

Fig. 2. Jominy curves of I series steel.

種の鋼の間に差はほとんど認められなくなる。

Fig. 1. は MS系 MSC系 および MSM 系の硬度におよぼす熱処理の影響を示したもので、上述の結果を明白に表わしている。

(4) 焼入性におよぼす Ti, B の影響

MS系で Ti が 0.30% 存在する時、0.0050% B を添加すれば最も良好な焼入性を示し、0.0025, 0.0100% B では両者にほとんど差がない。MSC系では、同様に Ti が 0.30% 存在すると B の添加による焼入性の向上が認められ、0.0100, 0.0025, 0.0050% B の順で増大するが、3者の差は僅少である。また MSM系では、Ti が 0.13% 存在する場合、B の添加により著しく焼入性を増加し、0.0025, 0.0050% B ではたいした変化は認められないが、0.0100% B において最高の焼入性を示す。

一方、B を 0.0050% 含有する場合、MS系、MSC系および MSM系のいずれの場合においても、添加 Ti 量の増加にともない焼入性は劣化する。

一例として MS系のジョミニー曲線を Fig. 2. に示す。

IV. 結 言

以上 Mn-Si系、Mn-Si-Cr系および Mn-Si-Mo系高抗張力鋼におよぼす Ti, B の影響について若干の検討を加えたが、これを要約すれば、

(1) Mn-Si系で Ti が 0.30% 存在すると、B は硬さおよび引張強さを若干増加させ、断面収縮率を減少させるが、伸びの低下は僅かである。

(2) Mn-Si-Cr系で Ti が 0.30% 存在する場合、機械的性質におよぼす B 添加の効果は認められない。

(3) Mn-Si-Mo系で Ti が 0.13% 存在する場合、0.0025~0.0050% の B は硬さおよび引張強さを著しく増大させ、B 添加の効果を明白に示す。この傾向は焼入

状態において特に顕著である。

(4) B が 0.0050% 存在する場合、Ti は 0.30% まで添加すれば、機械的性質に悪影響をおよぼさない。

(5) B は各系の鋼の焼入性を向上させるが、0.10% 以上の Ti はこれを劣化させる。

(135) 鋼の焼戻軟化抵抗におよぼす V, W, Mo および Cr 等単独添加の影響

(鋼の耐焼戻性におよぼす特殊元素の影響-I)

東北大学工学部

理博 門 間 改 三

日本製鋼所室蘭製作所

○ 石 塚 寛

Effects of V, W, Mo or Cr on the Resistance to Temper Softening of Steels.

(Effects of special elements on the resistance to tempering of steels—I)

Dr. Kaizo MONMA and Hiroshi ISHIZUKA

I. 緒 言

鋼に特殊元素を添加する目的には種々あるが、その一つとして、焼入鋼の焼戻に対する軟化抵抗を高めることにある。この意味には二つの場合があり、一つは工具鋼等の如く高硬度を目的とする場合で、軟化抵抗が高ければそれだけ工具の耐久性が向上する。またその二つには構造用鋼の場合で、軟化抵抗が高いことはそれだけ高温度に焼戻さなければならないことを意味し、靱性の高いものが得られる。かかる意味から我々は、焼戻に及ぼす特殊元素の影響を、軟化に対する抵抗性の立場から定量的な検討を加えることとした。

鋼の耐焼戻性に及ぼす合金元素の影響については比較的多くの報告が見られる。しかしそれらの結果は、一般に低合金鋼の範囲であつたり、あるいは断片的な数種の合金鋼についてのものであつて、広い組成範囲にわたる各種元素の定量的な影響についてはあまり試験されていない。よつて筆者等は広い組成範囲にわたる特殊元素の焼戻性に及ぼす影響について定量的な検討を加えつつあるが、まず第1報として 0.3% C 鋼をベースとし、これに V, W, Mo, Cr 等炭化物形成用元素を単独添加した場合の影響について報告する。

