

には鋼溶を良く脱酸すること,よく脱硫すること,出鋼に際し鋼滓を破碎し捲き込まさないこと,非金属介在物を細く分散させること,造塊作業の際鑄型内湯面を酸化させずまた被膜を作らないこと,マクレ込まさないこと,そのためには浮板や不活性ガスの使用,鑄型の傾斜を大にすること,および鋼塊は急冷し迅速に凝固させることなどが考えられる。(昭和 33 年 3 月寄稿)

[訂正] 前号 鉄と鋼, 44(1958) No. 10 p. 1177 photo. 6 顕微鏡倍率 $\times 100$ は $\times 600$ の誤り.

文 献

- 1) 河合正雄, 木村弘: 鉄と鋼, 44 (1958) No. 10
- 2) C. E. Sims: Basic Open hearth Steelmaking p. 479
- 3) R. Hohage: Arch f. Eisenhüttenwes., 12 1939/40, 123

恒温変態と焼入後の組織成分について*

(低 W-Cr 工具鋼 (SKS 2) の低温熱浴焼入—I)

立 川 逸 郎**

ISOTHERMAL TRANSFORMATION AND STRUCTURAL CONSTITUENTS AFTER QUENCHING

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

Itsuro Tatsukawa

Synopsis:

In order to obtain a fundamental information on an applicability of hot-bath quenching below Ms temperature to an improvement of properties of a 1.0% C-1.0% Cr-1.4% W tool steel, its isothermal transformation and structural constituents after hot bath quenching were investigated by means of microscopic observation, dilatometric and magnetic analysis, as well as hardness test.

The main results obtained are summarized as follows: In hot-bath quenching below the Ms (162°C), there take place, at earlier stage, athermal and isothermal austenite-martensite reactions, and then, at later stage, austenite-lower bainite reaction, which promotes the stabilization of austenite markedly in a similar way as an isothermal reaction in austempering at above the Ms; thus, a mixed structure of tempered martensite and lower bainite containing a lot of retained austenite is obtained by a quenching under certain conditions.

I. 緒 言

鋼の下ベイナイト域における恒温変態はオーステンパーとして広く応用されているが, マルテンサイト域における恒温変態の利用には関心がはらわれていない現状である. 著者は別報¹⁾において, 恒温変態の利用による機械的性質の改善という観点から共析炭素鋼のマルテンサイト域における熱浴焼入を研究し, その結果, このような熱浴焼入によつてもオーステンパーと同じように, 相当の硬さとともに普通焼入—焼戻に比して優れた靱さが得られること, そして熱浴焼入後多量に存する残留オーステナイトが高い靱性のおもな原因であることなどを明かにした. 本研究では上記と同じ観点から, 特殊工具鋼第

2種 (SKS 2) に相当する低 W-Cr 鋼の低温熱浴焼入を検討した. この報告ではその基礎段階として, 低温域における恒温変態, 熱浴焼入後の組織成分ならびにその焼戻性を調べた結果について述べる.

II. 試 料

市販の低合金工具鋼 SKS 2 の 20mm ϕ 圧延棒から火造, 旋削によつて所定の形状と寸法に仕上げた. そのおもな組成, 変態点などはつぎのとおりである.

組 成: C 1.0%, Cr 1.0%, W 1.4%

* 昭和 31 年 4 月本会講演大会にて発表

** 熊本大学工学部機械工学教室

変態点: Ac_1 755°~780°C, Ar_1 715°~695°C(炉冷)

Ms 点 162°C (後述の実験結果から求めた)

焼鈍組織は球状の初析炭化物とパーライトからなり、
焼鈍硬度は Hv 240 である。

III. 実験方法

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, 熱浴焼入後の組織およびその焼戻性を恒温熱膨脹曲線, 硬度, 顕微鏡組織ならびに焼戻熱膨脹および熱磁分析曲線によって検討した。

オーステナイト化加熱は約 900°C の木炭層 (BaCO₃ 添加) を通過させて還元性に変成した都市ガス気流中で所定の温度に 20mn 保持した。恒温浴にはソルトまたは機械油を使用した。

