

当成長する。たとえば Photo. 1(a) に電解分離により抽出した炭化物の顕微鏡写真を示すが、大きなものでは長さが 0.5 mm に達するものも認められる。また初晶 M_7C_3 型炭化物は Photo. 1 (b) にみられるごとく六角柱状で晶出する特徴がある。

IV. 結 言

Cr-Mo-V 鋼鉄について実験結果を括めるとつぎのようになる、

(1) C 4.0%, Si 1.0%, Mn 0.6%, V 1.7% 鋼鉄におよぼす Cr, Mo の影響を調べた結果、Cr 10%, Mo 3% の添加により製造ままで $H_{RC} 63^{\circ}0$, 900~950°C 空冷で $H_{RC} 69^{\circ}0$ の硬度が得られる。

(2) 製造ままの硬度は製造寸法により差が認められるが、900°C 以上の空冷処理により硬度差はなくなる。

(3) 高温加熱による軟化抵抗が大きく、950°C 空冷処理では $H_{RC} 69^{\circ}0$ を示し、400°C までの温度では $H_{RC} 60^{\circ}0$ ($H_V 700$) 以上の高温硬度を保持することができる。また 5% 硫酸および 10% 苛性ソーダ溶液に対する耐食性にもすぐれる。

(4) 組織的には初晶 M_7C_3 型炭化物が大部分をしめ、しかも比較的大きく発達して存在するため、曲げ強さは一般に低い。

文 献

- 1) 佐藤, 西沢, 石原: 金属学会誌, 23 (1959) p. 403.
- 2) T. E. Norman: Foundry, 86 (1958), No. 6, p. 128.

669.15.26.27-194; 669.15.26.28-194
 669.14.018.258; 621.785.72; 620.178.152.40

(134) 5Cr-5W および 5Cr-5Mo 鋼の焼戻挙動について

(熱間工具鋼に関する研究-V)

日本特殊鋼

Na64276
 ○西村 富隆・新山 善之

On the Tempering Behavior of 5Cr-5W and 5Cr-5Mo Steels. 7P1939~1941

(Study on hot work tool steels-V)

Tomitaka NISHIMURA, and Yoshiyuki SHINYAMA.

I. 結 言

われわれは、熱間工具鋼に関する一連の基礎的な研究を続けているが、その中で 12Cr-W-V-Co, W-Cr-V,

5Cr-Mo-V, 5Cr-Mo-W-V, 5Cr-Mo-W 系 9 種類の鋼に対する焼戻挙動についての研究は終り、これらの結果はすでに報告¹⁾²⁾³⁾した。

今回は、5Cr-5W 型と 5Cr-5Mo 型の熱間工具鋼を今までと同様に焼戻時効した際の、硬度、衝撃値、炭化物反応、電子顕微鏡組織、内部応力などの変化を究明し、これらを総合して 2 供試鋼の焼戻現象を詳細に検討した結果について報告する。

II. 試料および実験方法

供試材としては、35 kVA 高周波誘導炉にて溶製した 8 kg 鋼塊を 14mm φ と 14mm φ に鍛伸してから焼鈍したものを使用した。これら試料の化学成分を Table 1. に示す。

実験方法はすべて前報³⁾の場合とまったく同様である。まず熱処理は、切削加工試料を 1200°C に 1 hr 保持して炭化物を基地中に完全に固溶してから油冷し、直ちに -73°C × 3 hr のサブゼロ処理をほどこし、しかる後焼戻しを行なった。炭化物抽出用電解液としては、今回から 0.2N 塩酸 + 5% クエン酸水溶液を用いた。内部応力測定は、シャルピー衝撃破断片の中から各温度における 1, 10, 100, 1000 hr 焼戻時間のもをえらんで行なった。すなわちこれら試料の基地であるフェライトからの (211)CoKα 回折線を用いて、その線の不均一結晶歪によつて生ずる広がりから、最大内部応力を求めた。もちろんこの場合、試料の表面加工層の影響を除くため、約 0.07mm 程度の深さまで表面を硝酸水溶液にて腐食除去した。