II. 試 験 方 法

供試合金鋼は高周波誘導電気炉により溶製し、鍛造お

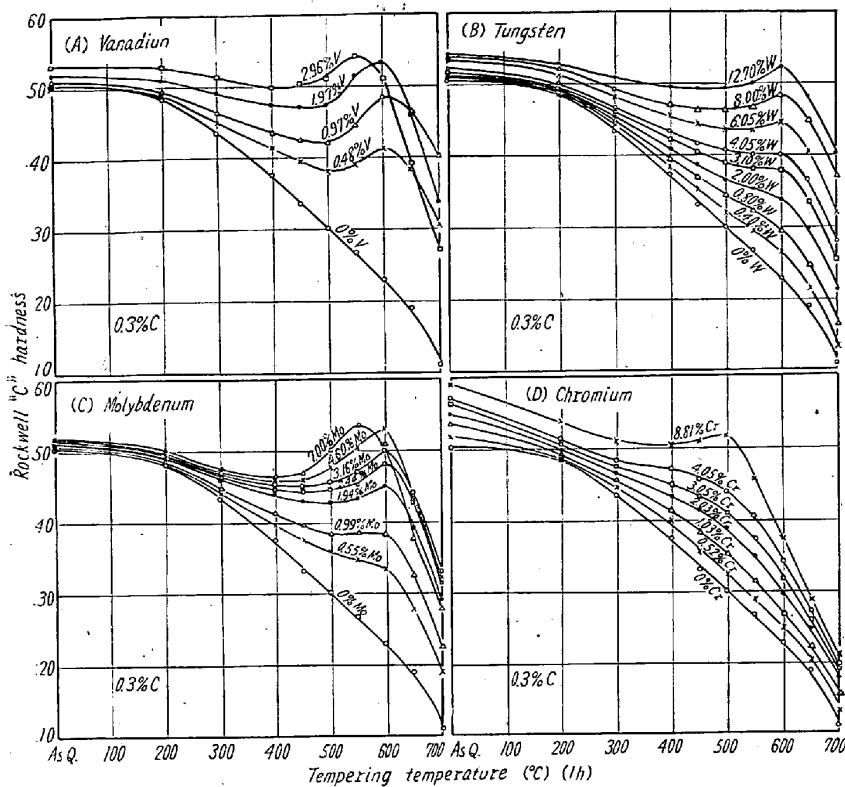


Fig. 1. Effect of each element on the change of as-tempered hardness of steel.

よび焼鈍後、炭化物が総てオーステナイト中に固溶する温度から焼入し、しかる後 200~700°C 間種々の温度に 1 h. 宛階段的に繰返し焼戻を行なつて焼戻硬度の変化を求めた。それより各元素が与える焼戻軟化に対する抵抗性を比較検討し、併せて各合金鋼の焼戻による析出炭化物を電子顕微鏡によつて観察した。

III. 試験結果

Fig. 1. (a)~(d) にそれぞれ 0.3% C に V を最高約 3%, W を約 13%, Mo を 7%, Cr を約 9% まで種々の量添加した各合金鋼の焼戻硬度曲線を示す。これらの図より鋼の耐焼戻性に及ぼす各元素の影響を知ることが出来る。例えば V は比較的少量の添加によつても、焼戻温度約 300°C 以上における軟化の遅滞、ならびに二次硬化を現わし、さらに V 量の増加に伴つて耐焼戻性を著しく向上せしめる。ただし Fig. 1. (a) において、V 添加量の異なるものは比較的少量のものに比べて 600°C 以上の軟化が早くなつてゐるが、これは生成炭化物の量と C 量に見合う量以上に存在する V 量 (vanadium excess) の関係によつて説明さるべき問題であると考え。次に W の添加については (Fig. 1. (b)), 約 1% 程度までの添加はあまり大きな変化を与えず、軟化の遅滞は極めて小さい。W 量の増加に伴つて約 400°C からの軟化の遅滞がやや大きくなるが、約 4% までは二次硬

