

U化合物が残留する。

(f) 1000°C の焼入性はU添加によつてもほとんど変化しないが、1200°C では (d) 項と同様にベイナイト域でかなり焼入性を向上する。しかし構造用鋼の溶接にあつては延性を減ずるものと考えられる。

(g) 1150°C 焼準後の焼戻によつて U 添加鋼は 550~600°C に 2 次硬化を生ずる。これは Mo 共存のもとで U がオーステナイトにより多く固溶し、焼戻時の炭化物反応において U がかなり影響をおよぼしている。しかし U-B 系で得られた微細なベイナイト状の組織は耐焼戻性はなく、また Mo 単独の場合より軟化は速い。

(3) Cr-Ni-Cu 系鋼の引張強さは U 添加で増加するが、延性をかなり減少する。また衝撃値も U 添加で低下する。

また 焼入性は U がマルテンサイトの炭素濃度を減少させるため低下する。高温で溶体化すると、焼戻によつてわずかに 2 次硬化がみられる。このことから Si-Mn 系とはことなり、Cr-Ni-Cu 共存のもとでやや U が固溶することがわかつた。

追記

2.25 Cr-1 Mo 鋼に関する一連のクリープ試験の結果

によれば、0.12%U 以上の添加によつて何れも 550°C クリープ強さを増加することを知つたが、他の合金元素との作用の比較についてはなお研究中である。

謝 辞

この第3報を終るにあたり、U その他の化学分析に関して御協力をいただいた三菱金属鉱業株式会社鉱業研究所および日本鋼管技術研究所に感謝するとともに、第1報の研究より御協力をいただいた日本学術振興会「ウラン鋼特別研究会」の諸氏に対して御礼申上げる。なお、本研究は一部文部省科学研究費及び本協会石原研究奨励金によつて行なわれたものであることを付記して謝意を表す。

文 献

- 1) 長谷川, 斧田: 鉄と鋼, 49 (1963) 12, p. 1788~1797
- 2) 長谷川, 斧田: 鉄と鋼, 49 (1963) 3, p. 536~538
- 3) 長谷川, 斧田: 鉄と鋼, 49 (1963) 2, p. 174~194
- 4) K. J. IRVINE and F. B. PICKERING, J. Iron & Steel Inst. (U.K.) 194 (1960) 2

高クロム高コバルト系熱間ダイス鋼について*

西村 富隆**

On the High-Chromium High-Cobalt Type Steels for Hot Work Dies.

Tomitaka NISHIMURA

Synopsis:

The fundamental characteristics of 12Cr-7W-0.5V-5Co (DSE) and 12Cr-7W-0.5V-10Co (DSF) type steels for hot work dies have been investigated. The results obtained are as follows:

(1) Transformation temperature on heating, specific gravity, specific heat and coefficient of thermal expansion are measured, and particularly it is noticeable that the coefficients of thermal expansion show small values.

(2) Secondary hardening occurs in the temperature range from 500 to 550°C, and that resistance to tempering softening becomes larger with increasing austenitizing temperature. The temperature range suitable for hardening is from 1050 to 1100°C, so the austenitizing temperature of 1050°C only is used for all tests.

(3) The nose of isothermal transformation curve situates at the temperature of 750°C and 15min for DSE, and 750°C and 25min for DSF. M_s temperature is 205°C for DSE and 175°C for DSF.

(4) At the testing temperature of 600°C, hardness, tensile strength and impact strength are Hv 225, 93 kg/mm² and 8 kg m/cm² for DSE, and Hv 270, 107 kg/mm² and 5 kg m/cm² for DSF.

(5) The dimensional change of a round bar at the tempering temperature of 600°C is +0.045% for DSE and +0.040% for DSF in the direction of diameter, and 0% for DSE and -0.010% for DSF in the direction of length.

(6) The tempering at 600°C gives the best impact strength and wear resistance at room temperature.

* 昭和37年4月本会講演大会にて発表 昭和39年1月6日受付 ** 日本特殊鋼株式会社

(7) When both steels are isothermally tempered for 1000 hr at 600, 650 and 700°C, hardness decreases linearly and impact strength slightly with increasing tempering time at each temperature.

And in the process of these temperings, the following sequence of changes in carbides takes place: $M_6C + M_7C_3 \rightarrow M_6C + M_7C_3 + M_{23}C_6 \rightarrow M_6C + M_{23}C_6 \rightarrow M_6C + M_{23}C_6 + Fe_2W \rightarrow M_{23}C_6 + Fe_2W$.

(8) Resistance to heat checking is better than that of SKD5 (JIS) steel of 10W-3Cr-0.5V type.

(9) Resistance to oxidation at high temperatures is very excellent as compared with SKD 5 steel.

(Received 6 Jan. 1964)

I. 結 言

最近では自動車、電気機具、ミシン、カメラなどのあらゆる工業において、各種部品をダイカスト法によつて作ることがさかんになつてきた。

その中で、アルミニウム合金とかマグネシウム合金などのような軽合金用のダイカスト型鋼としては、一般に Cr-Mo-V 系の SKD6 あるいは 6I などが用いられており、100,000 ショットくらいの金型寿命を示し、一応満足のできる状態にある。しかしながら銅合金用金型のように、かなり高温で苛酷な条件のもとで使用される型鋼としては、いまのところこれといったものがなく、現在 W-Cr-V 系の SKD5 などが用いられている。しかしこの金型ではせいぜい 5,000 ショットくらいしか鑄造することができず、その寿命が非常に短いので、これに適するダイカスト用型鋼の開発がまたれているような現状である。

本報告は、この要求にそのような高 Cr 高 Co 系の熱間ダイス鋼を試作し、これの基礎的な諸性質について研究したものである。

II. 試料および実験方法

供試材としては、35kVA 高周波誘導炉にて溶製した

8kg 鋼塊を 14mm ϕ および 12mm ϕ に鍛伸してから焼鈍したものをを用いた。これら試料の化学成分を Table 1 に示す。

供試鋼はフェライト生成元素 W を約 7%、V を約 0.5% ならびにオーステナイト生成元素 Co を約 5 あるいは 10% 含有する 12% Cr 鋼であつて、特に Co の添加によつて高温強度の増強と諸性質に悪影響をおよぼす δ -フェライトの発生を抑制をはかり、高温で苛酷な条件のもとで使用される銅合金系のダイカストあるいはプレス用の金型を対象として考えたものである。

