

$P=13.1 \sim 22.4$  の範囲においては、5Cr-Mo-V (DKA, DKB) 系と 5Cr-Mo-W-V (DKE) 系の鋼における炭化物反応は  $M_3C \rightarrow M_7C_3 + V_4C_3 \rightarrow M_7C_3 + M_6C + V_4C_3$ , 5Cr-Mo-W (DKN) 系では  $M_3C \rightarrow M_7C_3 \rightarrow M_7C_3 + M_6C \rightarrow M_7C_3 + M_6C + M_{23}C_6$  のような経過をたどることが判明した。

#### (3) 電子顕微鏡組織および電子回折

5Cr-1Mo-1V の DKB 鋼のカーボン抽出レプリカによる代表的な電子顕微鏡組織と電子回折像を Photo. 1 に示す。  $P < 17.3$  以下では写真 (a) のような  $M_3C$  炭化物が存在し、  $17.3 \leq P < 18.9$  の領域では写真 (b) のような綿屑状の  $V_4C_3 + M_7C_3$  が認められ、  $P = 18.9$  で炭化物は粒状化しはじめ、ここで X 線的には  $M_6C$  が検出されている。なお合金炭化物 ( $V_4C_3 + M_7C_3$ ) の検出開始点は X 線では  $P = 18.1$  のところであつたが、電顕では  $P = 17.3$  であるので、電顕の方が正確を期することができる。

### IV. 結 言

(1) 5 鋼種の焼戻パラメータ・硬度および衝撃値曲線を比較すると、5Cr-1Mo-1V, 5Cr-1.5Mo-1.5W-1V, 5Cr-1.5Mo-1.5W-0.5V の鋼のそれらはほとんど類似している。5Cr-1Mo-0.5V 鋼の硬度はこれらと同様の傾向を示すが、衝撃値は  $P = 18.0$  以上でこれらよりすぐれている。5Cr-1.5Mo-1W 鋼は上記 4 鋼種と異なつた性質を示す。

(2) 電解抽出炭化物の X 線分析によると、  $P = 13.1 \sim 22.4$  の範囲においては、5Cr-Mo-V, 5Cr-Mo-W-V 系の鋼は  $M_3C \rightarrow M_7C_3 + V_4C_3 \rightarrow M_7C_3 + M_6C + V_4C_3$ , 5

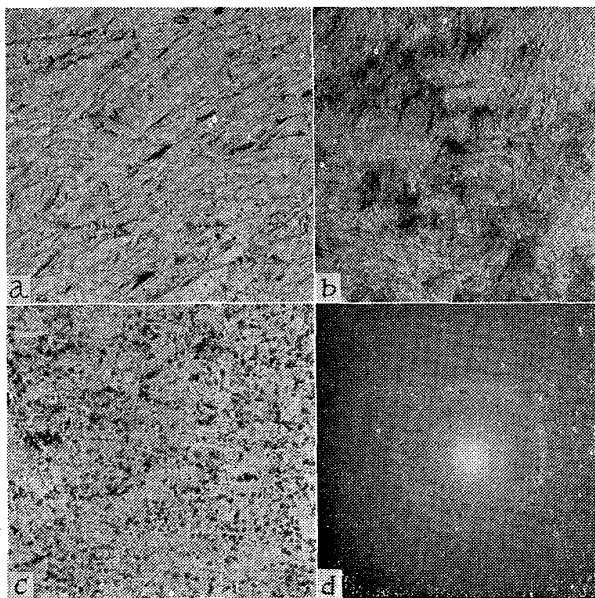


Photo. 1. Electron microstructures and diffraction pattern obtained after tempering DKB steel. (a) Tempered 10h at  $450^\circ\text{C}$  ( $P=15.2$ ). (b) Tempered 100h at  $550^\circ\text{C}$  ( $P=17.3$ ). (c) Tempered 10h at  $650^\circ\text{C}$  ( $P=19.4$ ). (d) Diffraction pattern of b, showing  $V_4C_3 (+M_7C_3)$ . Carbon extraction replica.  $\times 6000$ . (2/5)