III. 実験結果

(1) 硬度および衝撃値

まず、焼入硬度 $H_{RC} 60^{\circ}5$ の H 14 鋼試料を 400~700°C の各温度で 0.35~1000 hr の焼戻時効を行なった場合には、時間と硬度との関係は Fig. 1 のようになる。400°C では 1000hr にいたるまで硬化が徐々に進行している。450°C では約 60hr くらいまでは硬化を続けるが、それ以後は軟化するので硬度極大は約 60hr のところにある。500°C ではこの硬度極大は約 6 hr, 550°C では約 0.5hr において生じている。このように硬度極大の位置は焼戻温度の上昇にともない規則的に短時間側に移行している。また 450, 500°C では軟化は単調に進行するが、550°C 以上の温度では、硬度は時間の経過とともに波状的に降下している。また、H 15 鋼の焼戻時効硬度曲線は H 14 鋼の場合と大体類似した傾向を示す。

Fig. 2 は、硬度の場合と同様に、H 14 鋼の常温に

Table 1. Chemical composition of specimens (%).

Designation (Type)	Specimen No.	C	Si	Mn	P	S	Cr	W	Mo
H 14 (0.4C-5Cr-5W)	1	0.38	0.81	0.31	0.008	0.016	4.28	5.25	—
	2	0.39	0.78	0.29	0.008	0.016	4.31	5.20	—
H 15 (0.4C-5Cr-5Mo)	1	0.42	0.24	0.33	0.009	0.018	4.37	—	4.72
	2	0.40	0.24	0.31	0.011	0.022	4.30	—	5.19

Specimen 1 was used for hardness, impact, extraction replica and internal stress tests, and 2 for electrolytic extraction.

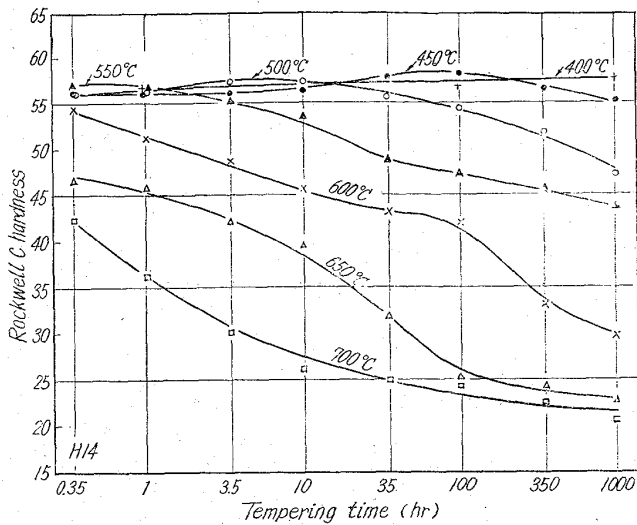


Fig. 1. Isothermal tempering hardness curves for H 14 steel.

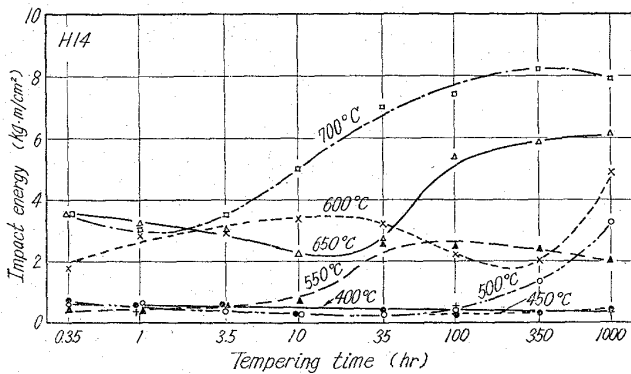


Fig. 2. Isothermal tempering Charpy impact energy curves for H 14 steel.