焼戻硬度、高温機械的性質、ヒートチェック、常温衝撃、摩耗抵抗、焼戻時効の各試験の試験片は、焼鈍材を所定寸法に切削加工後、高温用塩浴炉中にてオーステナイト化後空冷し、アルゴン雰囲気気炉中にて焼戻を行なつた。恒温変態曲線作製の際の小試験片 (5mm ϕ \times 10 mm) のオーステナイト化は白金抵抗アルゴン雰囲気気炉中で行ない、これを各温度で恒温変態させる場合、パーライト変態附近の高温側では鉛浴、ベーナイト変態附近の低温側では低温用の塩浴中に焼入れた。熱処理変形試験の際には、試料を真空石英管中に封入し、白金炉中にてオーステナイト化後とり出し、すみやかに石英管を破壊してアルゴン雰囲気槽中で冷却したが、もちろん焼戻処理もアルゴン雰囲気気炉中に行ない、試験片表面の酸化

Table 1. Chemical composition of specimens (%).

| Steel (Type) | Specimen No. * | C | Si | Mn | P | S | Cr | W | V | Co |
|----------------------------|----------------|------|------|------|-------|-------|-------|------|------|------|
| DSE (12Cr-7W-0.5V-5Co) | 1 | 0.26 | 0.45 | 0.43 | 0.008 | 0.018 | 11.95 | 6.94 | 0.46 | 4.85 |
| | 2 | 0.24 | 0.44 | 0.43 | 0.008 | 0.020 | 11.94 | 6.96 | 0.51 | 4.85 |
| | 3 | 0.25 | 0.45 | 0.57 | 0.013 | 0.017 | 11.61 | 6.94 | 0.47 | 5.30 |
| DSF (12Cr-7W-0.5V-10Co) | 1 | 0.26 | 0.43 | 0.43 | 0.008 | 0.018 | 11.98 | 7.54 | 0.42 | 9.30 |
| | 2 | 0.26 | 0.44 | 0.43 | 0.008 | 0.018 | 11.98 | 8.02 | 0.43 | 9.15 |
| | 3 | 0.25 | 0.45 | 0.59 | 0.013 | 0.018 | 11.14 | 7.59 | 0.51 | 9.80 |

* 1: Used for annealed hardness, specific gravity, specific heat, thermal expansion, isothermal transformation, isothermal tempering characteristics, electrolytic extraction and extraction replica tests.

2: Used for tempering hardness, dimensional change, thermal shock, impact strength and wear resistance tests.

3: Used for mechanical properties at elevated temperatures and resistance to oxidation tests.

Table 2. Physical properties of DSE and DSF steels.

| | DSE | DSF |
|--|------------------------------------|----------------------|
| Annealed hardness (H _B) 850°C×2hr, rate of cooling 60°C/hr | 223 | 355 |
| 900°C×2hr, rate of cooling 5°C/hr | — | 250 |
| Transformation temperature (°C) | Ac ₁ Ac ₃ | 850 880 |
| Specific gravity* | 8.03 | 8.14 |
| Specific heat (cal/g°C)* | | |
| 300°C | 0.130 | 0.120 |
| 400 | 0.135 | 0.125 |
| 500 | 0.140 | 0.135 |
| 600 | 0.165 | 0.155 |
| 700 | 0.225 | 0.195 |
| Coefficient of linear expansion (°C ⁻¹)* | | |
| 20~100°C | 9.0×10 ⁻⁶ | 8.5×10 ⁻⁶ |
| ~200 | 9.7 | 9.4 |
| ~300 | 10.2 | 10.1 |
| ~400 | 10.6 | 10.5 |
| ~500 | 11.0 | 10.7 |
| ~600 | 11.3 | 10.9 |
| ~700 | 11.5 | 11.2 |

* Annealed specimens were used.

を防いだ。そのほか各試験における詳細はその都度述べることにする。

III. 実験結果および考察

(1) 物理的性質

DSE, DSF 両鋼種の 2, 3 の物理的性質を測定した結果を Table 2 に示す。14×14×14mm³の試料を850°Cに 2 hr 保持後、60°C/hr の割合で冷却した場合の焼鈍硬度は、DSE では H_B 223で適正硬度となるが、DSF では H_B 355 でかなり高い。しかし900°Cに 2hr 保ち、5°C/hr の冷却速度にすると H_B 250 となり、焼鈍状態としては満足な値となる。つぎに本多・佐藤式熱膨脹計により加熱変態点を測定した結果(変態点附近の加熱速度 5°C/min) は表中に示したごとく DSE の方が約50°C高い。比重は 10mm φ×20mm 試料を用い、アルキメデス法により求めた値である。比熱は、理学電機自動記録式比熱示差熱分析装置により、300~700°C の温度範囲で測定した結果で、DSE の方が各温度で若干高い値を示している。熱膨脹係数は、先の変態点測定の際の加熱膨脹曲線から求めた常温から各温度までの平均線膨脹係数で、DSE は DSF よりすこし高い値を示す。なお SKD5 (C 0.26%, Si 0.41%, Mn

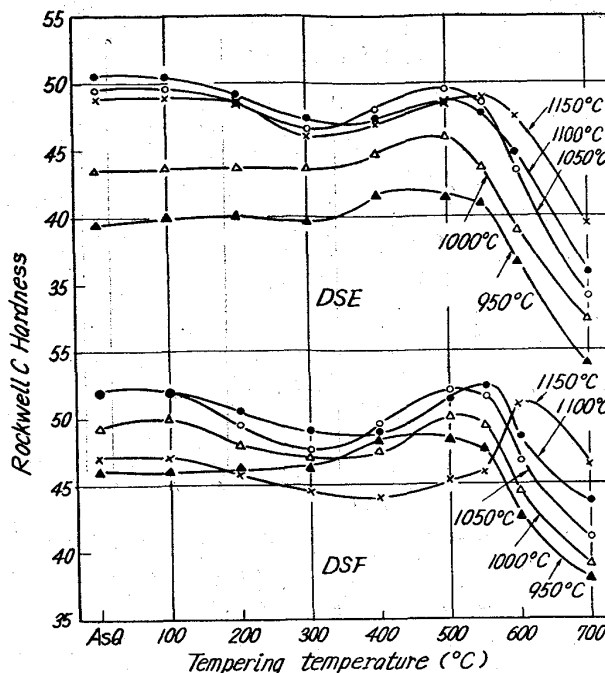


Fig. 1. Tempering curves of DSE and DSF steels air-cooled from the indicated temperatures.