Cr-Mo-W 鋼は  $M_3C \rightarrow M_7C_3 \rightarrow M_7C_3 + M_6C \rightarrow M_7C_3 + M_6C + M_{23}C_6$  のような炭化物反応の経過をたどる。

(3) 5Cr-1Mo-1.5W-1V 鋼の抽出レプリカの電子顕微鏡観察によると、  $P < 17.3$  では板状の  $M_3C$  が存在し、  $17.3 \leq P < 18.9$  では綿屑状の炭化物が認められ、  $P = 18.9$  でこれの粒状化が始まり、  $P$  が大になるにしたがつて粒が成長し粗大化している。

(4) 本系統の鋼の焼戻時効硬化は、  $M_7C_3 + V_4C_3$  あるいは  $M_7C_3$  炭化物が析出する前段階において、炭化物生成原子が Guinier-Preston 集合体を形成するために生ずるものと考えられる。

### 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

## (137) 5%Cr 熱間ダイス鋼のオーステナイト化処理に関する研究

金属材料技術研究所 ○渡 辺 敏

### Study on Austenitizing Treatment of 5% Cr Hot Work die Steel.

Satoshi WATANABE.

#### I. 結 言

Cr 5% を基礎とし、これに若干の Mo と V を添加した Cr-Mo-V 系熱間ダイス鋼は、W を主体とした鋼種に比較して焼もどし軟化抵抗はやや劣るが、衝撃値やヒートチェック感受性がすぐれているために、熱間成形用型鋼、あるいはダイカスト用ダイス型として賞用されている。また最近では、超高張力鋼としての適性を有する点から、とくにロケット用構造材料などの面でも注目されつつある。

AISI では H11, H13 として規格化され、JIS としては SKD6, SKD61 がこれに対応するが、JIS への採用は比較的新しいためか、この鋼種に関する文献は少ないように思われる。

筆者はこの鋼種の特性を一層改良する目的をもち、その基礎資料としてまずオーステナイト化の条件が焼もどし硬度曲線や衝撃値にどのように影響するかを調べた。またそれにとまなう結晶粒粗大化についても実験を行なつた。

#### II. 試料および実験方法

試料は 50kg 高周波炉で溶解したが、主原料として八幡製 S35C のほかに日曹製鋼製の砂鉄原料純鉄を約 40% 使用し、これにフェロアロイを添加して溶製した。化学成分は C 0.45%, Cr 4.89%, Mo 1.50%, V 0.52% で、C がやや高目のほかはいずれも規格内にある。

鋼塊は  $1,140^\circ\text{C}$  で鍛造後 20mm  $\phi$  に圧延し、石灰中で除冷した。焼ならしは  $900^\circ\text{C}$ , 1hr 空冷とし、約  $400^\circ\text{C}$  になつたとき同温度の炉内に装入してふたたび加熱し、 $850^\circ\text{C}$  で 2hr 焼きなましを行なつた。焼きなまし硬度は  $H_v$  で 219 であつた。焼きなまし丸棒から、結晶粒度試験試料および硬度測定試料として  $15\phi \times 8$  の円板を、また衝撃試験片として JIS 3 号シャルピー試験

片をそれぞれ製作した。なお円板試料は熱処理後の脱炭層を除去するのに便利のように高さを正確にそろえ、熱処理後表面研削盤によつて脱炭層を除去した。

オーステナイト化の条件は、加熱温度が 950°C, 1,000°C, 1,050°C, 1,100°C, 1,150°C の 5 段階、保持時間が、3min, 10min, 30min, 100min, 1,000min の 5 段階で、これらすべての組合せ、計 25 通りとした。また焼もどし硬度におよぼすその影響に対する実験では、上記のうちから加熱温度として 950°C, 1,050°C, 1,150°C 保持時間として 10min, 100min, 1,000min の 9 通りを選び、これらのおおののに対し、焼もどし温度として 500°C, 550°C, 600°C, 650°C, 700°C, 保持時間として 10min, 30min, 100min, 1,000min のすべての組合せを対応させた。なお衝撃試験片の焼もどし温度は 650°C 一定とし、焼もどし時間は各試験片が同一の硬度になるように調節した。熱処理はすべてソルトバスによつて行ない、焼入れおよび焼もどし後の冷却は空冷とした。

