

て主として粒界に析出が増し、基質の腐蝕が速くなつて来る。又 overaging の段階に入ると劈開面にも析出が見られるようになり、粒界の析出物が次第に凝集して来る。

以上要するに LCN-155 の基礎組成 (Ni 20%, Cr 20%, Co 20%, Fe 35~39% 及び C < 0.1%) の時効硬化に対する添加元素 W, Mo 及び Cb の影響としては単独添加は効果がなく、2 者でも僅少で、3 者を同時に添加して初めて大なる効果を発揮することが判つた。而も Cb の添加は絶対に必要で、且つ Cb 1% (LCN-155 の Cb 量) の添加で最好適の析出硬化が期待出来る。即ち、時効硬化が顕著で、而も overaging が遅い。而してこのことが結局、LCN-155 の高クリープ値の主原因であろうと考えられる。

### (83) 0.35% C, 5% Cr 熱間工具鋼の研究

(V, Mo, W, Si の影響について)

Influence of V, Mo, W and Si on the Properties of 0.35% C, 5% Cr Hot-Working Tool Steel

Kunio Kusaka, Lecturer, et alius.

特殊製鋼 K.K. 工 山 中 直 道

〇 工 日 下 邦 男

#### I. 緒 言

最近各方面でダイカスト鑄造法が採用されるに至り之に伴つて優秀なる金型用鋼が要求されるようになった。

ダイカスト型用鋼としては切削性良好なこと、熱処理変形の小さいこと、急熱急冷により亀裂を生じないこと、耐熱性の良好なること等の性質が必要とされるが、0.35% C, 5% Cr 熱間工具鋼は型用鋼として良好な性能を有することが知られているので吾々は V, Mo, W, Si を種々に変化させて試料をつくり之等合金元素の影響を調査した。供試材は Table 1 に示す如き成分のもので 7 kg 鋼塊を熔製し、これを 16φ に圧延して使用した。

## II. 実 験 結 果

### (1) 変態点

本多式熱膨脹計により約 2.5°C/mn の加熱及び冷却速度で変態点を測定せる結果は Table 1 の如くで Ac 点は V 添加により上昇し、又 Mo, Si も Ac 点を僅かではあるが上昇させる。Mo 1.7% 以上及び Si 0.65% 以下のものでは Ar<sub>1</sub> 変態は大部分抑制されて Ar' 変態を示す。1000°C × 10 mn 空冷の場合の Ar'' 開始点は V 添加によつて上昇し、Mo, W 含有により降下の傾向を示す。次に 1020°C × 10 mn 炉冷の場合は V を含まぬもので 325°C に中間段階変態に相当する膨脹を示すが V の多くなるにつれて、この生起温度が上昇し V 1.2% 以上になると 750°C に Ar<sub>1</sub> を生じ V 1.5% では殆んど Ar<sub>1</sub> 変態のみとなる。

### (2) 恒温変態曲線

小試片を 1020°C に 20 mn 加熱後鉛浴及び塩浴に恒温焼入を行つて硬度・組織より代表的成分のものにつき恒温変態図を作成した。Fig. 1 は、この一例にしてバ

Table 1. Chemical composition of steels tested.