0.42%, P 0.014%, S 0.019%, Cr 2.46%, W 9.56%, V 0.37%) についても同様に測定したところ同温度範囲では $9.7 \sim 12.9 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ の値を得たのでこれにくらべると DSE, DSF の熱膨脹係数はかなり小さい。

(2) 焼入および焼戻温度と硬度との関係

14×14×14mm³ 試料を 950, 1000, 1050, 1100, 1150°C の各温度に 20min 保持空冷後 100~700°C において 1 hr の焼戻を行なった場合の硬度を Fig. 1 に示す。両鋼種とも焼戻温度が上昇するほど 2 次硬化の位置は高温側に移行し、かつ焼戻軟化に対する抵抗の増大する傾向が認められる。これは焼戻温度が高くなるほど M₆C 炭化物の基地への溶解度が増すためである。また Co 量の多い DSF の方が焼入および焼戻硬度が高く、焼戻軟化抵抗も大きい。

なお Fig. 1 からわかるように、950, 1000, 1050, 1100, 1150°C からの焼入硬度は、DSE では HRC 39.5, 43.5, 49.7, 50.4, 48.8, DSF では HRC 46.0, 49.2, 52.0, 52.0, 47.0 の値を示し、1050~1100°C において最高となるので、両鋼種のオーステナイト化温度としてはこの温度範囲が適正と考えられる。したがって以後の実験においては試料のオーステナイト化温度はすべて 1050°C とした。

(3) 恒温変態曲線

Fig. 2 は最高加熱温度を 1050°C とした場合にパーライトおよびベーナイト変態の開始線のみを検鏡あるいは

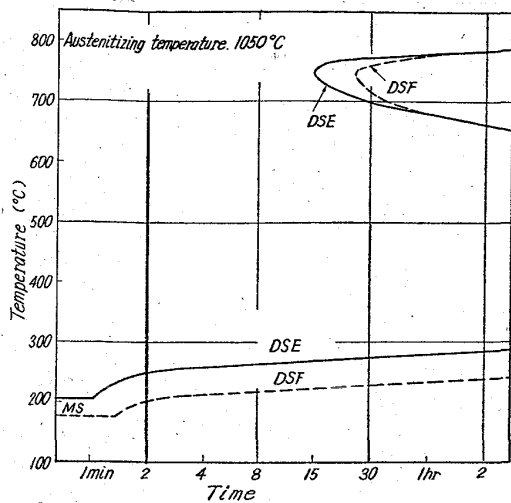


Fig. 2. Isothermal transformation diagram showing start of transformation only for DSE and DSF steels.

硬度測定により求めたものである。M_s 点は GRENINGER and TROIANO²⁾ 法によつて測定した。すなわち、5mm φ×7mm 試料を 1050°C から M_s 点附近の温度に保持した塩浴 (KNO₃55%+NaNO₃45%) 中に約 8sec 保つた後、ただちに 280°C の熱浴 (Pb 63%+Sn 37%) 中にうつし約 10sec 焼戻を行なつて水冷し、これの検鏡あるいは硬度測定により、DSE では 205°C、DSF では 175°C の M_s 点を得た。

両鋼種ともパーライト変態の鼻は 750°C 付近にあつて、DSE は約 15min、DSF は約 25min で変態がはじまつているが、パーナイト変態開始線および M_s 点は Co 量の高い DSF の方が低温側にある。

(4) 高温機械的性質

1050°C より空冷後 600°C において 1 hr の焼戻をほどこした DSE (HrC 43.6) および DSF (HrC 46.5) 試料の高温における硬度、引張強さ、伸び、絞り、シャルピー衝撃値は Fig. 3 に示したとおりで、両鋼種はまったく同様の傾向を示している。高温硬度測定は日本光学高温微小硬度計を用い、12mm φ×27mm 試料によつて行ない、また引張および衝撃試験には JIS 4号 (10mm φ) および 3号 (Uノッチ) 試験片を使用した。まず硬度をみると、常温では DSE は Hv 400、DSF は Hv 450 を示しているが、試験温度の上昇にしたがい 400°C までは直線的に低下し、400~600°C では低下度合がゆるやかになつて 600°C においては DSE は Hv 225、DSF は Hv 270 となり、この温度を越すと急激に減少している。もちろん Co の高い DSF の方が各温度で高硬度値を示している。引張強さは、両鋼種とも 100~200°C において最大 (DSE 147.8kg/mm²、DSF 156.9

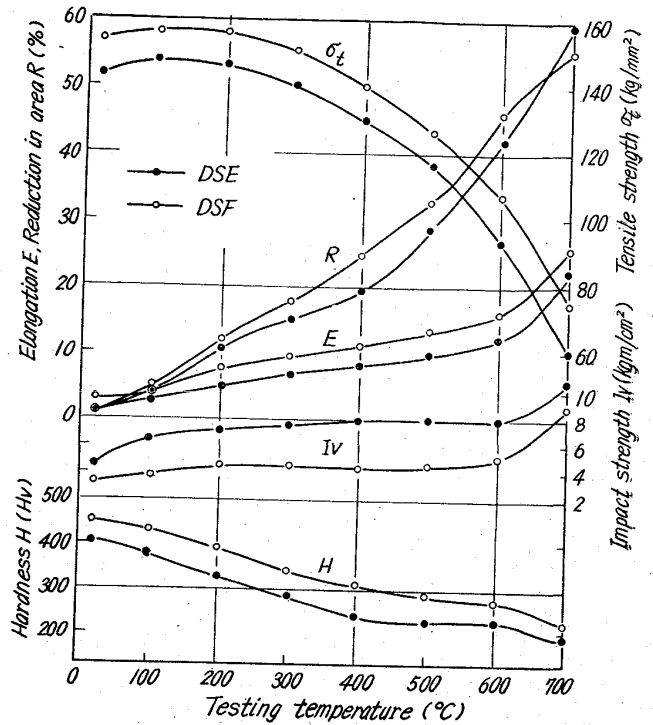


Fig. 3. Mechanical properties at elevated temperatures of DSE and DSF steels. Air-cooled from 1050°C; tempered at 600°C for 1hr.