### III. 実験結果

#### 1. 結晶粒粗大化におよぼす影響

結晶粒界の現出には、恒温変態によつて粒界にパーライトを析出させる方法が有効であるが、30~40%の硝酸につけると地が不動態化され、粒界を明瞭に現出することができる。

粒度の測定は、JIS 法にしたがつて 10 視野の平均をとつた。なお本鋼の結晶粒は比較的混粒が多く、約 20%を占めており、オーステナイト化温度が高くなると多少混粒度が増すようであるが、保持時間によつては変化しない。

Fig. 1 に測定結果を示す。粒度は小鋼塊から作つたためか比較的細粒で、1,100°C, 30min 後でも粒度番号は 5 となつている。保持時間の影響は温度の影響に比較して小さいが、かなり大きな値である。また高温側ではその影響が増大する。同一保持時間におけるオーステナイト化温度の影響も基本的には直線性を有するが、高温側では多少飽和に近づく傾向をもつ。

#### 2. 焼もどし軟化抵抗におよぼす影響

本実験に使用した硬度試料は、すべて脱炭層除去のために湿式表面研削盤で 0.5mm だけ研磨を行なつた。

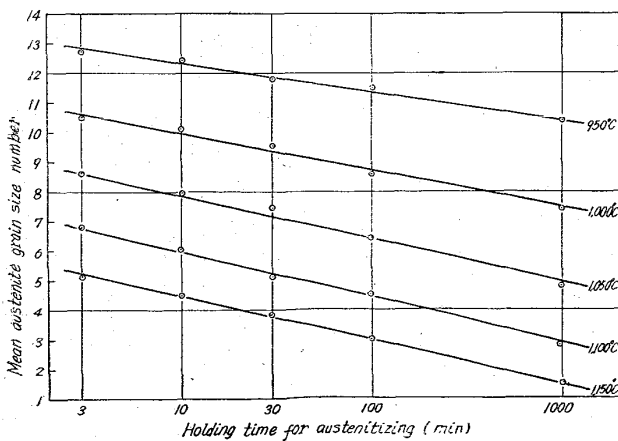


Fig. 1. Effect of austenitizing condition on mean austenite grain size number.

硬度の測定はビッカース硬度計により、20kg 荷重の下に行なつた。硬度曲線の表示にはテンパリングパラメータを利用したが、常数 C の値はオーステナイト化条件の各組合せのおおののについて計算し、それらの値は 16.6 から 19.5 の範囲にあつた。しかし各組合せにおいて別々の C を用いると、相互の比較が困難になるので、それらの平均値として 18 という値を採用した。なお C の値は焼もどし母曲線 (master tempering curve) の変化には敏感でないののでこれで十分である。Fig. 2~4 にその結果を示すが、各場合を通じて、オーステナイト化の保持時間はパラメータの値の小さい方の側、すなわち焼もどし温度が低温であつたりあるいは焼もどし時間が短い場合はその影響が明瞭であるが、大きい方の側では実質的な差異はなくなり、1,150°C の場合では

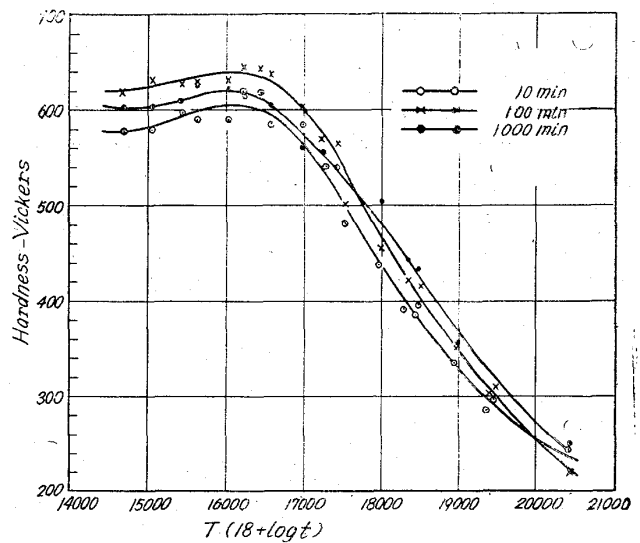


Fig. 2. Master tempering curves for austenitizing at 950°C with various times.

