

られるが、本実験においても Fig. 2 に示された如く、Cr-Mn 鋼の靱性は単独の Mn 鋼または Cr 鋼と比較して低くなっている。然るに微量のフェロチタン処理により Cr-Mn 鋼の靱性は著しく改善せられ、この改善の程度は Cr-Mn-Mo 鋼と比較しても靱性の優れていることが判る。すなわち Cr-Mn 鋼における 0.04% の Ti 添加は 0.29% の Mo 添加より有効であるとい

得る。更に Cr-Mn-Mo 鋼に 0.04% の Ti を添加した場合は一層靱性を増加し、その効果は 0.13% の V を添加したものとほぼ匹敵していることが認められる。Mo や V の高価な添加材料と比べて、安価で入手容易な点、更にこれら元素の 1/3 以下の微量で同等以上の靱性増加の効果を期待し得る点で将来有望な靱性増加剤として期待出来る。と考える。(昭和 31 年 1 月寄稿)

高速度工具に関する研究 (XVII)*

堀田 秀次**・立川 逸郎***

STUDY ON THE HIGH SPEED TOOLS (XVII)

Hideji Hotta, Dr. Eng., and Itsurō Tatsukawa

Synopsis:

Following the 16th report (Tetsu to Hagané Vol. 39 (1953), p. 1177), the influence of austenitizing temperatures varying from 1260° to 1350°C on the behaviour in austempering at the intermediate region (200°~400°C) and subsequent tempering was studied by micrography and hardness test with a high speed steel containing 0.65% C, 15.92% W, 4.30% Cr, 0.76% V and 2.64% Co.

The results obtained were summarized as follows:

In any case, at the intermediate range the isothermal transformation of austenite, such as $\gamma \rightarrow$ lower-bainite + γ' (austenite of higher concentration), occurred. In response to its progress the quantity and stability of retained austenite γ' increased. Hence the more the formation of lower-bainite in austempering proceeded, the secondary hardening in subsequent tempering occurred in the larger amount and at the higher temperature. As the austenitizing temperature rose, the transformation at the intermediate range was delayed, and consequently the above-mentioned effects of austempering on the secondary hardening also became less.

I. 緒 言

高速度鋼の熱浴焼入およびそれに伴う恒温変態については多くの研究結果^{1)~3)}が発表され、その S 曲線に 2 段階彎曲が現れることは周知の事柄であるが、いわゆる中間段階における恒温変態については、武田博士と花井、深瀬両氏が高速度鋼を含む各種の鋼に関する研究^{1)6)~9)}において、恒温変態の機構として $\gamma \rightarrow$ 下ベイナイト (低炭素 α と析出 θ との分散系) + γ' (高濃度)、下ベイナイト $\rightarrow \alpha + \theta$ および $\gamma' \rightarrow \theta +$ 下ベイナイトなる変態段階を提唱し、更に焼戻現象との関連性をも詳細に解明された。

著者等の一人(堀田)は既往において高速度工具に関し各種の研究結果^{10)~23)}を発表したのであるが、引続き著者等は第 15²⁴⁾、16 報²⁵⁾において第 3 種高速度鋼の熱浴焼入ならびに焼戻における硬度と顕微鏡組織の変化を明

らかにし、またこれら変化の内容を焼戻熱膨脹曲線によつて検討し、その結果中間段階における恒温変態の様相を武田博士等の下ベイナイト + γ' 生成説に拠つて説明した。すなわち中間段階の恒温変態で下ベイナイト化せるものは合金元素が高濃度化した残留オーステナイト R- γ' を多量に有し、したがつて焼戻においては著しい二次硬化を起し、かつその焼戻温度が油焼入によつて得られる残留オーステナイト R- γ の場合に比して高温側に移る。

所で、この様な恒温変態におよぼす焼入温度の影響については、まだ系統的な研究がなされていない。本研究においては、焼入温度を変化させた場合の中間段階にお

* 昭和 29 年 4 月本会講演大会(東京)にて講演

** 熊本大学教授, 工学博士

*** 同 講師

ける恒温変態ならびにその後の焼戻性を硬度測定と検鏡によつて比較検討した。

II. 試 料

試料は 19 mmφ 圧延丸棒から旋削によつて仕上げた 8φ×12mm 丸棒で、その化学組成、変態点ならびに焼鈍硬度は次の通りである。

化学組成：C 0.65%， Si 0.29%， Mn 0.33%， P 0.012%， S 0.020%， W 15.92%， Cr 4.30%， V 0.76%， Co 2.64%， Cu 0.05%