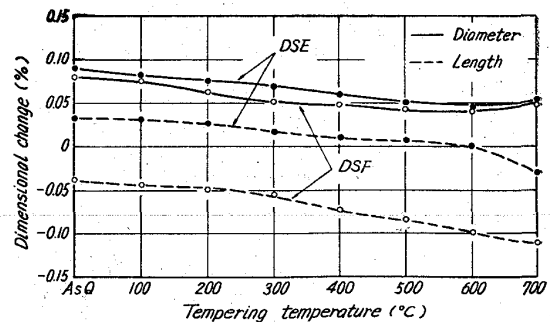


Fig. 4. Effect of tempering temperature on dimensional changes of DSE and DSF steels. Cylindrical specimens of 10mm dia, 100mm length were tested. Air-cooled from 1050°C.

kg/mm²) を示し、その後は試験温度の上昇とともに低下し、600°C では DSE は 93kg/mm²、DSF は 107kg/mm² の強さとなる。伸びおよび絞りは試験温度の上昇とともに増大している。衝撃値は 600°C までは漸増の傾向をたどり、この温度以上では急激に増大している。

(5) 熱処理変形

熱間ダイス鋼においてももちろん焼入焼戻による変形の小さいことがのぞましい。Fig. 4は 10mm φ×100mm の焼鈍試料を I 中に述べた方法により、1050°C に

25min 保持後アルゴン雰囲気中で冷却してから、700°C までの各温度で 1 hr の焼戻を行なった際の、直径と長さ方向の変形率を示したものである。まず直径方向では、両鋼種とも焼入 (DSE+0.090%, DSF+0.082%) および焼戻状態では膨脹を示しているが、焼戻温度の上昇とともに変形率は小となり、600°C 附近では DSE は +0.045%, DSF は +0.040% の最小値となり、これより高温では若干増大する傾向が認められる。一方長さ方向では、DSE は焼入れにより 0.033% 程度膨脹し、これを焼戻すると変形率は温度の上昇とともに減り、600°C で 0% になり、これ以上の温度では収縮するようになる。また DSF は焼入れにより 0.040% 収縮し、これを焼戻すると、その温度が高くなるにしたがって収縮変形率が大きくなり、600°C では -0.010% の値を示す。DSE と DSF の熱処理変形率を比較すると、直径方向ではだいたい同程度であるが、長さ方向では DSE の方が小さい。

(6) 焼戻温度と常温衝撃値および摩耗抵抗との関係
1050°C から空冷後 700°C までの各温度で 1 hr の焼戻をほどこした試料についての常温シャルピー衝撃値および摩耗抵抗を Fig. 5 に示す。なお図中には比較対照のため焼戻硬度をも添えた。衝撃値は両鋼種とも 200~300°C において極大を示し、500~550°C には高温焼戻脆性が認められるが、600°C では靱性は回復し良好になる。

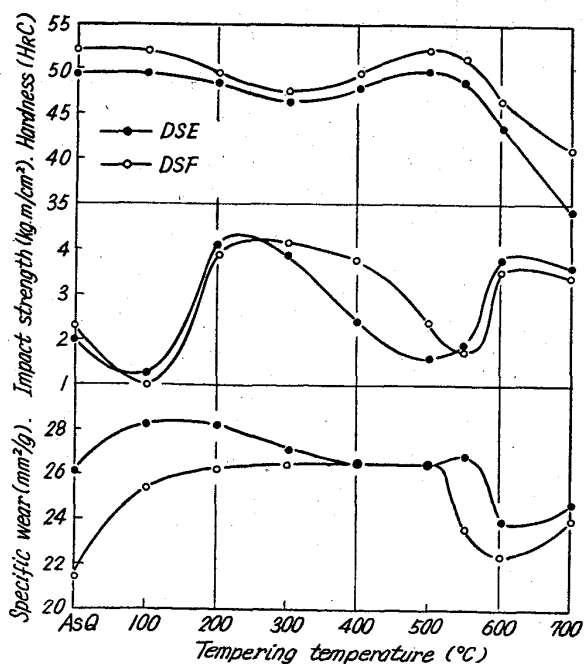


Fig. 5. Hardness, impact strength and wear resistance as a function of tempering temperature for DSE and DSF steels.

摩耗試験は、理研大越式迅速摩耗試験機により、試験片としては衝撃破断片、回転円板 (30mm ϕ × 5mm 厚さ) としては 18W-4Cr-1V-10Co 型の高速度鋼 SKH 4A (焼入焼戻硬度 HRC 64.5) を使用し、回転速度 2.38m/sec, 摩擦距離 200m, 最終荷重 6.9kg の条件のもとに行なった。その結果は Fig. 5 の下段図に示したごとくなるが、この場合摩耗抵抗は比摩耗量 $W_s = Bb_0^3/8\gamma P_0 l_0$ (ここに B と γ は回転円板の幅と半径, P_0 は最終切触荷重, l_0 は摩擦距離, f_0 は摩耗痕の幅) によつてあらわしてある。DSE は焼戻温度 100~200°C において比摩耗量は最大すなわち摩耗抵抗は最小となるが、600°C においては最大の抵抗を示し、この温度以上では低下する傾向が認められる。DSF では焼戻温度の上昇とともに摩耗抵抗は低下し、300~500°C ではあまり変化せず最低となるが、600°C では最もよい抵抗を示し、この温度を越すとまた低下する。また DSE, DSF の摩耗抵抗を比較すると、硬度の高い DSF の方が概して良好な性質を示す。以上のように、両鋼種とも焼戻時間 1 hr の場合には 600°C 附近において最高の耐摩耗性と良好な靱性が得られる。一方焼戻時間 1 hr の場合には、つぎの (7) 項において述べるように、450~550°C では焼戻による析出炭化物の存在を認めず、600°C においてはじめて合金炭化物の析出が検出されるので、耐摩耗性に対しては析出炭化物が関係してくることは明らかで、特に析出合金炭化物が基地と coherent な状態にある場合には好影響を与えるようである。

