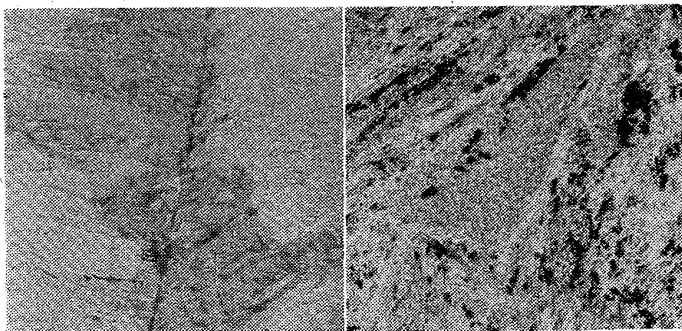


Fig. 4. Charpy impact energy versus time-temperature parameter for DSE and DSF steels.

~20 にあるが、その巾は DSF 鋼の方がすこし広いようである。この谷の位置はあきらかに硬度の山に相当する位置 ($P=16$) より、 P の大なる側へずれている。

(3) 電解残渣の X 線分析 I(a) で述べた方法により採取した残渣を X 線回折したところ、DSE, DSF 鋼ともに $P=18.5$ を境にして、これ以下では回折線があらわれず、この値以上では $M_{23}C_6$ の存在が認められ、さらに $P=19.5$ を越すと Laves 相 (Fe_2W) の現れることが判明した。

(4) 電子顕微鏡組織および電子回折 Carbon replica 膜上に抽出された析出物を形態的に観察したり、あるいはその電子回折による同定を試みた。DSF 鋼においては、 $P=15.1$ 以上ではすべて析出物が抽出され、それ以下では析出物がないことがわかり、析出の初期状態からの過程を観察することができた。代表的な抽出レプリカ組織を Photo. 1 に示す。 $P=15.6 \sim 17.8$ の coherent な炭化物が存在すると考えられる領域では、析出物は結晶としてまだ整わないためであろうか回折線



(a) Tempered 3.5h at 500°C. (P=15.9) (b) Tempered 100h at 600°C. (P=19.2) × 6000(1/2)

Photo. 1. Electron microstructures obtained after tempering DSF steel. Carbon extraction replica.

はほとんど得られなかつたが、 $P=18.5$ 附近の回折結果から類推すると $M_{23}C_6$ に近いものと思われる。

IV. 結 言

DSE, DSF 鋼の焼戻挙動はほとんど同じ傾向を示す。硬化現象は両鋼種とも $P=14.1 \sim 16.0$ の範囲で進行し、 $P=16.0$ で最高に達し、これ以上の P の値では軟化する。また衝撃値の谷は $P=19 \sim 20$ にあり、硬度の山とは一致しない。一方 $M_{23}C_6$ 炭化物は $P=15.6$ 附近で析出しはじめ、 $P=19.5$ 附近では Laves 相 Fe_2W の析出がはじまる。この結果によると、硬度の山は $M_{23}C_6$ の析出開始点に相当し、衝撃値の谷は Fe_2W の析出しはじめる附近で生ずることが判明した。

文 献

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

669.14.018.258; 669.15.26.27.292-194
: 621.785.72.01; 626.178.152.42; 620.178.746.22

(147) W-Cr-V 鋼の焼戻挙動について

(熱間工具鋼の研究—Ⅲ)—

日本特種鋼

63337

西村 富隆・○新山 善之

On the Tempering Behaviour of W-Cr-V Steels.

1539~1544

(Study on hot work tool steels—Ⅲ)

Tomitaka NISHIMURA
and Yoshiyuki SHINYAMA.

I. 緒 言

前報においては 12Cr-W-V-Co 鋼の焼戻挙動について述べたが、本報告はこの場合とまったく同様の目的、方法をもつて、W-Cr-V 系の熱間工具鋼の焼戻挙動について研究したものである。

II. 試料および実験方法

(1) 試 料

前報同様に 35 KVA 高周波誘導炉にて溶製した 8 kg 鋼塊を角 15mm および丸 12mm に鍛伸し、を焼鈍後各試験に供した。これら試料の化学成分を Table 1 に示す。

(2) 実験方法

実験試験片の作製および熱処理 (焼入は、炭化物を基地に完全に固溶せしめるために、実用焼入温度よりかなり高い温度 1200°C から行なつた)、硬度測定、衝撃試験、電解残渣採取法およびその X 線回折、Extraction replica の電子顕微鏡組織と電子回折などはすべて前報と同様に行なつた。