Steel No.	Chemical composition (%)									Ac (°C)	Ar (°C)
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	W		
HWD — 1	0.34	1.05	0.44	0.015	0.019	5.10	1.38	—		830~900	775~685
— 2	0.35	1.03	0.45	0.016	0.019	5.07	1.36	0.22		840~910	785~715
— 3	0.34	1.10	0.45	0.016	0.019	5.07	1.36	0.48		850~920	800~690
— 4	0.36	0.99	0.43	0.017	0.019	5.12	1.41	0.74		850~920	800~720
— 5	0.37	1.07	0.42	0.019	0.019	5.10	1.41	1.00		860~940	825~725
— 6	0.35	1.01	0.43	0.016	0.020	5.04	1.53	1.24		880~960	820~710
— 7	0.36	1.04	0.43	0.012	0.019	5.08	1.53	1.48		880~960	860~775
— 8	0.35	1.02	0.43	0.008	0.019	5.10	0.73	0.38		845~915	790~730
— 9	0.37	1.10	0.47	0.017	0.015	5.15	1.19	0.34		840~910	780~720
— 10	0.38	1.08	0.43	0.007	0.018	5.09	1.48	0.38		840~920	790~700
— 11	0.37	1.08	0.46	0.012	0.019	5.13	1.72	0.34		840~920	775~705, 425~315
— 12	0.37	1.08	0.45	0.018	0.020	5.10	2.06	0.38		840~925	775~670, 415~300
— 13	0.39	1.19	0.46	0.018	0.014	5.13	1.53	0.36	1.01	840~915	790~740
— 14	0.38	1.15	0.47	0.019	0.020	5.16	1.48	0.34	1.50	840~925	785~705
— 15	0.41	1.19	0.50	0.018	0.019	5.16	1.46	0.36	2.18	840~925	790~725
— 16	0.39	1.14	0.47	0.018	0.020	5.16	1.46	0.34	2.76	840~920	790~730
— 17	0.34	0.37	0.48	0.008	0.014	5.27	1.30	0.56		825~900	760~715, 425~300
— 18	0.35	0.65	0.49	0.010	0.014	5.27	1.25	0.50		835~910	770~700, 445~300
— 19	0.37	0.86	0.49	0.011	0.014	5.24	1.30	0.55		840~920	795~720

ーライト段階と中間段階変態とに分かれ、500°C 附近に過冷オーステナイトの安定な区域がある。次に 700°C 及び 350°C に於いて恒温変態を行わせ変態開始時間が合金元素によつて如何に変化するかをみた。V によつてはパーライト段階は殆んど影響をうけないが、中間段階変態の開始線は V の多くなるにつれて短時間側にずれる。W によつては鼻の変態開始時間は僅か短縮されるが中間段階変態は W の多くなるにつれて著しく長時間側にずれ、W 2% に於いては 350°C における伏培期は 2 h 以上となる。

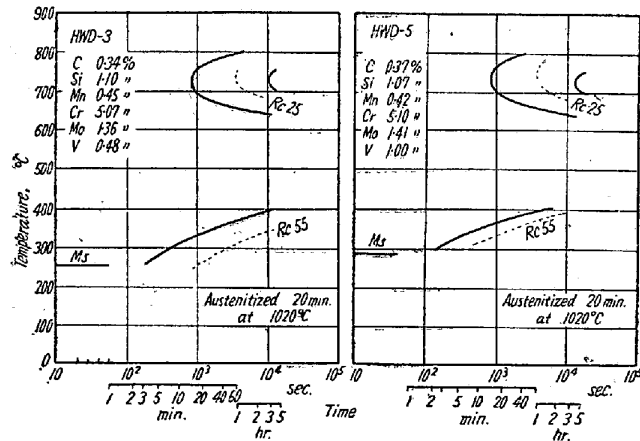


Fig. 1. S-curve for the transformation of austenite.

(3) 焼入及び焼戻硬度

小試片を 900~1100°C より空冷及び油冷して硬度を測定した。V の低い場合には最高硬度の得られる空冷温度は 1020°C であるが V の多くなるにつれて次第に高目に移動し V 1% 以上になると 1120°C に於いても硬度は上昇しつつある。Mo, W を含有する場合も空冷温度 1020°C 以上でも殆んど硬度低下はない。次に小試片を 100~650°C に 1 h づつ繰返して焼戻を行い硬度を測定した。Fig. 2 はこの一例を示すもので 1020°C 空冷の場合 300°C までの焼戻で硬度は次第に低下するが 400°C よりは次第に硬度を上昇し 500~550°C で著しい二次硬化を生ずる。500~600°C 焼戻後の硬度は V 1% 前後が最も高くこれより V が多くても若干低下する。650°C 焼戻の場合は V の多いもの程硬度は高い。又 Si, Mo の多くなるにつれて 500~650°C 焼戻硬度は上昇の傾向を示す。1000°C 油冷の場合は空冷の場合より二次硬化の程度が小さい。又繰返焼戻試験を行つたが、600°C 繰返の場合何れも逐次硬度は低下するが V の多くなるにつれて焼戻軟化抵抗が大となる。