(7) 焼戻時効特性

熱間で使用される鋼は、焼入後かならず焼戻がほどこされているとはいえ、その後高温にさらされながら長時間使用されているうちには、一種の焼戻時効をうけている性質が変つてくるので、これの影響を調べておくことも重要な問題の一つと考えられる。

1050°C 塩浴炉に 15min 保持後空冷の 3 号衝撃試験片 (DSE HRC 53.2, DSF HRC 54.8) を実用焼戻温度附近の 600, 650, 700°C の各温度において、10, 30 min, 1, 2, 5, 15, 50, 200, 500, 1000hr の焼戻時効させた場合の硬度と衝撃値の変化を Fig. 6 に示す。試料の焼戻時効は 1 hr 以内では鉛浴炉, 2 hr 以上ではアルゴン雰囲気炉を用いて行なった。

両鋼種は 600, 650, 700°C の各温度において、10min の焼戻ですでに軟化がはじまつており、硬度は時間の経過とともにだいたい直線的に減少するが、軟化速度は 3 温度間で大差は認められない。焼入硬度 HRC 53.2 の DSE は、650°C 時効においては、1hr で HRC 41.0, 100hr で HRC 36.0, 1000hr で HRC 32.0 のような

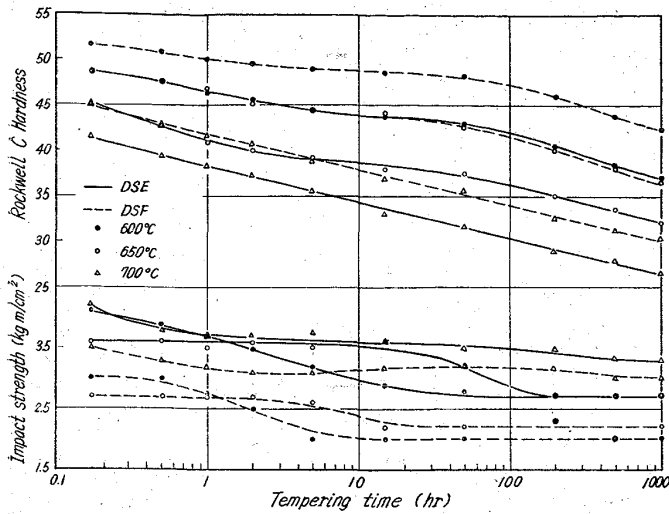


Fig. 6. Effect of tempering time and temperature on the hardness and Charpy impact strength. Air-cooled from 1050°C.

硬度低下を示す。

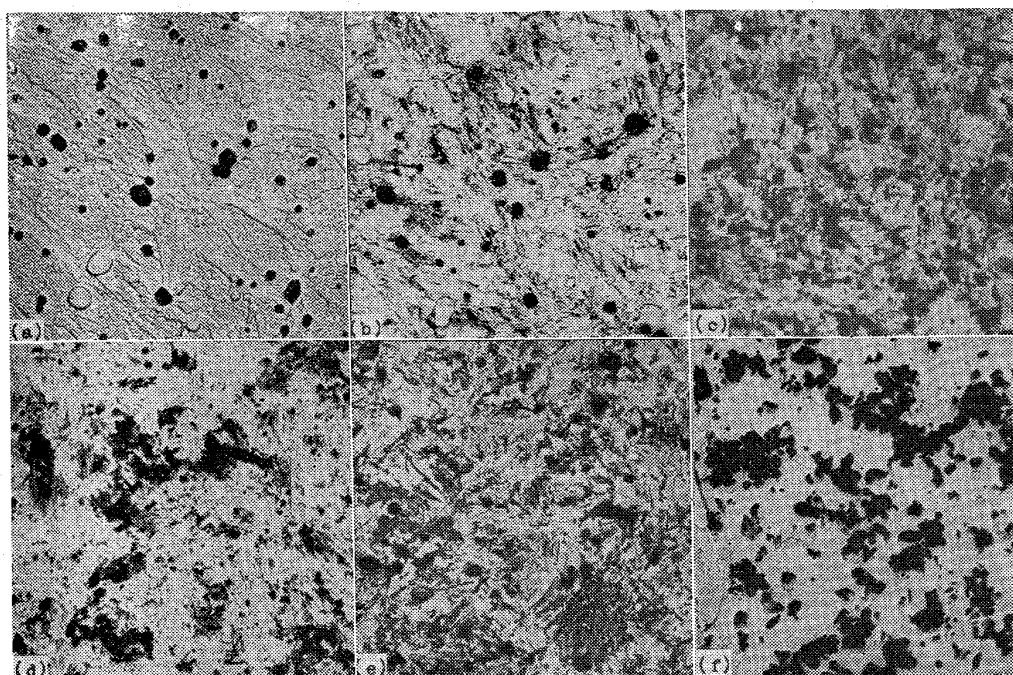
つぎに衝撃値は、DSE についてみると、600°C においては 10min の 4.1 kg m/cm² から約 50 hr の 2.7 kg m/cm² までは徐々に減少し、それ以後は一定となる。650°C では 10hr くらいまでは一定値、3.6 kg m/cm² を示すが、10~200hr の範囲では時間とともに減少し、2.7 kg m/cm² に達し、その後は変化しない。700°C では 10min の 4.2 kg m/cm² から 1000hr の 3.3 kg m/cm² までゆるやかに低下している。図からわかるように、焼戻温度の上昇するほど、衝撃値の低下の割合の大きい位置は長時間側に移行している。DSF の衝撃値は全般的に DSE より低く、時効時間に対する変化は