恒温熱膨脹は 4.5φ × 60 mm の試料を用い, Fig. 1 に示すダイヤルゲージ型の全熱膨脹計 (2μ 目盛で, 指針の回転を円滑にするため

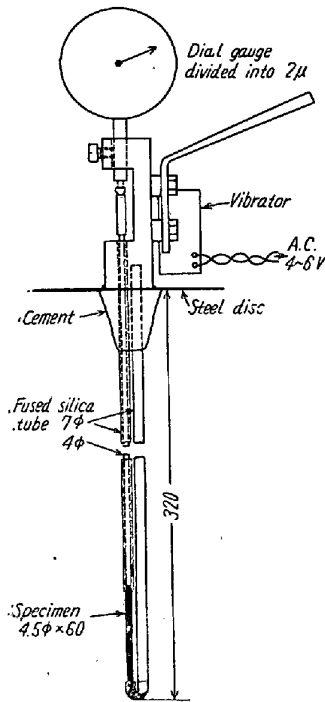


Fig. 1. Total dilatometer

に小型ベルを改変した振動体を取付けた) で測つた。試料を熱膨脹計にとりつけてオーステナイト化加熱後, そのまゝ恒温浴に浸漬し, 浴温が Ms 点以上の場合には試料の温度が浴温に達して熱収縮がおわつたとき, また Ms 点以下では試料の温度が Ms 点に達してマルテンサイト変態による膨脹が開始したときをそれぞれ原点として熱膨脹を測り恒温変態の進行を調べた。

焼戻熱膨脹は 4.5φ × 70mm の試料を用い, 焼入後倍率が約 1600 の示差熱膨脹計で, 中性体に焼鈍試料を用いて測定した。焼戻曲線上の 80°~200°C でおこる収縮によつて焼入マルテンサイトの量を, また 200°~300°C でおこる膨脹によつて残留オーステナイトの量ならびにその分解の様相を調べた。熱磁分析曲線は熱膨脹測定と同じ寸法の試料を用い, 本多式装置 (磁場の強さ約 250 Oe) で測り, 残留オーステナイトの分解と炭化物の析出状態を調べた。焼戻硬度は 6φ × 15mm の試料を焼入後, 各焼戻温度で 30mn 加熱空中放冷して測定した。

IV. 実験結果ならびに考察

1. 油焼入における焼入温度の影響

熱浴焼入の実験にさきだつて, 800°, 850°C および 900°C から油焼入して組織を比較した。顕微鏡組織は 800° と 850°C では未溶解の炭化物が微細に分布し, 素地のマルテンサイトの針状晶も判然としない。900°C では炭化物は完全に固溶し, マルテンサイトの針状晶が明瞭に認められる。硬度は焼入温度が高くなると低下する。

Fig. 2 に焼入温度を変えたものの焼戻熱膨脹ならびに熱磁分析曲線を示す。焼入温度が高くなると, マルテンサイトの焼戻にもなる収縮, 残留オーステナイトの下ベイナイト化による膨脹および磁気

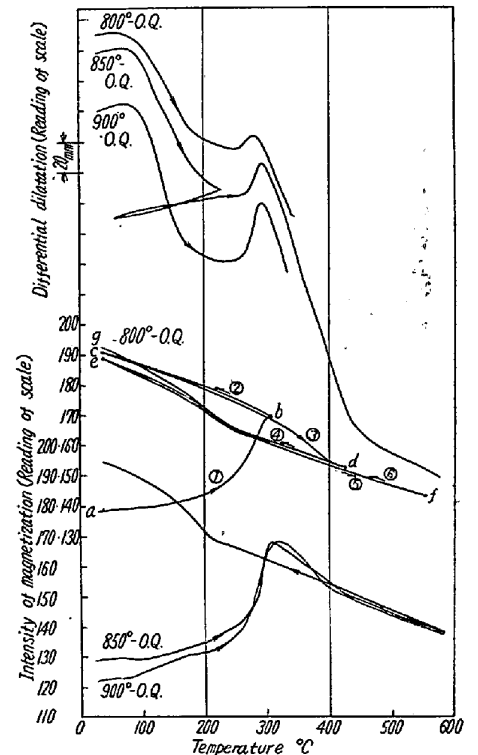


Fig. 2. Differential dilatation curves and magnetic analysis curves in tempering after oil quenching from 800°, 850° and 900°C.