III. 実験 結果

(1) 硬 度

1200°C において炭化物を完全に固溶させた DSH 鋼焼入サブゼロ処理鋼 ($H_R C 48.7$) を温度 450~700°C において 0.35~1000 h の焼戻を行なつたときの硬度を Fig. 1 に示す。450°C においては 1000 h までは硬化の一途をたどり、軟化現象はまだあらわれていない。しかし 500°C においては硬度の極大は 35~100 h、550°C

Table 1. Chemical composition of specimens. (%)

Designation (type)	JIS	C	Si	Mn	P	S	Cr	W	V	Remark
DSS (5W-3Cr-0.5V)	SKD 4	0.25 0.25	0.28 0.25	0.50 0.50	0.014 0.014	0.013 0.013	2.95 2.99	5.42 5.42	0.40 0.39	(a), (b), (c) (d)
DSH (10W-3Cr-0.5V)	SKD 5	0.23 0.28	0.34 0.37	0.39 0.48	0.013 0.023	0.012 0.012	2.32 2.46	9.39 9.38	0.31 0.34	(a), (b), (c) (d)

* (a) Hardness test, (b) Shock test, (c) Extraction replica, (d) Electrolytic extraction.

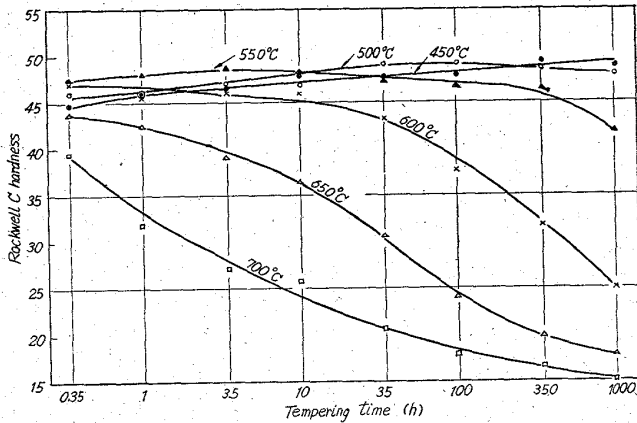


Fig. 1. Isothermal tempering curves for DSH steel.

においては 3.5h で生じており, 600°C~700°C においては 0.35h で軟化がすでにはじまっている. すなわち焼戻温度の上昇とともに硬度極大の位置が短時間側へ移動している. DSS 鋼の時間硬度曲線も DSH 鋼の場合と大同小異である.

以上の結果を, 焼戻時間・温度パラメータ $P = T(20 + \log t) \times 10^{-3}$ との関係において, DSS, DSH 鋼に対し図示すると Fig. 2 のようになる. 両鋼種の硬度の最大は $P = 17$ (焼戻時間 7h の場合には 575°C) にあり, $P = 18$ を越すと急激に軟化する.

(2) シャルピー衝撃値

いま DSH 鋼についての衝撃値を焼戻の時間と温度との関係であらわすと Fig. 3 のようになり, 低温度短時間側と高温度長時間側では衝撃値は増大し, 両者の間には谷が生じ, これは時間の長くなるほど低温側に移動する. DSS 鋼においては, 衝撃値は全般的に DSH 鋼より大きくなるだけで, やはり同様な傾向を示す.

つぎに両鋼の衝撃値をパラメータ P を用いてあらわすと Fig. 4 のごとくなり, 衝撃値の谷は, DSS 鋼では $P = 16.5 \sim 18.5$, DSH 鋼では $P = 16.0 \sim 18.5$ において生じ, 谷の巾は DSH 鋼の方がやや広い. なお硬度の山は $P = 17.0$ において生じているので, 衝撃値の谷と硬度の山が丁度一致している.

(3) 電解残渣の X 線分析

DSS 鋼では $P = 19.6$ 以上, DSH 鋼では $P = 17.3$ 以上においてのみ M_6C 炭化物の回折線があらわれ, これらの P 値以下のところでは回折線は全然あらわれなかった. DSH 鋼試料は, DSS 鋼より W が 2 倍近く高く, C が多少高かったため, M_6C の析出量が多いため