DSE の場合とほとんど同様の傾向を示す。

以上の衝撃破断片の中から、1, 15, 50, 200, 500, 1000 hr の時効試料をえらび、1N 塩酸水溶液を用い、18mA/cm² の電流密度で約 50hr の電解を行なつて得た残渣の X線分析結果を Table 3 に示す。表中の M₆C は焼入の際の未溶解炭化物、M₇C₃、M₂₃C₆、Fe₂W (Laves 相) は焼戻時効によつて生じた炭化物および金属間化合物である。Table 3 から明らかなように、600~700°C における 1000 hr までの焼戻時効中に生ずる炭化物の変化は、両鋼種とも M₆C+M₇C₃ $\xrightarrow{(1)}$ M₆C+M₇C₃+M₂₃C₆ $\xrightarrow{(2)}$ M₆C+M₂₃C₆ $\xrightarrow{(3)}$ M₆C+M₂₃C₆+Fe₂W $\xrightarrow{(4)}$ M₂₃C₆+Fe₂W のような経過をたどる。Co 10% の DSF においては、(1) の変化は 600°C で 1~15hr の間、(2) は 600°C で 50~200hr の間、(3) は 650°C で 50~200 hr の間および 700°C で 1~15 hr の間、(4) は 700°C で 50~200hr の間で生じているが、Co 5% の DSE においては上記の各変化は DSF より多少はやい時間でおこる傾向が認められるので、Co は炭化物反応をおくらせる作用のあることがうかえる。Kourtsky³⁾らは各種元素を含有する 12% Cr 鋼の長時間焼戻の影響についての研究の中で、12Cr-3W-3V-5Co および 12Cr-3W-5Co 系の鋼をあつかつており、これをソルバイト組織 (1050°C 油冷、670°C × 1 hr 空冷) にした試料を 600°C で 500~4500 hr、650°C で 500~3000hr、700°C で 100~1500hr、800°C で 100~300 hr のような長時間焼戻を行なつた結果、すべて M₂₃C₆ と Fe₂W との共存状態に達することを報告している。

Table 3. Identification of carbides and intermetallic compound in electrolytic residues of tempered DSE and DSF steels by X-ray diffraction. Air-cooled from 1050°C.

| Tempering temperature (°C) | Steel | Tempering time (hr) | | | | | |
|----------------------------|-------|---|---|---|---|---|---|
| | | 1 | 15 | 50 | 200 | 500 | 1000 |
| 600 | DSE | M ₆ C M ₇ C ₃ M ₂₃ C ₆ | M ₆ C M ₂₃ C ₆ M ₇ C ₃ | M ₆ C M ₂₃ C ₆ | M ₆ C M ₂₃ C ₆ | M ₆ C M ₂₃ C ₆ | M ₆ C M ₂₃ C ₆ |
| | DSF | M ₆ C M ₇ C ₃ | M ₆ C M ₇ C ₃ M ₂₃ C ₆ | M ₆ C M ₂₃ C ₆ M ₇ C ₃ | M ₆ C M ₂₃ C ₆ | M ₆ C M ₂₃ C ₆ | M ₆ C M ₂₃ C ₆ |
| 650 | DSE | M ₆ C M ₂₃ C ₆ | M ₆ C M ₂₃ C ₆ | M ₆ C M ₂₃ C ₆ | M ₆ C M ₂₃ C ₆ Fe ₂ W | M ₂₃ C ₆ Fe ₂ W M ₆ C | M ₂₃ C ₆ Fe ₂ W |
| | DSF | M ₆ C M ₂₃ C ₆ | M ₆ C M ₂₃ C ₆ | M ₆ C M ₂₃ C ₆ | M ₆ C M ₂₃ C ₆ Fe ₂ W | M ₂₃ C ₆ Fe ₂ W M ₆ C | M ₂₃ C ₆ Fe ₂ W |
| 700 | DSE | M ₆ C M ₂₃ C ₆ | M ₆ C M ₂₃ C ₆ Fe ₂ W | M ₂₃ C ₆ Fe ₂ W M ₆ C | M ₂₃ C ₆ Fe ₂ W | M ₂₃ C ₆ Fe ₂ W | M ₂₃ C ₆ Fe ₂ W |
| | DSF | M ₆ C M ₂₃ C ₆ | M ₆ C M ₂₃ C ₆ Fe ₂ W | M ₂₃ C ₆ Fe ₂ W M ₆ C | M ₂₃ C ₆ Fe ₂ W | M ₂₃ C ₆ Fe ₂ W | M ₂₃ C ₆ Fe ₂ W |



(a) Air-cooled from 1050°C, (b) Tempered 1hr at 600°C, (c) Tempered 50hr at 600°C
(d) Tempered 50hr at 650°C, (e) Tempered 1hr at 700°C, (f) Tempered 1000hr at 700°C
Photo. 1. Electron micrographs of quenched and tempered DSF steel.
Carbon extraction replica. ×6000 (1/2)

つぎに各焼戻し時効試料からカーボン抽出レプリカを採取し、炭化物あるいは金属間化合物の形状、量、分布状態などを電子顕微鏡により観察した。なおこの場合には600, 650, 700°C以外の500, 550°Cの温度における1000 hrまでの焼戻し試料についても同様に調査した。DSFの代表的な焼戻し時効試料についての電子顕微鏡組織写真をPhoto. 1に示す。これらの写真における析出物を、先に行なった電解残渣のX線分析結果(Table 3)を用いて説明するとつぎのようになる。写真(a)は1050°Cからの空冷組織で、マルテンサイト基地中に粒状の M_6C が存在している。写真(b)は(a)のような組織の焼戻し試料を600°Cで1 hr焼戻した場合で、 M_7C_3 が屑状に析出しはじめている。写真(c)は600°C×50hrの組織で、析出炭化物量は多くなり、 M_7C_3 と $M_{23}C_6$ が共存している。写真(d)は650°C×50hrの状態、 $M_{23}C_6$ が凝集しはじめている。写真(e)は700°C×1 hrの組織で屑状の $M_{23}C_6$ が析出している。写真(f)は700°Cで1000 hrの焼戻し時効した場合で、 $M_{23}C_6$ および Fe_2W は粒状化後成長し粗大化している。以上の写真の中で、(a)~(e)においては粒状の未溶解 M_6C が比較的明瞭に認められるが、焼戻しの温度あるいは時間が大になるにしたがって、その形がくずれ、分解しはじめている徴候がみうけられる。なお電子顕微鏡観察によると、DSFでは500°C×203hr, 550°C×50hr, 600°C×2hrにおいてはじめて析出物(M_7C_3)が検出され、