比較は、ある焼戻温度における同一 C% の炭素鋼 (本試験では 0.3% C 鋼) の硬度と特殊元素を含んだ鋼の硬度との差 (焼戻硬度増加量 α) をもつて示すこととした。各特殊元素が与える焼戻硬度増加量を例えば焼戻温度 500, 550 および 600°C の場合について比較して見ると Fig. 2. の如くである。ただし同図は合金元素量をもつて示して

化は認められない。約 6% W 以上で W_2C の析出による二次硬化が認められるようになる。また耐焼戻性に及ぼす Mo の影響は (Fig. 1. (c)), W の場合よりも大であるが、しかし Mo 約 1% までは軟化の遅滞のみで二次硬化は認められず、約 2% 以上になつて Mo_2C の析出による二次硬化を現わす。一方 Cr の影響は (Fig. 1. (d)), 約 400°C 以上では焼戻による軟化の遅滞を現わすだけで、二次硬化は認められない。ただし高 Cr 鋼の場合にはやや状況を異にし、図中約 9% Cr 鋼に 400~500°C の焼戻による二次硬化が認められるが、これは残留オーステナイトの焼戻による変化が重複されたため、本質的な二次硬化ではない。

以上は各種合金鋼の焼戻による硬度変化の概要であるが、次に各元素が与える焼戻軟化に対する抵抗性の大小を比較して見ることとする。ここでその抵抗性の

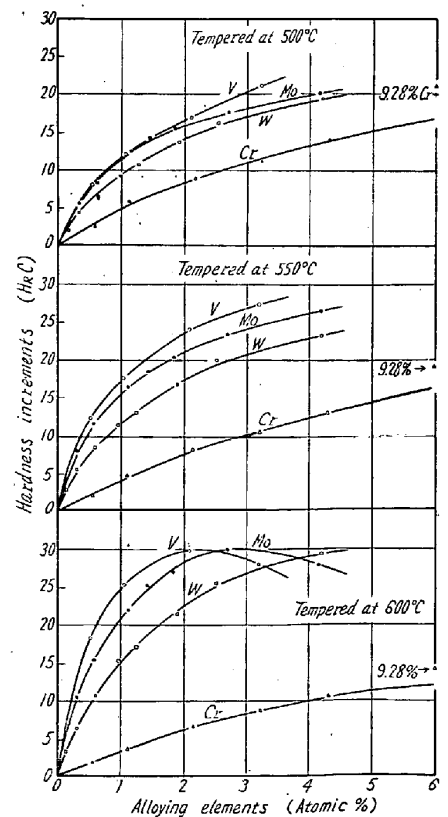


Fig. 2. Hardness increments and the effect of special elements in tempered martensitic alloy steels. (0.3% C)

ある。即ち焼戻軟化に対する抵抗性はVが最も大きく、次いで Mo, W の順に低下し、Crの与える抵抗性は最も小さい。例えば焼戻温度 600°C において、1 At. % のVの添加はWの 2.5At. % (Wt. % では8%) 或いは Mo の 1.5At. % (Wt. % では 2.5%) の添加に略匹敵する。

上述のように合金鋼の耐焼戻性は合金元素の種類によつて大いに異なるが、それは如何なる理由によるか、その機構は複雑なものと考えられる。しかし鋼の焼戻現象はマルテンサイトからの炭化物の析出とその凝集の過程および炭化物反応による mean free path の変化によつて説明され得るわけである。したがつて各特殊元素が与える焼戻抵抗性もまた必然的にそれぞれの析出炭化物の mean free path と関連性を持つものと考えなくてはならない。この点について各合金鋼の焼戻による析出炭化物を電子顕微鏡によつて観察した。その結果、炭化物形成用元素を含む鋼の低温度範囲での焼戻においてはその特殊元素を固溶したいわゆる θ 炭化物を生成し、その炭化物は普通の Fe_3C にくらべて分散状態に変化が起りにくいために、焼戻軟化の遅滞を起させるものであることが認められた。第二次硬化を起す温度範囲においては、上記 θ 炭化物が消失し、改めて特殊炭化物が極めて微細に再分布するため硬度の上昇をおこすのであるが、V鋼に析出する特殊炭化物は極めて coagulate し難く、その程度はWおよび Mo 鋼の場合よりもよほど強いことが確かめられた。一方 Cr 鋼においては coagulation が進行しやすく、容易に mean free path の大きい分散状態を示すことが認められた。

