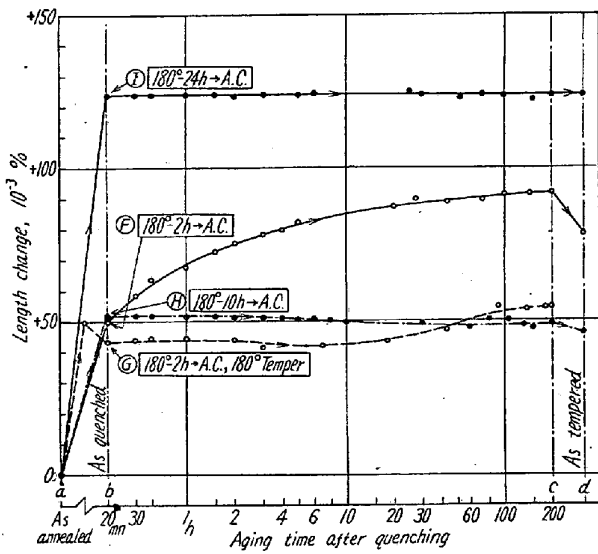


Fig. 2. Length changes on hot-bath quenching at 180°C, subsequent aging at room temperature and tempering.

る。ところで、焼入直後に 180°C×30mn 焼戻したグループ④では時効変形がきわめて小さい。これは焼戻により $R-\gamma$ の一部が $I-B$ 化するためと考える。保持時間が 10 h あるいは 24 h のものでは時効変形がきわめて小さい。10 h のものは前述のように多量の $R-\gamma'$ を有し、また 24 h のものも若干の $R-\gamma'$ を有するものであるが、これら $R-\gamma'$ は恒温処理中にマルテン化に対し充分安定化したために、常温時効でもほとんど変化しないのである。

150°C 熱浴焼入 (Fig. 3) では保持時間が 24 h 以内のもの、また 130°C 熱浴焼入 (Fig. 4) ではすべての

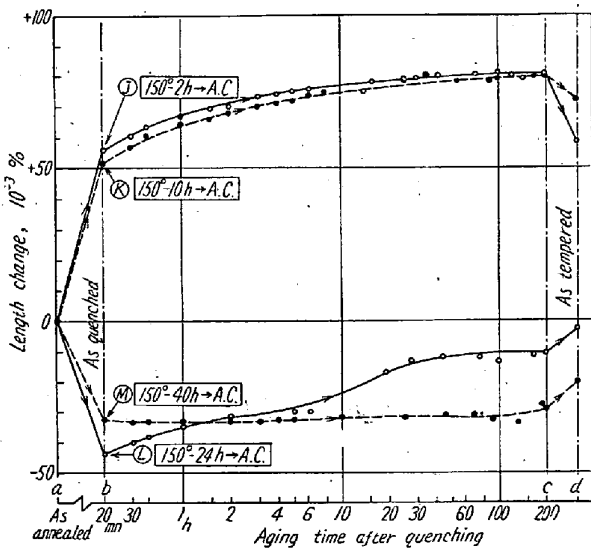


Fig. 3. Length changes on hot-bath quenching at 150°C, subsequent aging at room temperature and tempering.

ものが膨張し、かつ保持時間が長くなると膨張量が大きくなる傾向がある。これは保持時間とともに M が減つて $R-\gamma\sim\gamma'$ が多くなるからである。ただし 150°C×40 h のものはほとんど変形しない。 $R-\gamma'$ が充分安定化しているためである。なお、150°C×24 h と 130°C×48 h のものは他のものが比較的滑かな変形曲線を描くのに対して段階的に膨張している。これはこれらの $R-\gamma\sim\gamma'$ が比較的不安定な状態から安定化への過渡期にあるために、 $R-\gamma\sim\gamma'$ の M 化が単純に進行しないためと思われる。