変態点：A_{C1-γ} 840°~870°C

焼鈍硬度：R_C 42~44

III. 熱 処 理 方 法

焼入操作は 900°C×40mn の予熱後、予め所定の焼入温度 (1260°~1350°C) に保てるエレマ炉に入れて約 3 mn 保持し、油焼入または 200°~400°C の恒温塩浴 (NaNO₃+KNO₃+NaNO₂) に投入、1~16h 浸漬後空冷した。

IV. 実験結果ならびに考察

まず焼入温度を 1260°C, 1290°C, 1320°C および 1350°C とし、熱浴温度を 200°~400°C, 保持時間を 1~16h として種々の熱浴焼入を行い、硬度と顕微鏡組織を調べた。その結果得られた各焼入温度における定性的な中間段階の恒温変態図を Fig. 1 に示す。

次いで熱浴焼入後の焼戻性を比較するために、焼戻による硬度変化を測定した。結果の二・三の例を Fig. 2, 3 に示す。Fig. 2 は 300°C 熱浴焼入のものを 200°C から 700°C へと段階的に繰返焼戻した場合の硬度変化を各焼入温度についてまとめたものである。各焼戻温度における加熱時間は 30mn である。また Fig. 3 は一定の焼戻温度における二次硬化を比較するために、250°C 熱浴焼入のものを 400°C×40mn の焼戻により焼入マルテンサイトを焼戻した後、550°C における焼戻を 6 回繰返してその間の硬度変化を測定したものである。焼戻加熱時間は①, ②は夫々 30mn, ③は 40mn, ④, ⑤, ⑥は夫々 1h である。

以上の実験結果を詳細に検討すると

(1) 恒温変態

Fig. 1 に示すようにいづれの焼入温度の場合も中間段階の恒温変態によつて下ベイナイトが現われ、焼入硬度が低下する。各図中の C 曲線は夫々変態の開始線であるが、どの曲線でもその nose は 300°C 附近に存し、か

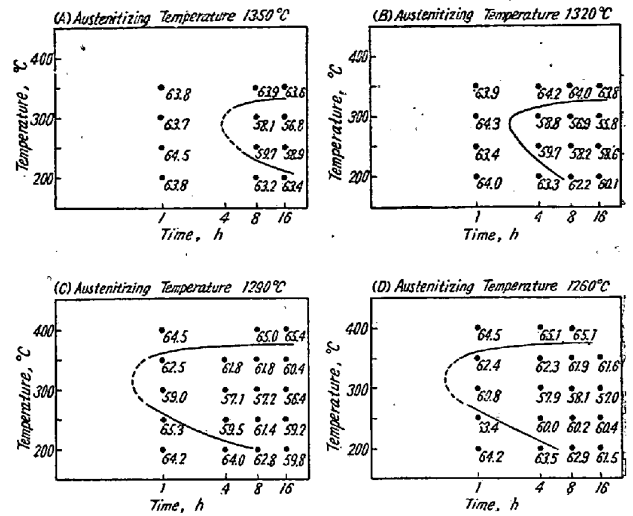


Fig. 1. Isothermal transformation diagrams and hardness (Rc) of austempered specimens.

つこの温度で変態は最も速く進行するが、16 h 保持後も顕微鏡組織中になお多量のオーテナイト (主として r') の残留が認められる。このような恒温変態の進行におよぼす焼入温度の影響については、焼入温度が 1260°C と 1290°C の場合は大きな差異を認め難いが、1320°C, 1350°C と高くなると開始線が長時間側に移行し、かつ変態速度は遅くなる。このように焼入温度が高くなると恒温変態速度が減ずることは、Fig. 2, 3 の焼戻硬度曲線の結果からも判定される。そしてこのことは、焼入温度が 1320°C 以上のもので検鏡的に観察されるオーステナイト粒の著しい成長と炭化物の溶解によるオーステナイトの濃度増加によると考える。

下ベイナイトはいづれの場合も針状に生成するが、その大きさは焼入温度と恒温浴の温度によつて変化する。すなわち両者の温度が夫々低くなると針状晶は微細となり、素地との判別に高倍率を要するようになる。いづれの焼入温度でも、200°C 熱浴焼入のものは 1320 倍の倍率下においても判別し難いが、焼入温度が 1320°C 以下で熱浴保持時間が長く焼入硬度の低いものは、その焼戻硬度曲線が他の明瞭に下ベイナイトが認められるものと同様の特性を示して下ベイナイトの存在が推定される。

(2) 焼戻温度—硬度曲線

Fig. 2 に示すように、熱浴焼入によつて下ベイナイトを生成せるものは一次軟化が少く、かつ著しい二次硬化を起し、その最高硬度値を示す焼戻温度が高温側に移る。而してこの特性は焼入温度が低い程著しい。すなわち各焼入温度について最高硬度が得られる焼戻温度の熱浴保持時間による変化をみると、焼入温度 1350°C では 575°C (油焼入)→600°C (熱浴焼入) であるが、1320°C