の増加がいずれも増大する。これは武田一岩間の軸受鋼の研究²⁾により明かなように, 焼入温度が高くなるとオーステナイトに固溶する炭化物

の量を増すために焼入に際し生ずるマルテンサイトの炭素量, したがつてその Tetragonality (すなわち c 軸と a 軸の比) が増すとともに, 未変態で残留するオーステナイトも多くなることに帰因する。

なお, 焼戻における炭化物の析出状態を調べるために 800°C 油焼入のものでは Fig. 2 に示すように焼戻を段階的に繰返して熱磁分析をおこなつた。300°C 焼戻後の冷却曲線②では A_0 変態による磁気

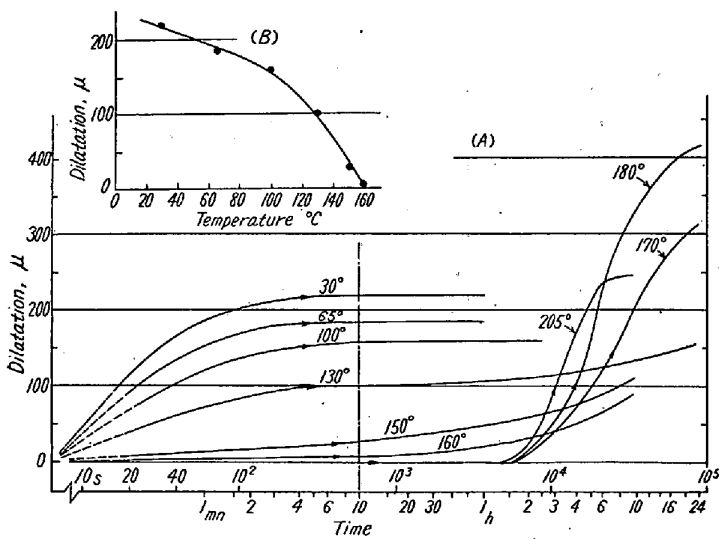


Fig. 3. Isothermal dilatation curves.

熱浴焼入におけるオーステナイト化の温度は 850°C とした。

2. 恒温熱膨脹

測定した浴温は 30°C ~ 205°C で、結果を Fig. 3 (A) に示す。浴温が 170°C 以上は下ベイナイト域で膨脹はいずれも 1.5 h 前後で開始し、205°C および 180°C ではそれぞれ 8 h, 24 h で一たん停止する。この停止点は後述のように下ベイナイト変態の見かけの終結点である。

浴温が 160°C 以下はマルテンサイト域であつて、初期の急激な膨脹とその後恒温的に徐々におこる膨脹との二段階に区分される。初期の膨脹は Ms 点から浴温に達するまでの冷却変態およびこれに続いておこる恒温変態によるマルテンサイト (athermal & isothermal martensite) の生成 (同時におこるその焼戻をもふくむ) であつて、浴温が低くなると膨脹量は増大する。この関係を明かにするために 10mn 保持後の熱膨脹量と浴温との関係を示したのが Fig. 3 (B) である。この曲線を高温側に延長して熱膨脹量が 0 となる温度すなわち Ms 点を求めると 162°C である。なお、160°C ~ 130°C の浴温で現れる第二段階の恒温熱膨脹は後述のこれにもなつておこる種々の現象から下ベイナイトの生成と判断されるが、その開始時間が 170°C 以上の下ベイナイト域の場合に比して促進されることがわかる。

3. マルテンサイト変態域の冷却方法と組織の関係

オーステナイト化加熱後、210°C の熱浴に 5mn 浸漬して引上げ、マルテンサイト域を水冷、油冷および空中放冷 (マルテンパー) して組織を比較した。

顕微鏡組織と硬度では大差ないが、Fig. 4 に示した焼戻熱膨脹ならびに熱磁分析曲線からわかるように、冷却

がおそくなると焼戻マルテンサイトが減り、焼戻マルテンサイトへ下ベイナイトと残留オーステナイトはいずれも多くなる。これは油冷や空冷のように冷却がおそいときはマルテンサイト化がゆつくりおこり、冷却中に焼戻されることも考えられるが、同時にマルテンサイトや下ベイナイトの生成による embryo の減少³⁾、および後述の恒温保持の場合のように主として C 濃度の高いオーステナイトの生成すなわち $\gamma \rightarrow \gamma'$ などによつてオーステナイトがマルテンサイト化に対し安定化するためと思われる。