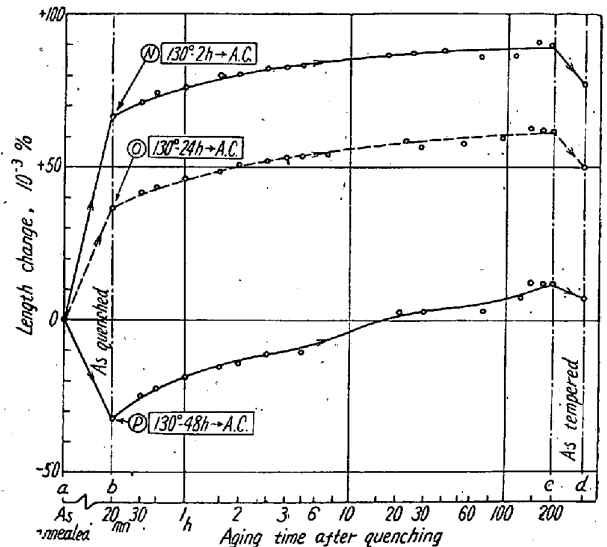


Fig. 4. Length changes on hot-bath quenching at 130°C, subsequent aging at room temperature and tempering.

3. 焼戻による長さの変化

Fig. 7 ③に見るごとく、油焼入のものでは 180°C あるいは 200°C 焼戻で $M \rightarrow t-M$ によりいちじるしく収縮する。また熱浴焼入でも保持時間の短いものではやはり若干の収縮を起すが、保持時間が長く恒温変態が進行した $t-M \rightarrow I-B + R-\gamma\sim\gamma'$ 組織のものではわずかながら膨張し、恒温変態の際残留した相当量の $R-\gamma\sim\gamma'$ の一部が分解することを示す。

4. 長さの変化の総括

上述の結果を総括的に検討するとつぎのとおりである。

焼入変形は焼入によって生成する組織成分の量によって左右される。熱浴焼入では油焼入に比して M が少く $R-\gamma\sim\gamma'$ が多いために、膨張する場合もその量が小さくまた逆に収縮する場合がある。したがって熱浴焼入の浴温と保持時間を適当に撰択することにより焼入変形を 0 ならしめることができる。たとえば、150°C・10~24 h 間、あるいは 130°C・24~48 h 間といったごとくである。

常温時効における変形は $M \rightarrow t-M$ による収縮と $R-\gamma \sim \gamma' \rightarrow M$ による膨脹の相加されたものである。油焼入のものでは M が多いために収縮するが、熱浴焼入のものは $R-\gamma \sim \gamma'$ が多いために多くは膨脹する。しかしながら恒温変態で充分安定化した $R-\gamma'$ は変化しない。要するに、マルテンサイト変態域を連続冷却（例えば油冷～空冷）した場合の $R-\gamma \sim \gamma'$ （主として γ ）は常温時効で一部が M 化するが、 $I-B$ の恒温的生成の結果残留する $R-\gamma'$ は常温でほとんど M 化しない。これは両者における γ の安定化の機構の差異によるものと思われる。 $R-\gamma$ は主として M や $I-B$ の生成による M 化の embryo の減少によつて安定化したもの、 $R-\gamma'$ は C の高濃度化によつて安定化したものと解する。

180°C 焼戻による収縮は熱浴焼入のものでは小さい。また、この焼戻によつてその後の時効変形が小さくなる。

焼入一時効一焼戻による全変形はこれら一連の処理後の $t-M \sim I-B$ と $R-\gamma \sim \gamma'$ の量的割合に比例するといえる。Fig. 7 ④に見るごとく、熱浴焼入で保持時間が短いものでは $t-M \sim I-B$ が多く相当の膨脹を示す。保持時間が長くなつて $R-\gamma \sim \gamma'$ が多くなると、焼入では収縮するが、その後の時効における膨脹で相殺され、結局、焼鈍状態とほとんど変わらない長さが得られる（たとえば、150°C × 24 h あるいは 130°C × 48 h 熱浴焼入一時効）。しかし、保持時間がさらに長くなるといちじるしく膨脹する（180°C × 24 h）。なお、油焼入一焼戻のものが 180°C × 24 h 熱浴焼入のものに比して $R-\gamma \sim \gamma'$ が多くないことは後述の磁気の強さ（Fig. 7 ⑤）からもわかることであるが、それにもかゝらず前者の全変形量が後者の 1/2 以下であることは一寸意外である。これは前者では焼入の際の熱応力による収縮や歪曲による見掛けの収縮などが加わつたためであろう。