(4) 残留オーステナイト

10φ×50 試片を用い磁気継鉄法により 残留オーステ

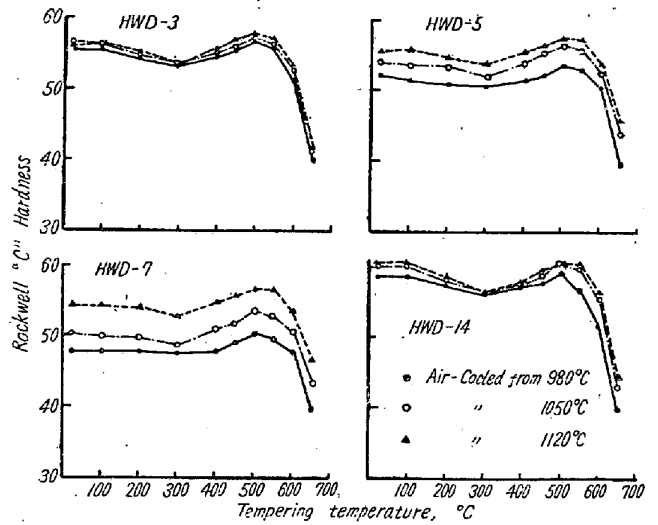


Fig. 2. Effect of tempering temperature on the hardness.

ナイトを測定した。1020°C 空冷の場合 V を含まぬものは 9% の残留オーステナイトを示すが、V の多くなるにつれて増加する。1000°C 油冷の場合は空冷の場合に比べてかなり少ない。Mo, Si による影響は殆んど認められぬ。1020°C 空冷の場合 400°C までの焼戻で残留オーステナイトは僅か分解するものであるが 500°C ではやや多く、550°C で著しく分解する。その後 600~650°C 焼戻で完全に分解する。

(5) 焼入焼戻変形率

外径、両端面研磨して 10φ×50 試片をつくり 1020°C 空冷及び 1000°C 油冷後の長さ及び直径変化率を求めた。1020°C 空冷の場合長さの変化は V を含まぬものが 0.028% の膨脹を示し V の多くなるにつれて減少し V 0.5% 以上では収縮を示し V 1.5% で -0.072% となる。直径方向は何れも膨脹を示す。

次に 400°C までの焼戻では殆んど変化せず 550°C より僅か膨脹が認められ 600°C でかなり著しく膨脹を示し、それ以上の焼戻により収縮する。

(6) 常温及び高温抗張・衝撃試験

1020°C 空冷、600°C 焼戻後常温及び高温にて試験を行つた。400°C 及び 500°C に於いては V の多くなるにつれて抗張力は大となり V 0.8% で最大となり、それ以上は若干低下する。Mo の多くなるにつれて抗張力は大となり Mo 1.7% で最大を示す。600°C に於いては V 1.2% で最高を示し 111 kg/mm<sup>2</sup> となる。又 Si の多くなるにつれて抗張力は大となる。650°C (650°C 焼戻後) に於いては何れも急激に抗張力を低下し V 1.5% で 71 kg/mm<sup>2</sup> となる。衝撃値は V の増加につれて低

下の傾向を示すが V 1.5% では再び大となる。又 W, Mo が多くなると低下の傾向を示す。

### III. 結 言

以上 0.35% C, 5% Cr, 1% Si, 1.4% Mo を有するものに V, W を種々に添加し又 Mo, Si をも変化せしめて、これら合金元素の影響を調査したが、V の多くなるにつれて焼戻軟化抵抗を大にし高温強度を著しく高め、Mo 添加により硬化能を向上し高温強度を増す。又 Si も焼戻硬度及び高温強度を大にすることが判明した。

#### (84) 高速度鋼の水鈍

##### Water Annealing of High-Speed Steels

Hideo Akasu, Lecturer, et alius.