4. 熱浴焼入後の組織

180°C (下ベイナイト域) と 150°, 130°C (マルテンサイト域) の各浴温で種々の時間恒温処理 (処理後は主として油冷) したものの組織を調べた。

(1) 180°C:

硬度は恒温変態の進行とともに低くなるが、顕微鏡組織は微細で下ベイナイトの針状晶は識別できない。しかし Fig. 5 に示した熱膨脹ならびに熱磁分析曲線からわかるように、恒温変態の進行 (2 h 以上) にしたがって焼戻マルテンサイトが減じて残留オーステナイトが増加する。

ことに恒温熱膨脹が約 75% 進行した 10 h のものでは極めて

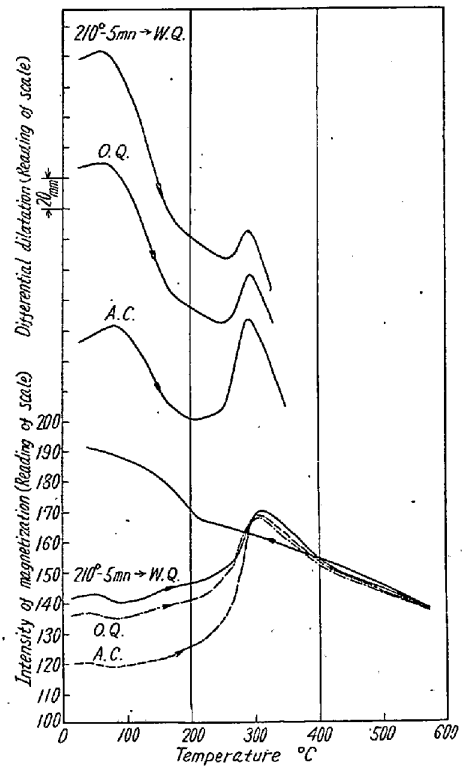


Fig. 4. Differential dilatation curves and magnetic analysis curves in tempering after hot-bath quenching at 210°C for 5mn, followed by W.Q., O.Q. or air cooling.

多量の残留オーステナイトが存し、また恒温熱膨脹が一応終結したと見做される 24 h のものでは焼戻マルテンサイトはないが、なお多くのオーステナイトが残留している。

以上の恒温変態にもなる組織変化は武田一花井⁴⁾、一深瀬⁵⁾が他の鋼種について提唱した変態機構、すなわち $\gamma \rightarrow l-B + \gamma'$ および $\gamma' \rightarrow l-B$ で説明される。すなわ

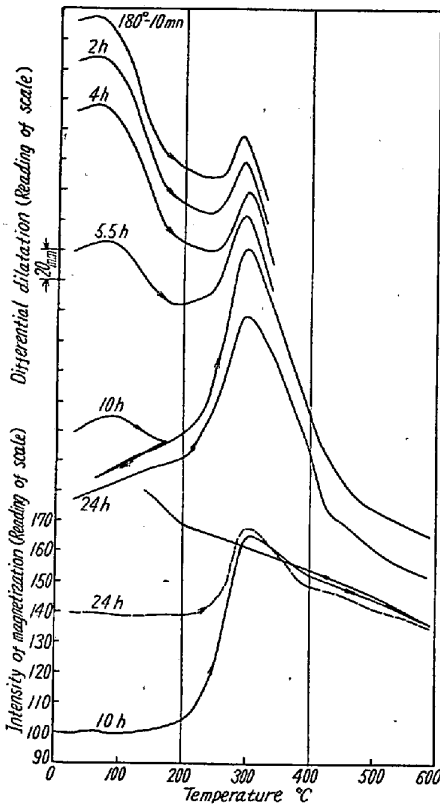


Fig. 5. Differential dilatation curves and magnetic analysis curves in tempering after hot-bath quenching at 180°C, followed by O.Q.