おけるシャルピー衝撃値を焼戻時間に対してプロットして得た衝撃値曲線である。400, 450°Cにおいては、衝撃値は時間の経過とともに減少する傾向が認められる。500°Cでは約50hrまではわずかに減少するが、それ以後は急激に増大する。ところが、550°C以上の温度においては、衝撃値は時間の経過するにしたがい複雑な変化を示すようになる。すなわち、550°Cでは100hr附近に極大を示すが、600°Cにおいてはこの極大は約20hrのところに移り、さらに250hrのところ極小があらわれてくる。650°Cになると(この極小の位置は約15hrのところ移動し、長時間側にまた極大が発生する。700°Cでは、極小は約1hrのところに移り、極大は約350hrに生じるようになる。このように、焼戻温度の上昇とともに、衝撃値の変化現象は短時間側に規則正しく移動している。H15鋼の場合には、衝撃値はH14鋼にくらべて全般的に低い値を示し、時間の経過に対する波状的な変化現象はそれほど顕著ではないが、その傾向はH14鋼と似ている。

以上のH14, H15鋼の硬度値と衝撃値を、焼戻パラメータ $P = T(20 + \log t) \times 10^{-3}$ に対してプロットすると、Fig. 3に示したようにそれぞれ1本の曲線であらわせる関係が得られる。まず硬度曲線(Master tempering hardness curve)に着目すると、硬度の最大は、H14

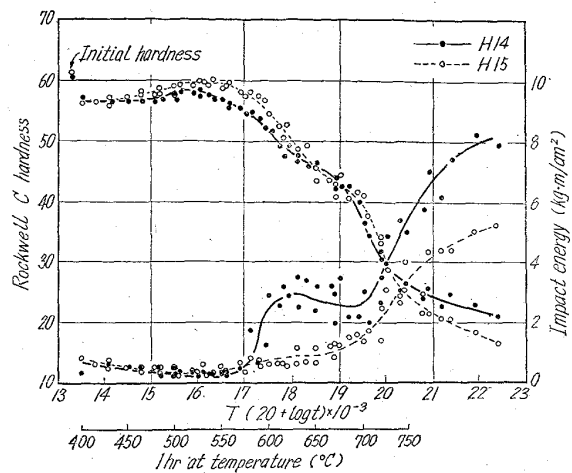


Fig. 3. Hardness and Charpy impact energy versus the tempering parameter for H 14 and H 15 steels.

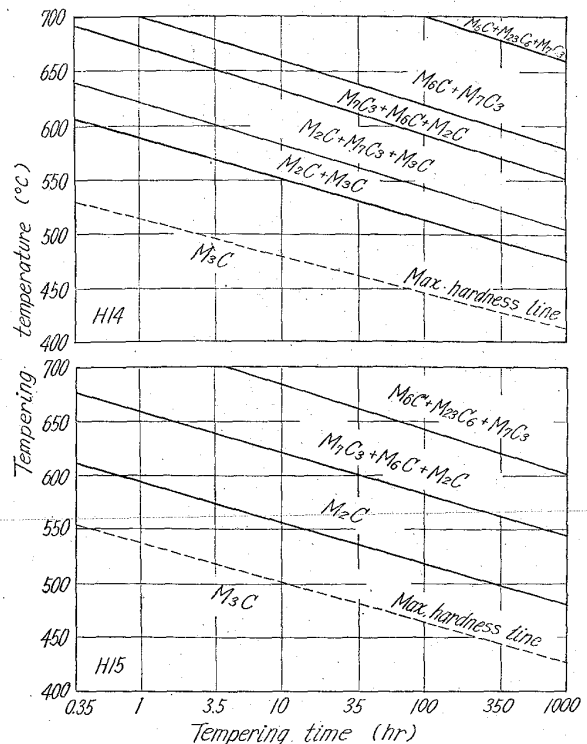


Fig. 4. Diagrams showing the carbides observed in H 14 and H 15 steels after isothermal tempering.