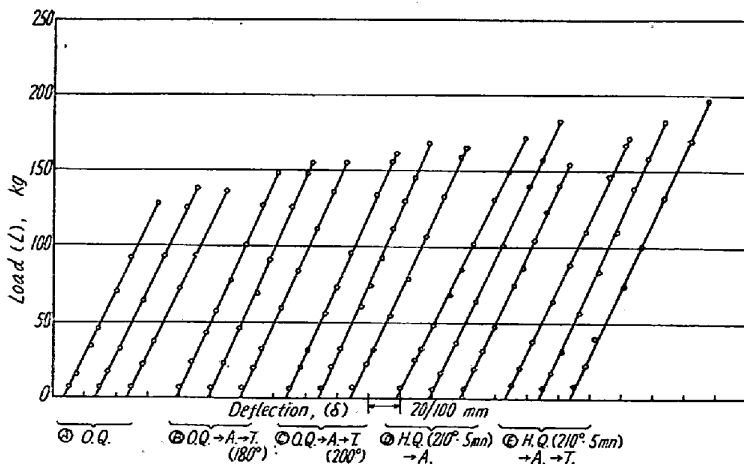


Fig. 5. Load-deflection curves in bending test.

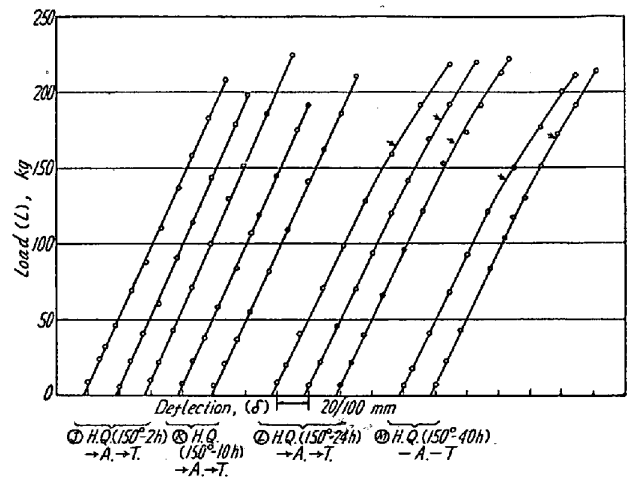


Fig. 6. Load-deflection curves in bending test.

以上の結果から、焼入および常温時効における変形をいちじるしく小ならしめる熱処理として、つぎの方法があげられる。

(1) 低温熱浴焼入によつて焼入変形をほぼ 0 ならしめ、その後たゞちに 180°C 焼戻して時効変形を小ならしめる。

(2) 低温熱浴焼入によつて一たん収縮せしめ、その後の時効膨脹で相殺した後 180°C 焼戻する。

5. 常温磁気の強さ

焼入一時効一焼戻処理後の常温磁気の強さは Fig. 7 ⑤に示すごとくで、この値で $R-\gamma \sim \gamma'$ 量を比較すると、前述の長さの変化（Fig. 7 ④）と同様、熱浴焼入、ことに 150°C あるいは 130°C で長時間恒温処理したものに多量の $R-\gamma \sim \gamma'$ （主として γ' ）が存することがわかる。

6. 硬度と曲げ性質値

焼入一時効一焼戻処理後の硬度は Fig. 7 ⑥に示すように、いずれも Rc 63 以上である。

同上処理後の曲げ試験結果は Figs. 5, 6 に示すように、二、三のグループを除きいずれも脆性破壊する。破壊までの吸収エネルギーを比較すると、Fig. 7 ⑦に見るごとく、油焼入一焼戻のものに比して熱浴焼入一焼戻のものが全般に高い値を示す。これは両者の内部応力の差異、あるいは $t-M$ と $I-B$ の強さの相違に加えて、熱浴焼入で多量に存する $R-\gamma \sim \gamma'$ が靱性を向上するためと思われる。とくに、150°C × 24, 40 h と 130°C × 48 h 熱浴焼入のものでは破壊前に降伏するのが認められ、吸収エネルギーも他に比して一段と大きい。そしてこれらは前述のように多量の $R-\gamma \sim \gamma'$ を有するのであつて、このように多量の $R-\gamma \sim \gamma'$ が降