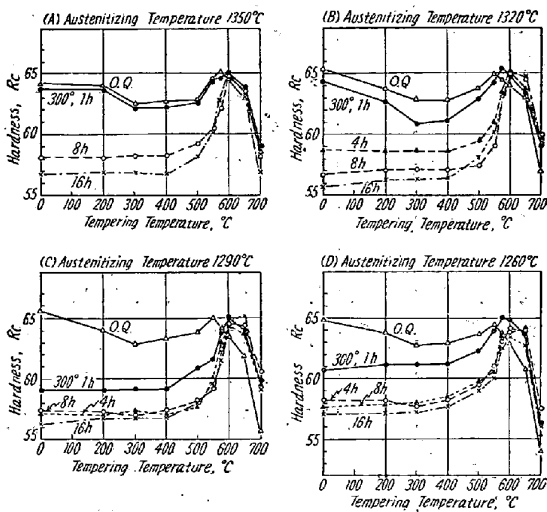


Fig. 2. Hardness-tempering temperature curves of specimens austempered at 300°C.

以下では夫々 550°→600°C の変化を示し、かつ 1350°C の場合はいずれの曲線も 650°C 焼戻で下降しているのに対して、1320°C 以下で熱浴保持時間の長いものでは 650°C で最高値を維持している。これは油焼入の場合は焼入温度が高い程焼入加熱における炭化物の固溶によつてオーステナイトの濃度が増し、したがつて R-r が多くなるが、熱浴焼入の場合は焼入温度が低いと恒温変態前のオーステナイトの濃度は低いが、変態が速く進行するために、 $r \rightarrow$ 下ベイナイト + r' による r' の生成が多く、焼入後多量の R-r' が存在するからである。

(3) 焼戻回数一硬度曲線

前項で述べた熱浴焼入における焼入温度と焼戻硬化の関係は、繰返焼戻における硬化曲線についても同様のことがいえる。すなわち Fig. 3 において、いずれ

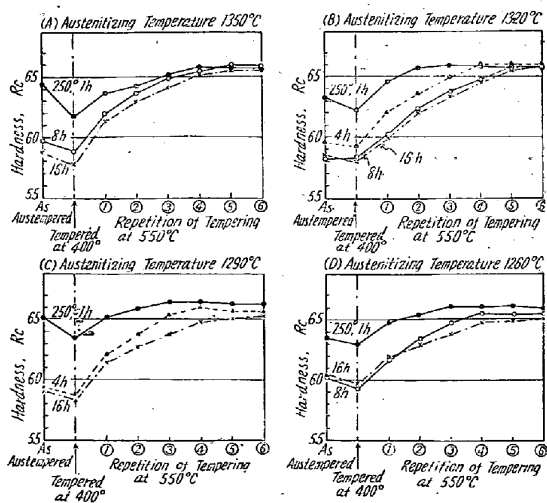


Fig. 3. Effect of tempering at 550°C on the hardness of specimens austempered at 250°C.

の焼入温度でも熱浴保持時間が長くなると最高値に達する焼戻回数が増加する。焼入温度による差異については、保持時間が 1h でまだ下ベイナイトを生成しないものでは、焼入温度が 1320°C 以下の場合は 3 回で最高値に達するが、1350°C では 4 回である。しかるに保持時間が長く恒温変態の起つたものでは、1320°C 以下の方が硬化が遅い傾向がある。これは上述のように 1h のものでは焼入加熱による r の濃度差が大きく影響するためであり、恒温変態せるものでは r' 生成の影響が大きいためである。なお 550°C 繰返焼戻によつて得られる最高硬度 (Fig. 3) が階段焼戻 (Fig. 2) によるものより高いのは、前者では二次硬化、すなわち炭化物の析出ならびに残留オーステナイトの二次マルテンサイトないしは下ベイナイトへの分解による硬化が充分起るに対し、後者においてはそれが不充分なためである。

以上の焼戻硬度曲線の結果から、熱浴焼入後の残留オーステナイト r および r' の量とその安定性におよぼす焼入温度と熱浴処理の影響がほぼ明らかとなつた。

V. 総 括

第 3 種高速度鋼について中間段階における熱浴焼入、およびその後の焼戻性におよぼす焼入温度の影響を検討し、次の結果を得た。

- (1) 焼入温度が高くなると中間段階の変態 ($r \rightarrow$ 下ベイナイト + r') 開始が遅れ、かつ変態速度も減少する。
- (2) 下ベイナイトの針状晶は焼入温度、熱浴温度が低い程微細となる。
- (3) 下ベイナイトを生成せるものは多量の R-r' を有し、油焼入のものに比して二次硬化を起す焼戻温度が高くなり、かつ焼戻回数が増加する。このような特性は焼入温度が低い程短い熱浴保持時間で現れる。