鉄道技術研究所 工博 大和久重雄

○赤須英夫

### I. 緒 言

高速度鋼の焼鈍に当つては、その熱伝導が悪く、かつ自硬性が大きいいため焼鈍温度、焼鈍時間、冷却速度等に注意しなければならない、特に焼鈍時間は長時間を要し又冷却はゆつくり行う必要がある。その結果実際現場作業においては、多くの時間と電力が労費されることになり、高速度鋼の焼鈍は量産の大きな隘路となる。したがつて、この焼鈍軟化を迅速に行い得たならば、現場作業上利するところがあると思われる。この問題に関して筆者等は、さきに二段焼鈍法 (Stepped Annealing) 或いは恒温変態焼鈍法 (Isothermal Annealing) の有効なことを確認した。

しかるに熱処理ずみの高速度鋼を迅速簡易に軟化せしめるには水鈍処理が適切である。水鈍処理とは、すなわち、変態点以下のある適当な温度に加熱した後、水中急冷を行つて軟化焼鈍せしめる方法である。この方法は単に高速度鋼のみならず、他の工具鋼の迅速軟化にも適用せられる。

水鈍法については、さきに種々なる実験を行つて報告してきたが、今回更に補足実験を行つたので、それ等を総括して水鈍法について報告する。

### II. 実験方法並に実験結果

#### 1. 水鈍温度および冷却方法の影響

高速度鋼 (2, 3, 4種) の素材並びに焼入材の 10×10×25 mm なる試験片について 600~950°C に 30 分間保

持後水中急冷 (水鈍) および空冷 (空気鈍) を行つて軟化程度を検査した。その結果素材に対しては、焼鈍温度 800°C 迄は水冷しても空冷しても硬度は素材と変わりなく何ら硬化しない。しかしながら焼鈍温度が 800°C 以上になれば変態点を越すために水冷もしくは空冷によつて焼きが入るようになり、急に硬度は上昇する。

焼入材に対しては焼鈍温度 800°C からの水鈍または空気鈍が最も軟かく、これより温度が高くなっても、低くても軟化が不充分であり、又水冷、空冷による軟化度の差異はほとんど認められない。

要するに焼入高速度鋼を迅速簡易に軟化せしめるには 800°C から水鈍もしくは空気鈍によるのがよい。勿論変態点直下の加熱であるから、完全焼鈍のものほど軟化はしないけれども、機械加工の可能な硬度位にはなる。尙供試高速度鋼の加熱変態点は夫々 2 種……840°C, 3 種……840°C, 4 種……850°C である。

#### I 2. 加熱時間の影響 (水鈍温度 800°C)

水鈍温度を 800°C とし、保熱時間を色々変えた場合の硬度の変化を調べたところ、120 分間以後の軟化の程度は保熱時間に余り影響されず、ほぼ一定である。すなわち、水鈍用加熱時間としては 120 分間位が有効と思われる。

#### I 3. 試験片の大きさを種々変えた場合の水鈍効果

以上の実験に供した試験片の大きさは 10×10×25 mm と一定にした場合であるが、今回は大きさを種々変えて実験を行つた。すなわち、大型 (30×30×30 mm, 25×25×25 mm) および小型 10 mm 角以下について 2 および 4 種の焼入材並びに、焼入焼戻材について 800°C から水鈍を行つた。その結果は Table 1 に示すとく、120 分間保持の方が 10 分間保持のものよりも軟化が進んでいる。又試験片の大きさ、鋼種および熱処理の差異による影響は認められず、ほぼ同程度の硬度を示している。

#### I 4. 短時間加熱の繰返し水鈍の影響

I. 3 の実験に供した試験片を使用して、加熱時間を短縮して水鈍を行い、この操作を繰返してみた。すなわち、水鈍温度 800°C に保持してある電気炉中に試験片を挿入後、試験片の火色が、丁度 800°C になつた時、取出して水中急冷を行う。

この方法を繰返して行い、その都度硬度測定を行つた。実験結果の一例を 4 種 (30×30×30 mm) について Fig. 1 に示してある。尙試験片を加熱のため電気炉中に挿入後水中急冷する迄の経過時間は大型試片 (30×30×30 mm) で約 10 分間、小型で約 5 分間である。