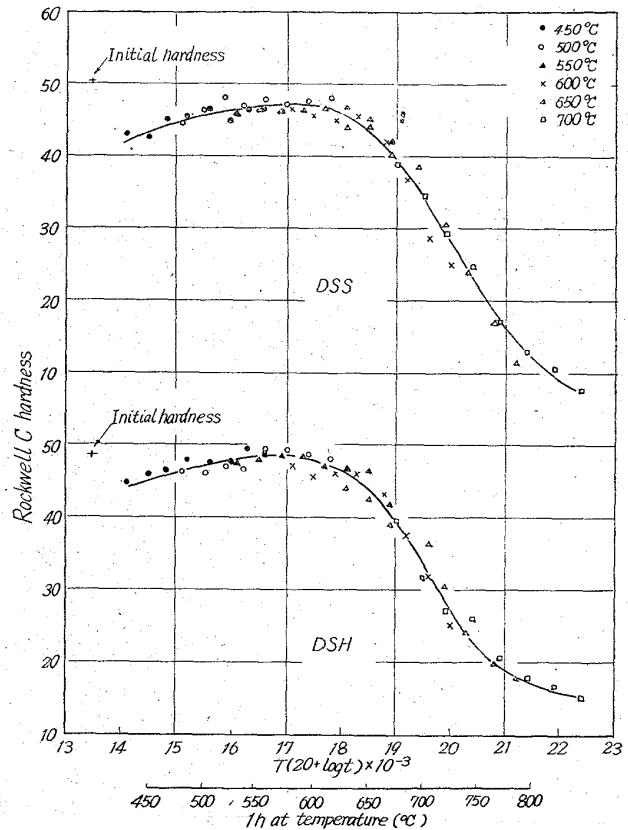


Fig. 2. Master tempering curves for DSS and DSH steels.

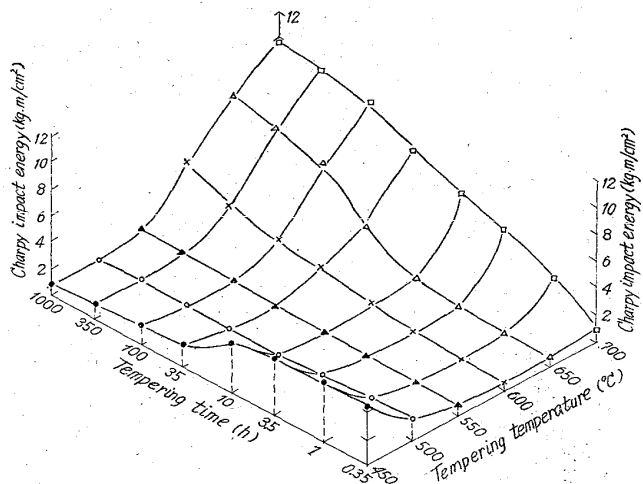


Fig. 3. Charpy impact energy plotted isometrically against time and temperature of tempering for DSH steel.

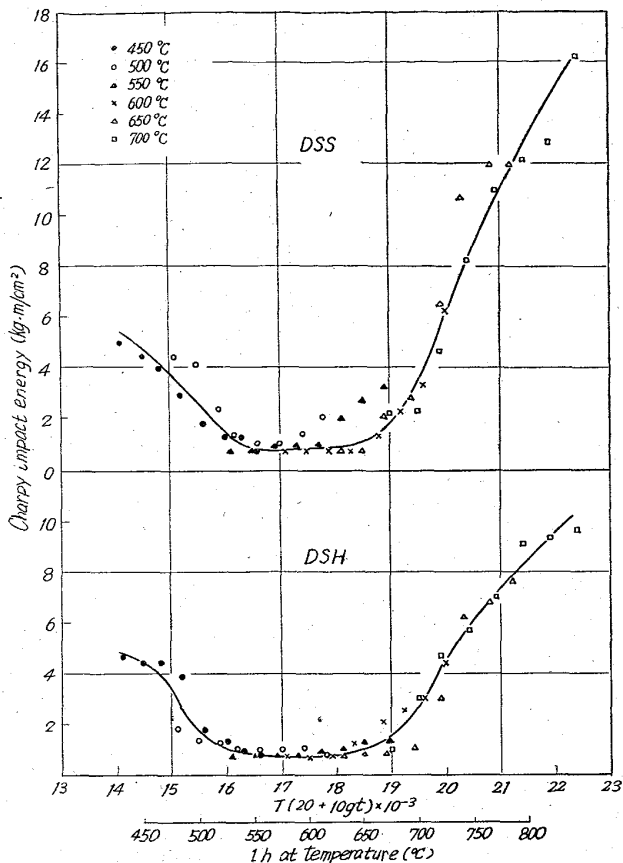


Fig. 4. Charpy impact energy versus time-temperature parameter for DSS and DSH steels.