鋼では $P = 16(525^\circ\text{C} \times 1 \text{ hr})$, H 15鋼では $P = 16.3(540^\circ\text{C} \times 1 \text{ hr})$ にある。この点を過ぎると急激に軟化するが、その軟化は単調には進まず、H14鋼では $P = 18 \sim 19.5$, H15鋼では $P = 18.5 \sim 20$ において曲線にふくらみが生じ、ここで軟化に抗するような硬化現象があらわれている。この硬化現象を第2硬化、さきの最高硬度を示すそれを第1硬化と呼ぶことにする。衝撃値曲線も、H14, 15鋼とも、第2硬化を示すところで階段的な変化があらわれ、やはり異常現象が生じている。以上のような第2硬化現象は、今まで研究対象とした鋼においては経験せず、注目すべき現象と考えられる。

(2) 炭化物反応

焼戻時効した試料からの電解抽出炭化物の X 線分析ならびにカーボンレプリカ上に抽出した炭化物の電子顕微鏡による形状観察と電子回折によつて得た同定結果を、時間と温度を軸とする図中に示すと Fig. 4 のようになる。このように、400~700°C における 0.35~1000 hr の焼戻時効過程においては、H14 鋼では $M_3C(P=13.1 \sim 17.3) \rightarrow M_2C + M_3C(P=17.3 \sim 17.9) \rightarrow M_2C + M_7C_3 + M_3C(P=17.9 \sim 18.9) \rightarrow M_7C_3 + M_6C + M_2C(P=18.9 \sim 19.5) \rightarrow M_6C + M_7C_3(P=19.5, 21.4) \rightarrow M_6C + M_{23}C_6 + M_7C_3(P=21.4 \sim 22.4)$, H15 鋼では $M_3C(13.1 \sim 17.4) \rightarrow M_2C(P=17.4 \sim 18.8) \rightarrow M_7C_3 + M_6C + M_2C(P=18.8 \sim 20.0) \rightarrow M_6C + M_{23}C_6 + M_7C_3(P=20.0 \sim 20.4)$, のような炭化物反応の経過をたどる。これらの結果によると、H14, H15 両鋼の第 1 硬化は M_2C 炭化物の析出前段階における該炭化物生成原子の G-P 集合体の形成によつておこるものであろう。また M_7C_3 炭化物の検出開始点は、H14 鋼では $P=17.9$, H15 鋼では $P=18.8$ にあり、これらは第 2 硬化の始まる点 (H14 では $P=18$, H15 では $P=18.5$) に丁度一致する。したがつて両鋼の第 2 硬化は M_7C_3 の析出によつて生ずるものと考えられる。カーボン抽出レプリカの電子顕微鏡観察によると、両鋼種とも炭化物の凝集粗大化は $P=18.9$ (M_6C の検出点) においてはじまつている。

(3) 内部応力

H14, H15 両鋼とも 700°C × 1000hr 試料においては、フェライト基地中の不均一内部応力はほとんど除去されていると考えられるので、これら試料の内部応力を零と仮定した。よつてこれらからの (211) CoK α 回折線の巾を標準として、この巾と他の試料 (同一鋼種) の同回折線巾との差からフェライトの最大格子歪を求め、しかる後この値と鉄の [211] 方向のヤング弾性率 22800 kg/mm²によつて [211] 方向の最大内部応力を求めた。このようにして得た結果を Fig. 5 に示す。応力曲線は硬度曲線と大体類似の形状を示し、両鋼種とも $P=16$ 附近において最高応力 (H14 では 140 kg/mm², H15 では 160 kg/mm²) となるが、ここを越えると急