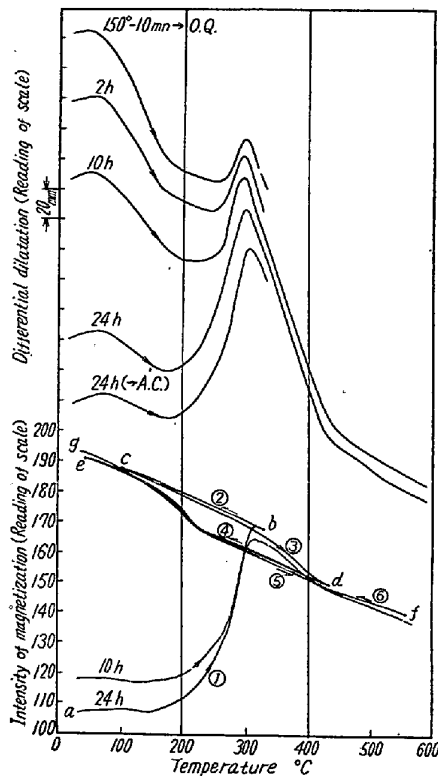


Fig. 6. Differential dilatation curves and magnetic analysis curves in tempering after hot-bath quenching at 150°C, followed by O.Q. or air cooling.

出状態を調べるために、前述の 800°C 油焼入の場合と同じように焼戻を繰返して熱磁分析をおこなった。その結果は310°C 焼戻後の冷却曲線②でも A₀ 変態がおこらない。すなわち、恒温状態で炭化物はまだ完全析出していないことがわかる。

(3) 130°C: 硬度, 顕微鏡組織, Fig. 7 に示した熱膨脹曲線, および

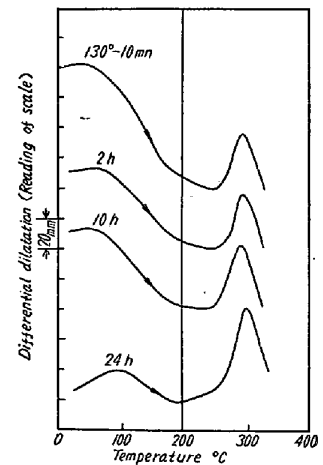


Fig. 7. Differential dilatation curves in tempering after hot-bath quenching at 130°C, followed by O.Q.

ち、1.5~24 h の恒温熱膨脹は $\gamma \rightarrow l-B + \gamma'$ なる第一段階の変態であつて、これによつてオーステナイトがマルテン化に対し安定化するために、残留オーステナイト (主として γ') が多くなる。したがつて 24 h はこの第一段階の終結点であり、第二段階の変態 $\gamma' \rightarrow l-B$ によつてオーステナイトが完全に消失するにはさらに長時間の恒温処理を必要とするのである。また武田らはある種の高合金鋼では、下ベイナイト変態で安定化した残留オーステナイトは焼戻に際して低温と高温の2つの温度域で分解することを報告されているが、本試料のような低合金鋼では 300°C 焼戻で分解はほぼ完了し、それ以上の温度ではいちじるしい膨脹や磁気の増加は認められない。

(2). 150°C: 硬度は保持時間とともに低下するが、検鏡で変態の進行を判断することはできない。しかし、Fig. 6 に示す熱膨脹ならびに熱磁分析曲線からわかるように、この場合も恒温変態の進行とともに焼入マルテンサイトは減つて、残留オーステナイトがいちじるしく増加し、かつ 24 h では油冷と空冷のものがほぼ同じ熱膨脹曲線を示す。

24 h 油冷のものについては恒温処理による炭化物の析

これらと恒温熱膨脹曲線との関連性はいずれもその傾向が 150°C の場合と全く同じである。

以上のように、150°C と 130°C における第二段階の恒温熱膨脹の進行にともなう組織変化は 180°C の場合と同じ現象である。したがつてこの熱膨脹も下ベイナイトの生成に因ると考える。