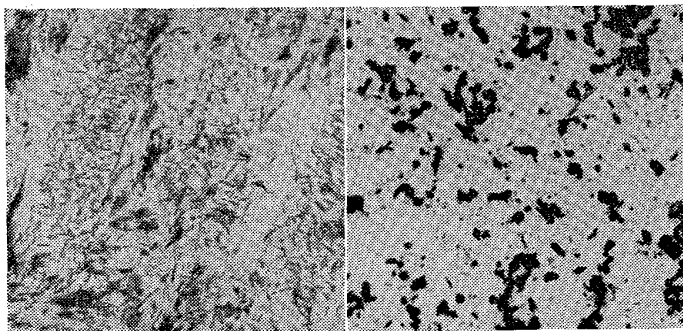
Pの小さいところまで検出できたのであろう。

(4) 電子顕微鏡組織および電子回折

DSS 鋼においては、 $P \geq 14.5$ のところではすべて析出物はカーボン膜に抽出され、 $P=14.1$ (450°C×0.35h) のところでは析出物は認められなかつた。抽出析出物の大部分が電子回折でき、すべて M_6C 炭化物であることを確認した。また DSS, DSH 鋼とも炭化物の凝集は $P=19.9$ 附近ではじまるようである。Photo. 1 は DSS 鋼の抽出レプリカの代表的な電子顕微鏡組織である。

IV. 結 言

DSS, DSH 鋼ともほとんど同じ傾向の焼戻挙動を示



(a) Tempered 10h at 500°C (P=16.2) (b) Tempered 1000h at 650°C (P=21.2) ×6000 (1/2)

Photo. 1. Electron microstructures obtained after tempering DSS steel. Carbon extraction replica.

すが、高温長時間における軟化抵抗は DSH 鋼の方が大である。両鋼種は、 $P=14.1 \sim 17.0$ では硬化が進行し、 $P=17.0$ で硬度は最高に達し、それ以後は軟化する。衝撃値の谷は $P=16.0 \sim 18.5$ において生じ、これは硬度の山と丁度一致する。 M_6C 炭化物は $P=14.5$ 附近で析出しはじめるが、この析出開始点は硬度の山 ($P=16.0$) の少し手前である。

669.14, 018.295 : 669.15 - 194.2 :
620.172.2 : 669.822

(148) 低合金高張力鋼に対するウランの添加 63338

(鉄鋼におよぼすUの影響に関する研究—Ⅲ)

早稲田大学理工学部 1541~1543

工博 長谷川正義・○斧田 一郎

Uranium Addition to Low-alloy High Tension Steels.

(Influence of uranium addition on iron and steel—Ⅲ)

Dr. Masayoshi HASEGAWA and Ichiro ONODA.

I. 緒 言

Uの鉄鋼におよぼす基礎的機能を明らかにするために行なつた第1, 2報においては、 Fe_2U および UC の熱処理に対する挙動を報告し、 Fe_2U は 950°C 以上の溶体化によつてオーステナイトに固溶するため、この形態を変化させることができ、引張強さをかなり増加させることができるが、UC を生成した場合は 1200°C でも分解せず、固溶、析出に伴う性質改善を目的とした鋼種には、ほとんど応用できないことが解つた。これらのことから第3元素を含まない構造用鋼ではU添加の効果は期待できないが、U化合物と固溶しあう複化合物(主として複炭化物)を生成した場合の挙動は未知であり、また清浄作用の効果、溶接時の問題となる焼入性、ベイナイト生成への影響などのUの効果を明らかにするため、数種の高張力鋼におよぼすUの影響について研究した。

II. 実験方法

この報告で対象とした鋼種は Si-Mo 系, Mo-B 系, Cr-Ni-Cu 系で、それぞれのフェライト鋼, ベイナイト鋼, 焼準—焼戻鋼におよぼす影響を明らかにするために選択したものである。いずれの試料も溶製方法は前報同様である。すなわち小型高周波炉を用いて約 4kg の鋼塊とした。仕上脱酸は $Al 0.05\%$ を用い、Uは出鋼直前にフェロ・ウラン (U: 88%) を塊状のまま投入した。分析試料採取後、1100~900°C で鍛伸し、14φ の棒とした。かくして得られた試料は7チャージで化学分析結果および予定成分を Table 1 に示した。

III. 実験結果

(1) Uの歩留と鍛造性

前報の結果からUの大量添加は、衝撃値の低下を招来することが知られたので、その添加量は 0.2%以下とした。分析結果による歩留は Table 1 のごとく、約 35~42%である。鍛造性はU添加量のやや多い場合は低下することが知られているが、この報告の試料は何れもU添加量が少なく、そのため鍛造は標準鋼と同一にして行