(136) ガス浸炭におよぼす Mn および Ni の影響について

日立製作所亀有工場 佐々木敏美
Effect of Mn and Ni in Case-Hardening Steel on Gas-Carburizing of Steels.

Toshimi SASAKI

I. 緒 言

鋼をガス浸炭した場合に、鋼中に含まれる合金元素の影響はきわめて大きく且つ重要である。特にガスのカーボンポテンシャルと合金元素との関係は、ガス浸炭がカーボンポテンシャルを自在にえらび得る所から実際作業に当つては非常に重要である。すなわちガス浸炭の特長は、浸炭ガスの組成を適当に選ぶ事によつて浸炭される炭素鋼製品の表面炭素濃度を任意に選ぶ事ができ、表面

Table 1. Chemical composition of specimens. (%)

T.P.No.	C	Si	Mn	P	S	Ni
M 1	0.15	0.33	0.76	0.016	0.024	—
M 2	0.16	0.33	1.77	0.016	0.019	—
M 3	0.20	0.38	3.90	0.016	0.013	—
N 1	0.18	0.36	0.34	0.015	0.027	1.23
N 2	0.16	0.22	0.32	0.020	0.026	2.85
N 3	0.03	0.20	0.18	0.012	0.010	3.97

硬度、靱性、疲労強度などを所定の値にする事ができることである。

しかし浸炭される製品が合金鋼である場合には、同じ浸炭ガスであつても炭素鋼とは表面炭素濃度がことなるから鋼中の合金元素の種類と量によつて表面炭素濃度がどう変化するか定量的に明らかにされなければならないが、かかる実験は現在迄なされていないよう見受けられる。

本報告はさきに実験を終つた Cr¹⁾ に引き続き、鋼中の Mn 及 Ni の含有量によつて表面炭素濃度の変化する様子を調べた。また浸炭深さ、浸炭部の Ac_1 変態点、及び焼入硬度と Mn 量及び Ni 量との関係をも検討した。

II. 実験方法

実験に使用した試験片の Mn 及び Ni 含有量並びに他の成分の含有量は Table 1. に示す通りである。

試料は純鉄 S40C 圧延材、フェロマンガ 及び電解ニッケルによつて熔製した。

表面炭素濃度測定用試験片は 20φ×150mm の丸棒で、これを浸炭徐冷後表面から 0.1mm づつ切削して切削粉の化学分析により表面炭素濃度分布曲線を求めた。 Ac_1 変態点測定用試験片は 3φ×80mm とし、これを浸炭後本多一佐藤式熱膨脹計によつて測定した。これは内部迄均一な炭素濃度となる様に試験片の直径を細くしたものである。

焼入用試験片は 20φ×40mm の丸棒で浸炭焼入後切断して検鏡並びに硬度測定を行つた。

浸炭ガスの露点は -10°C, -12°C とし、浸炭の実験を行つた。浸炭の条件は前報と同様である。

III. 実験結果

Fig. 1. に、露点を変えて浸炭した時の、表面炭素濃度と試料の Mn および Ni 含有量の関係を示す。

Mn 含有量及び Ni 含有量と浸炭ガスのカーボンポテンシャルと表面炭素濃度との関係は (1) 及び (2) 式の様な実験式として得られる。

$$C_x = C_0 \dots \dots \dots (1)$$

ただし C_x : x% Mn 鋼に対するカーボンポテンシ