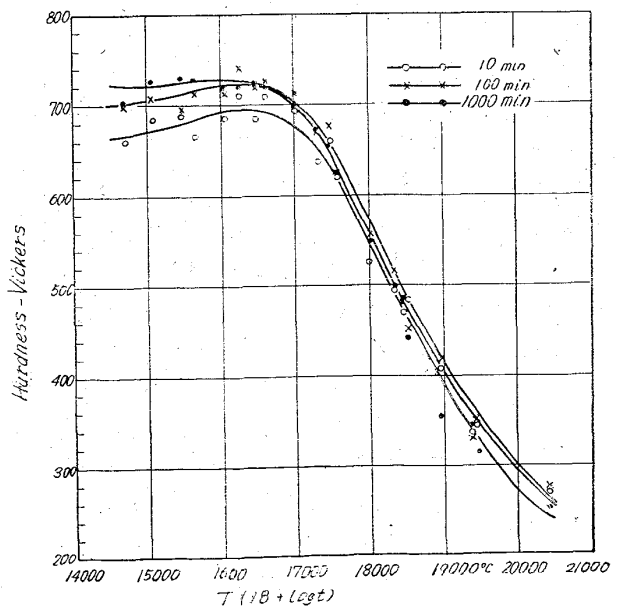


Fig. 3. Master tempering curves for austenitizing at 1050°C with various times.

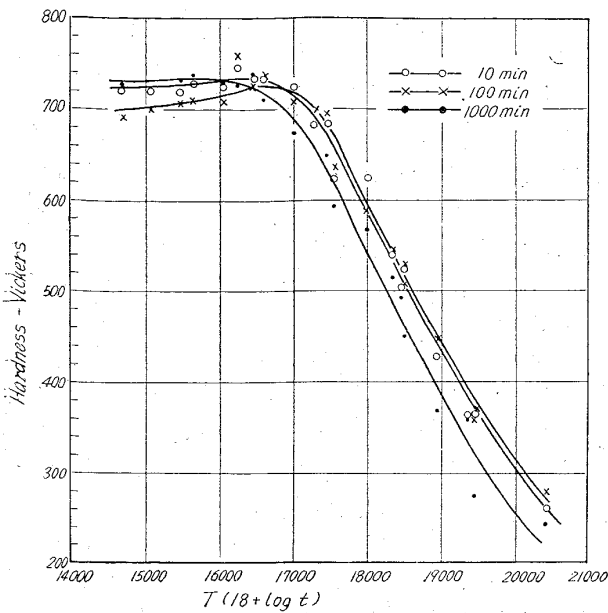


Fig. 4. Master tempering curves for austenitizing at 1150°C with various times.

1,000min の保持によりむしろ悪化する傾向がある。また曲線の形状からみて 950°C は適当な温度とはいえない。1,150°C の場合には 1,050°C の場合より焼もどし軟化抵抗は増大する。

3. 衝撃値に対する影響

ダイス鋼は焼もどし軟化抵抗のみでなく、良好な衝撃特性も要求されるので、衝撃値におよぼすオーステナイト化処理の影響について実験を行なった。焼もどし温度は 650°C 一定としたが、衝撃値と硬度は密接な関係にあるので、この影響を除くために Fig. 2~4 の結果を利用して、硬度が  $H_V 500$  に等しくなるように焼もどし時間を調節した。衝撃試験は、本鋼種がとくに昇温温度範囲で使用される点を考慮して 200°C で行なった。