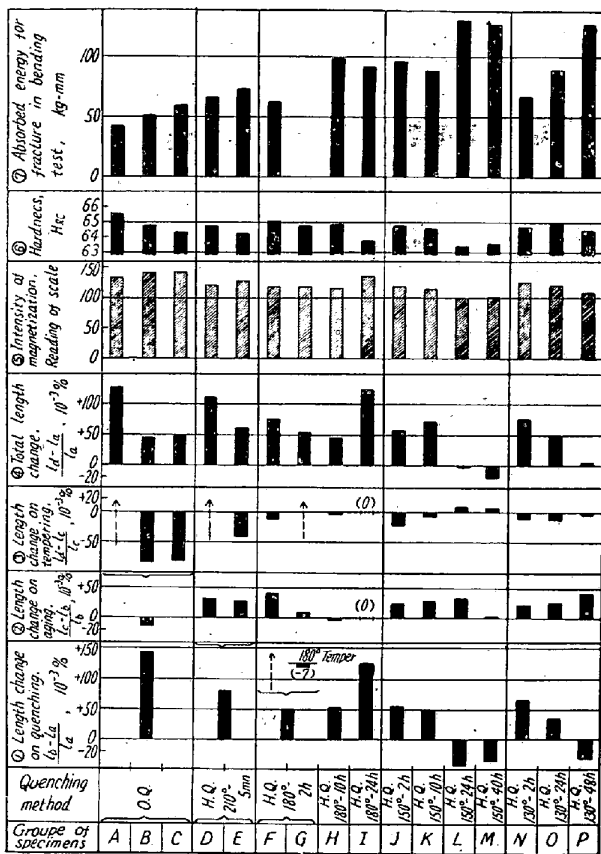


Fig. 7. Summary of results (*la*, *lb*, *lc* and *ld* represent the length of specimens after annealing, quenching, aging and tempering, respectively).

伏点を低くし、かつ靱性を向上することは、著者が別報で述べた共析炭素鋼の熱浴焼入の場合と同じ現象である。

IV. 結 言

以上の結果をまとめて、熱処理グループの全変形量および靱さと硬度の関係を示したのが Fig. 8 である：

図からわかるごとく、焼入および時効における変形が

小さく、しかも高硬度かつ高靱性を得るすぐれた熱処理方法として、低温熱浴焼入(たとえば 150°C × 24 h あるいは 130°C × 48 h—空冷) → 常温時効 → 180°C 焼戻が選定される。

なお、熱処理変形と曲げ性質におよぼす $R-\gamma \sim \gamma'$ の量ならびに安定性の影響、および常温時効におけるその挙動の一端が明らかにされた。

終りに本研究の遂行に際し終始懇篤な御指導を賜った恩師名古屋大学武田修三教授に厚く感謝の意を表す。また当時本学機械工科学科学生で実験に助力された小島寿人、小島弘光両工学士に深謝する。(昭和 33 年 5 月寄稿)

文 献

- 1) 立川：鉄と鋼，44 (1958) No. 11, 1279~1283
- 2) 山田，横山：日本金属学会誌，B—14 (1950)，No. 3, 47
横山，松倉：日本金属学会誌，B—14 (1950)，No. 2, 64: 18 (1954)，No. 6, 367
田中：東京工大学報，特別号精密機械研究所々報 2号 (1949)
- 3) M. Cohen: Trans. A.S.M., 41 (1949), 78

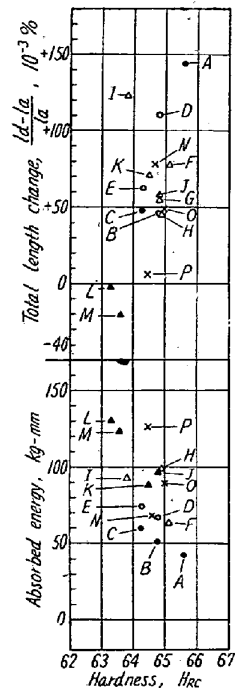


Fig. 8. Relationships between total length changes, absorbed energy and hardness.