600°C×1000hr, 650°C×200 hr, 700°C×15hrにおいて析出物の粒状化が認められた。DSFにおける析出物検出開始点および粒状化点はDSFの場合より若干はやく生ずるような傾向がある。

(8) ヒートチェックに対する抵抗

ヒートチェックはあらゆる熱間工具鋼に生ずる現象で、その工具の寿命を決定する主要因の一つともなっている。この現象は熱疲労にもとづくことは論をまたないところであつて、ダイカストの場合にはこれにerosionが加わつてこの現象

がさらに加速される。

ヒートチェック試験は、Hofage⁴⁾の装置の水冷部を改修したFig. 7のような装置を用いて実施した。回転円板にとりつけた6個の円柱形試料(18mmφ×22mm)の側面をガスバーナーで加熱し、一定温度に達したら円板を回転して試料を水冷し、この加熱冷却を何回かくりかえした後試料側面に発生したチェックの状況を検鏡して調べた。なおあらかじめ模擬試験片を作り、焰のあたる反対側面から焰のあたる面下0.5mmまで穴を明け、これに白金・白金ロジウム熱電対をさしこみ、その面の温度が600°Cまで達する時間を測定したところ約30secで、試験鋼種間では大差がなかった。よつて各試験片では加熱時間を30secとして加熱冷却をくりかえした。

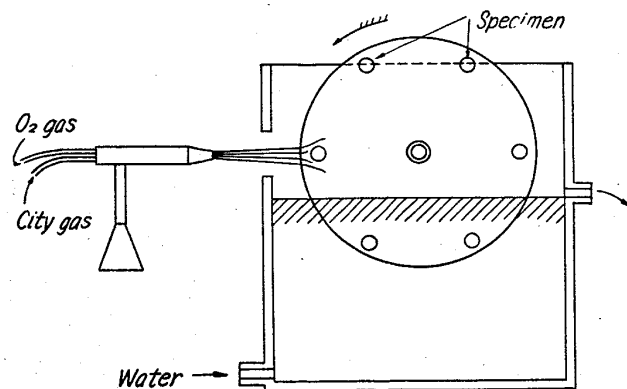


Fig. 7. Apparatus for thermal shock testing, using flame heating.

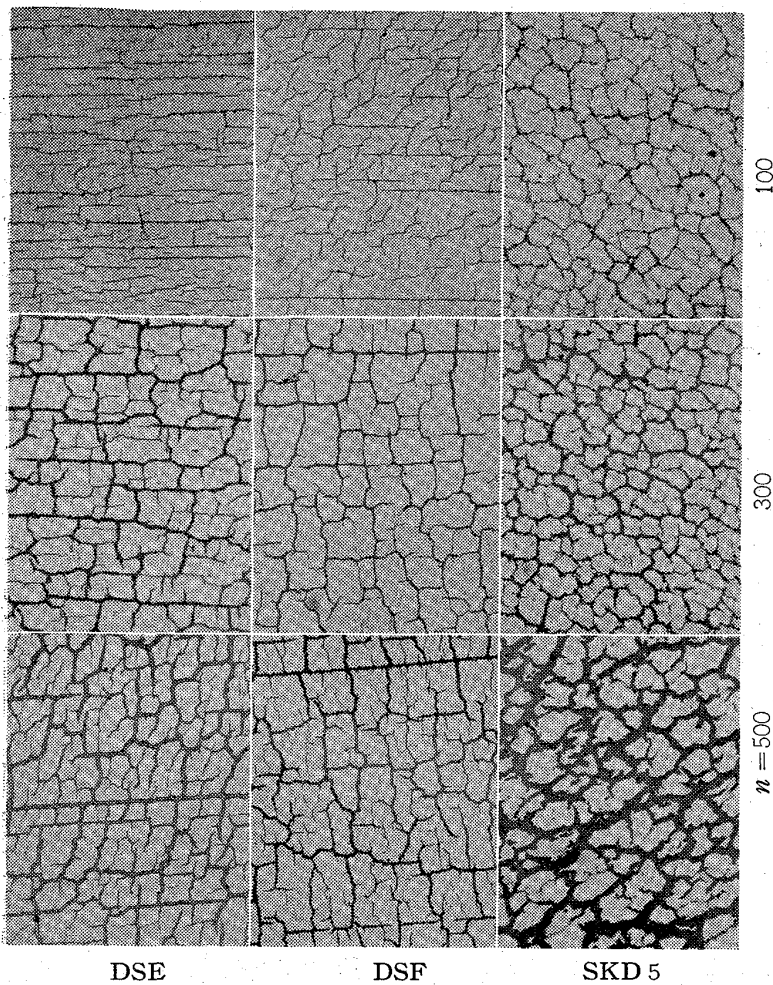


Photo. 2. Heat checks in the cylindrical surface of DSE, DSF and SKD5 specimens, as a function of the temperature cycle n between 600 and 40°C. Polished. $\times 100$. (1/2)

Table 4. Maximum breadth of heat check for DSE, DSF and SKD5 steels(mm).

| n | 100 | 300 | 500 |
|-------|-------|-------|-------|
| Steel | | | |
| DSE | 0.003 | 0.008 | 0.011 |
| DSF | 0.002 | 0.006 | 0.009 |
| SKD5 | 0.004 | 0.011 | 0.022 |

n : Number of temperature cycles.

この場合もちろん全実験を通して酸素と都市ガスの圧力を調整して、焰の形および長さが一定になるようにした。試験に供した試料は、1050°C 空冷後 600°C で 1 hr 焼戻した HRC 40.0 の DSE と HRC 45.5 の DSF であるが、比較のため同様の熱処理をほどこした HRC 45.3 の SKD5 (化学成分既出、熱膨脹係数測定試料と同じ) についても試験をした。

Photo. 2 は加熱冷却サイクル n を 100, 300, 500 回

とした場合の試料側面を約 0.01mm 研磨後検鏡した結果である。DSE と DSF はほとんど類似のチェック模様を示すが、SKD5 の模様はこれらとはかなりちがっている。これは、試験鋼 (DSE, DSF) と SKD5 とでは、熱膨脹係数、比熱、熱伝導度、弾性係数、降伏点などの物理的性質が相違していることに起因するものと考えられるが、これらの中で特に熱膨脹係数と弾性係数が小さく、降伏点の高いことがヒートチェックの減少に好影響を与えるといわれている。ヒートチェック最大幅の測定結果は Table 4 のようになるが、いまヒートチェックに対する抵抗性を、チェックの最大幅とその模様によつて評価すると、DSE, DSF 両鋼の抵抗特性は SKD5 より良好であり、また DSF は DSE より若干よい。