Fig. 5 にその結果を示す。オーステナイト化の保持時間が長くなるにつれて、1,100°C, 1,150°C の場合を除き衝撃値が増大する傾向を示す。このことは Fig. 1 の結果と相反する現象である。その原因は脱炭層に起因するとも考えられるが、低温側でその影響が顕著である点を考えると、低温の場合は保持時間が長くなるにつれてオーステナイト中への炭化物形成元素の拡散が進行し、焼もどしの際に微細な炭化物が粒内に析出して衝撃値が改善さ

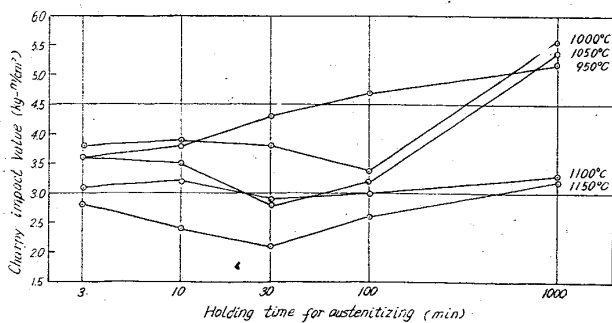


Fig. 5. Effect of austenitizing condition on impact value at 200°C hardness is equalized to  $H_V 500$  by tempering at 650°C.

れるとも推察することができる。また温度による影響も、Fig. 1 の結果から予想されるほど低下していない。焼入れ焼もどし鋼は、一般に焼もどしにおけるサブグレインの影響などのために、オーステナイト結晶粒度と衝撃値との間の関係はかなり複雑になるのではないかと考える。

IV. 結 言

5%Cr ダイス鋼のオーステナイト結晶粒度、焼もどし軟化抵抗、および衝撃値におよぼすオーステナイト化処理の影響について実験を行ない、つぎの結果をえた。

1. オーステナイト結晶粒度の粗大化におよぼす時間の影響は温度の影響よりも小さいが、無視できない程度の大きさである。高温側ではこの影響がやや増大する。
2. 焼もどし軟化抵抗は、焼もどし温度が低い場合や焼もどし時間が短い場合にはオーステナイト化処理の影響を受けやすいが、反対の場合には実質的な影響は受けない。またオーステナイト化温度としては、少なくとも 950°C よりも高い温度が必要である。

3. 本鋼種の場合、同一硬度で比較した衝撃値はオーステナイト結晶粒度と対応しない。保持時間が長くと低温側の場合衝撃値の改善が見られるが、高温側のものには変化がみられない。

文 献

- 1) J. H. HOLLOWAY and L. D. JAFFE: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 162 (1945), p. 223~249

(138) 8%Cr 基ダイス鋼の鑄造組織および高温変形能におよぼす C の影響

(8%Cr 基冷間加工用工具鋼の研究—I)

愛知製鋼, 研究部

赤沢唯一・小田昭午・鈴木三千彦

Effect of Carbon on Cast Structure and High-Temperature Ductility of Die Steels Containing 8% Chromium.

(Study on the cold working tool steels containing 8% chromium—I)

Ichi AKAZAWA, Shogo ODA, and Michihiko SUZUKI.

I. 緒 言

従来世界の主要国で使用されている高炭素冷間加工用工具鋼を Cr 含有量で大別して、その代表的な鋼種を掲げてみるとほぼ Table 1 のように示される。

つまりこれらの高炭素冷間加工用工具鋼の中で Cr 量は約 13%まで利用されているが、その内容は Table 1 のように全ての Cr 量を網羅しているのではなく 5~10%間の Cr の利用が特に積極的に行なわれていない。ソ連の GOST 規格にみられる Eb 184 は大略 0.9C, 0.7Si, 8.0Cr, 4.0W, 1.3V で Cr 以外に多量の W と V を含有している。

著者らは 8%Cr を基とする冷間加工用工具鋼の開発を目的にして、まづ Cr 量を一定にし C 量を変化させた