5. 焼戻硬度

結果を一括して Fig. 8 に示す。焼戻温度が高くなると全般に硬度は低下するが、150°C と 130°C の熱浴焼入で残留オーステナイトの多いものでは 150°C 焼戻でわずかであるが硬化するのが認められる。これは残留オーステナイトの下ベイナイト化に因るものと思われる。なお、本鋼種が工具材として使用されるとき標準硬度 Rc 63~65 を図中に記入した。これから残留オーステナイトの多いものもその範囲内の硬度を有することがわかる。

V. 結 言

以上、低 W-Cr 工具鋼 (SKS2) について、油焼入ならびに低温熱浴焼入における熱処理条件と組織成分の

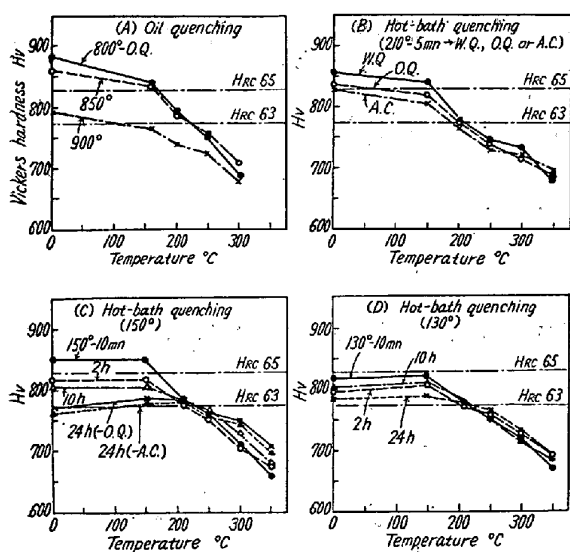


Fig. 8. Hardness-tempering temperature curves after various quenching.

関係を検討した。そのまとめとして熱浴焼入における熱浴保持時間と焼入後の組織（未溶解炭化物をのぞく）との関係を180°Cと150°Cの浴温についてほぼ定量的に図示したのがFig. 9である。

図に見るように、マルテンサイト域の熱浴焼入における組織変化は、熱浴浸漬の初期にオーステナイトの一部がマルテンサイト化するが、その後の恒温変態による下ベイナイトの生成およびそれによるオーステナイトの安定化などは下ベイナイト域における恒温変態と全く同様であり、適当な恒温処理条件の選択によつてオーステンパーのものとはほぼ同じ組織が得られる。

終りに本研究の遂行に際し終始懇篤な御指導を賜つた恩師名古屋大学武田修三教授に厚く感謝の意を表す。

また実験に御便宜をいただいた本学堀田秀次教授に深謝する。

(昭和33年5月寄稿)

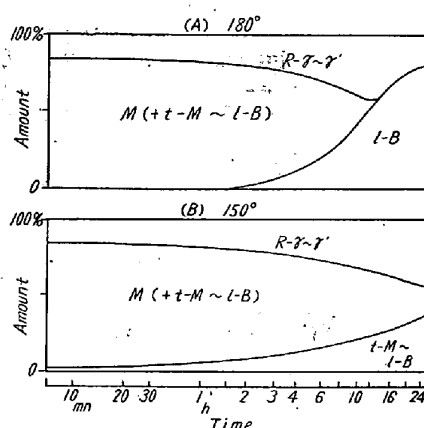


Fig. 9. Variation of matrix structures after hot-bath quenching at 180° or 150°C, followed by oil quenching, with different holding times in hot-bath.

文 献

- 1) 立川: 日本金属学会誌, 21 (1957), 1-11, 4-203
- 2) 武田, 岩間, 山本, 平野: 鉄と鋼, 44 (1958), 1107
- 3) M. Cohen: Trans. A.S.M., 41 (1949), 35
- 4) 武田, 花井: 日本金属学会講演 (1949, 11月)
- 5) 武田, 深瀬: 日本金属学会講演 (1949, 4月: 1950, 4月: 1951, 4月)

正 誤 表

第44年10月号記載“高炭素鋼の黒鉛化におよぼす各種作用因子の影響について(その1.)”中下記の如く訂正す。(著者)

頁	行	誤	正
1185	左上より6	Photo. 4 A →	Photo. 4 B
1185	左上より9	4 B →	4 A
1185	Photo. 4 説明文	4A, Lamellar →	Spheroidal
〃	〃	4B, Spheroidal →	Lamellar