(9) 酸化抵抗

熱間ダイス鋼は高温において使用されるので使用温度附近での酸化に対する抵抗の大きいことが要求される。8mm ϕ \times 50mm の焼鈍試料を秤量後磁製ポートに入れ、600, 700, 800°C の各温度のニクロム管状炉中に DSE, DSF, SKD5 の 3 試料を同時に装入し 8 hr 保持後炉中冷却してから再秤量し、酸化層生成による重量増加を測定した。これを単位面積・時間あたりの重量増加に換算し、加熱温度に対しプロットしたものが Fig. 8 である。図から明らかなように、各温度における酸化抵抗は、Co 5%

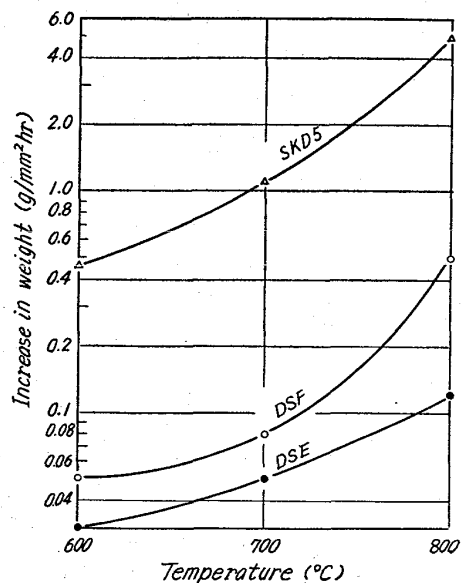


Fig. 8. Resistance to oxidation of DSE, DSF and SKD5 steels. Relation between scaling and the temperature exposed.

の DSE が最もよく、Co 10% の DSE がこれにつき、SKD5 はこれら 2 鋼種よりはるかに劣る。

IV. 総括

12Cr-7W-0.5V-5Co (DSE) および 12Cr-7W-0.5V-10Co (DSF) 系の熱間ダイス鋼についての基礎的な特性を調べた結果を要約するとつぎのようになる。

(1) 変態点、比重、比熱、熱膨脹係数などを測定したが、その中で熱膨脹係数の小さいことが特に注目される。たとえば DSF は 20~100°C で $8.5 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ 、20~700°C で $11.2 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ の値を示す。

(2) 焼戻 2 次硬化は 500~550°C において生じ、焼入温度の高いほど焼戻抵抗は大となる。また Co 量の多い DSF の方が焼入焼戻硬度が高く、焼戻抵抗も大きい。焼入温度は 1050~1100°C の範囲が適正であるのですべての実験において試料のオーステナイト化は 1050°C の温度で行なつた。

(3) 恒温変態曲線の鼻は、DSE では 750°C、15 min、DSF では 750°C、25 min のところにあり、 M_s 点は DSE では 205°C、DSF では 175°C にある。

(4) 600°C の試験温度においては、硬度は DSE Hv 225、DSF Hv 270、引張強さは DSE 93 kg/mm²、DSF 107 kg/mm²、衝撃値は DSE 8 kg m/cm²、DSF 5 kg m/cm² の値を示す。

(5) 丸棒の焼入焼戻変形は、600°C において、直径方向で DSE +0.045%、DSF +0.040%、長さ方向で

DSE 0%、DSF -0.010% である。

(6) 常温衝撃値および磨耗抵抗は、600°C 焼戻において最もよい特性を示す。

(7) 600、650、700°C の各温度において 1000hr までの焼戻時効を行なうと、時間とともに硬度は直線的に減少し、衝撃値もわずかに低下する。またこの温度範囲の時効過程では、 $M_6C + M_7C_3 \rightarrow M_6C + M_7C_3 + M_{23}C_6 \rightarrow M_6C + M_{23}C_6 \rightarrow M_6C + M_{23}C_6 + Fe_2W \rightarrow M_{23}C_6 + Fe_2W$ の炭化物変化が生じている。

(8) ヒートチェックに対する抵抗は SKD5 より良好である。

(9) 高温における酸化抵抗は SKD5 よりはるかにすぐれている。

終りにのぞみ本研究の発表を許可された北社長、いろいろと御教示をたまわつた村上先生、佐藤常務、沢技術研究部長、井田技研部長付にあつくお礼申し上げるとともに、実験に熱心に従事された新山君に深く感謝する。

文 献

- 1) E. A. LORIA: Trans. Amer. Soc. Metals, 54 (1961), p. 31
- 2) Greninger and Troiano: Trans. Amer. Soc. Metals, 28 (1940), p. 537
- 3) J. KOUTSKY and J. JEZEK: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 200 (1962), p. 393.
- 4) R. HOFAGE, W. VOLKEL and R. v. TINTI: Arch. Eisenhüttw., 17 (1943), p. 57

Refractaloy 26 型合金のばね特性について*

上正原和典**・金井良昭**・関不二雄**・内山道良***

On the Spring Properties of Refractaloy 26 Type Alloy.

Kazunori KAMISHOHARA, Yoshiaki KANAI,

Fujio SEKI and Michira UCHIYAMA

Synopsis:

Authors investigated, as part of a study on super alloys for springs, the spring properties at the room temperature or elevated temperature of Refractaloy 26 type alloy, which was treated with various combinations of solution temperature, aging temperature, aging time and cold reduction before or after aging.

Characteristics at the room temperature were determined by tensile, hardness, grain size or bending tests to confirm the spring properties. Characteristics at the elevated temperature were investigated using coil springs treated with an optimum heat treatment and cold working (to develop the superior room temperature properties). For this object, compression coil springs were manufactured and heated from room temperature, with the temperature and deflection registered. To confirm the stability of deflection under load and heating, coil springs

* 昭和38年3月、10月本会講演大会にて発表 昭和39年1月6日受付

** 三菱製鋼株式会社 *** 三菱製鋼株式会社、工博