本報告を結ぶにあたり、第 15 報以来御懇切なる御指導を賜つた名古屋大学教授武田博士ならびに終始御懇篤なる御鞭撻を賜つた九州大学教授谷村博士に深謝の意を表します。(昭和 30 年 12 月寄稿)

文 献

- 1) 武田修三, 深瀬幸重: 鉄鋼協会 43 回大会にて講演 (1952, Apr.)
- 2) 門間改三, 樹村信一: 日本金属学会誌, 19(1955) No. 2, 65
- 3) 岡本正三, 永倉 充: 日本金属学会誌, 13(1949) No. 4, 31
- 4) 小柴定雄: 日本金属学会誌, 13 (1949), No. 3, 40

- 5) Gill, J.P. Roberts, G. A. Johnstin, H. G., George, Burns: Tool Steels, (1946), 428
- 6) 武田修三, 花井 優: 日本金属学会にて講演 (1949, Nov.)
- 7) 武田修三, 深瀬幸重: 日本金属学会にて講演 (1949, Apr.)
- 8) 武田修三, 深瀬幸重: 日本金属学会にて講演 (1950, Apr.)
- 9) 武田修三, 深瀬幸重: 日本金属学会にて講演 (1951, Apr.)
- 10) 堀田秀次: 鉄と鋼, 23 (1937), No. 8, 787
- 11) 堀田秀次: 鉄と鋼, 27 (1941), No. 6, 373
- 12) 堀田秀次: 鉄と鋼, 28 (1942), No. 4, 403
- 13) 堀田秀次: 鉄と鋼, 32 (1946), No. 1~3, 10
- 14) 堀田秀次: 鉄と鋼, 33 (1947), No. 4~6, 21
- 15) 堀田秀次: 鉄と鋼, 35 (1948), No. 2, 49
- 16) 堀田秀次: 鉄と鋼, 35 (1948), No. 5, 9
- 17) 堀田秀次: 鉄と鋼, 36 (1950), No. 8, 21
- 18) 堀田秀次: 鉄と鋼, 36 (1950), No. 11, 34
- 19) 堀田秀次, 鉄と鋼, 37 (1951), No. 1, 35
- 20) 堀田秀次, 鉄と鋼, 37 (1951), No. 3, 24
- 21) 堀田秀次: 鉄と鋼, 38 (1952), No. 1, 25
- 22) 堀田秀次: 鉄と鋼, 38 (1952), No. 5, 56
- 23) 堀田秀次: 鉄と鋼, 38 (1952), No. 12, 36
- 24) 堀田秀次, 立川逸郎: 鉄と鋼, 39 (1953), No. 6, 614
- 25) 堀田秀次, 立川逸郎: 鉄と鋼, 39 (1953), No. 10, 1177

S 816 の高温機械的性質に関する研究 (I)*

長谷川太郎**・落合 治**・稻生 順一**

STUDIES ON MECHANICAL PROPERTIES OF S816 AT ELEVATED TEMPERATURE (I)

Taro Hasegawa, Osamu Ochiai and Junichi Ino

Synopsis:

The authors studied the effect of solution-treatment temperature and aging on the creep rupture characteristics at 732°C and 26.6kg/mm². The results are as follows:

(1) Creep resistance increased by increasing solution-treatment temperature from 1150°C to 1250°C, because the carbide dissolves in matrix by high-temperature solution-treatment and fine carbides precipitated during high-temperature creep-rupture test. But creep-rupture life decreased by solution treatment at 1250°C if abnormal grain growth occurred by this treatment.

(2) Creep ductility was not evidently affected by solution-treatment temperature, but it decreased by solution-treatment at 1250°C by the fact that the precipitation increased and that the grain size became coarser.

(3) Creep resistance decreased by aging when the specimens were solution-treated below 1225°C, but the difference of creep resistance between the specimen aged and not aged, disappeared when they were solution treated at 1250°C. Precipitation hardening in the specimens solution treated at 1250°C was greater than the specimen solution treated at lower temperature, so the effect of aging before creep-rupture test had no effect on precipitation hardening during creep-rupture test, so creep resistance was not affected by aging. But precipitation hardening during creep rupture test decreased by aging before creep-rupture test in the specimens solution-treated at lower temperature, because precipitation hardening was small originally at that condition, so creep-resistance decreased by aging.

(4) Creep ductility was not evidently affected by aging, but ductility of as solution-treated specimens were inferior to the ductility of the specimens of as solution-treated and aged,

* 昭和 30 年 10 月本会講演大会にて発表 ** 住友金属工業製鋼所