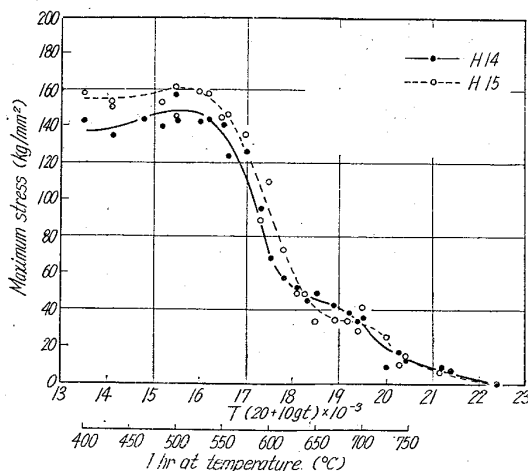


Fig. 5. Internal maximum stress obtained from X-ray line broadening for H14 and H15 steels.

激に減少する。しかしこの場合も、H14 鋼では $P=18 \sim 19.5$, H15 では $P=18.5 \sim 20$ において曲線にふくらみが生じ、硬度曲線とまったく同様の傾向を示す。このように M_7C_3 炭化物の析出にともなつて発生する内部応力が明りように検出された。

IV. 結 言

(1) 400~700°C における 0.35~1000hr の焼戻時効過程において、第 1 硬化は、H14 鋼では焼戻パラメーター $P=16$ 附近, H15 鋼では $P=16.3$ 附近に生じ、また第 2 硬化は H14 鋼では $P=18 \sim 19.5$, H15, H15 鋼では $P=18.5 \sim 20$ にあらわれる。

(2) 同過程中には、H14 鋼では $M_3C \rightarrow M_2C + M_3C \rightarrow M_2C + M_7C_3 + M_3C \rightarrow M_7C_3 + M_6C + M_2C \rightarrow M_6C + M_7C_3 \rightarrow M_6C + M_{23}C_6 + M_7C_3$, H15 鋼では $M_3C \rightarrow M_2C \rightarrow M_7C_3 + M_6C + M_2C \rightarrow M_6C + M_{23}C_6 + M_7C_3$, の炭化物反応がおこる。したがつて両鋼とも第 1 硬化は M_2C の析出前段階における該炭化物生成原子の G-P 集合体の形成により、また第 2 硬化は M_7C_3 の析出によつて生ずるものと考えられる。

(3) 焼戻最高硬度を示す試料のフェライト基地中には、H14 鋼では 140 kg/mm², H15 鋼では 160 kg/mm² の最大内部応力が存在する。

文 献

- 1) 西村, 新山: 鉄と鋼, 49 (1963), p. 1537.
- 2) 西村, 新山: 鉄と鋼, 49 (1963), p. 1539.
- 3) 西村, 新山: 鉄と鋼, 50 (1964), p. 668.
- 4) 山本: 日本金属学会誌, 7 (1943), p. 346.

669.15262829-194
669.14.018258.1620/72.25/2

(135) 5% Cr-1 $\frac{1}{4}$ % Mo-1% V 鋼の耐
ファイアクラック性に関する
研究

神戸製鋼所, 高砂工場

久保 慶正・谷藤弥寿生・三浦 正淑

中央研究所 771941-1943
後藤 督高

Study on the Fire Cracks of 5% Cr-
1 $\frac{1}{4}$ % Mo-1% V Steel.

Yoshimasa KUBO, Yasuo TANIFUJI, Masatoshi
MIURA, and Tokutaka GOTO

I. 緒 言

工具鋼の耐命数を決定する最も重要な耐ファイアクラック性については、数多くの研究がなされているが、その性質のもつ複雑な機構から多くが定性的な段階に止まっている。したがつて、個々の製品についてその良否を過去の耐ファイアクラック試験結果から推定することは困難である。

本報告は、Al ダイキャスト用金型材および鍛造プレス用金型材などに多く用いられている SKD 61 について、製造方法の相違による耐ファイアクラック性の差違を求めたものである。