

高C高Crダイス鋼 (SKD 1) の諸性質におよぼす

W, Mo および V の影響*

小柴定雄**・清永欣吾***

Effect of W, Mo and V on the Various Properties of High-C,
High-Cr Die Steel (SKD 1)

Sadao Koshiba and Kingo Kiyonaga

Synopsis:

High-C, high-Cr cold die steel (SKD 1) is widely used for punching dies and appreciated as an abrasion-resisting and a material non-deformable due to heat treatment. Lately, necessity for promoting productivity of motor or transformer core materials due to increased demands needs to further improve die life of this steel. Based on the above reason, the effect of W, Mo and V was investigated on such various properties of SKD 1, which contained the behavior of hardness, micro-structure, hardenability, distortion ratio due to heat treatment, toughness and wear resistance. Main results obtained were as follows:

(1) By addition of Mo and W to SKD 1, as-quenched hardness was increased at lower temperatures and decreased at higher temperatures. On the other hand, the addition of V showed the inverse effect.

(2) The addition of W, Mo and V increased the resistance to temper-softening of quenched specimens. This effect was in the following order: Mo > W > V.

(3) Hardenability of SKD 1 was improved by addition of these alloying elements, but the effect of Mo was much remarkable.

(4) V-contained specimens were comparatively insensitive to changes of distortion ratios due to quenching temperature.

(5) Decomposition of retained austenite due to tempering appeared in one or two stages, influenced by chemical composition of specimens. By observation on the dilatation of specimens, it was deduced that the addition of W developed the decomposition of retained austenite in the first stage of tempering, and the combined addition of Mo and V depressed this tendency.

(6) Wear resistance was improved by addition of W, Mo and V, but especially the effect was the strongest with W and the weakest with Mo.

I. 緒 言

高C高Cr鋼 (SKD 1) は打抜型材として広く使用せられ、焼入組織中に存在する多量の硬い炭化物によつて優れた耐摩耗性を示し、また熱処理による変形の僅少なことは周知のことである。最近変圧器コアあるいはモーターコアの需要が増加するにつれて、本鋼よりさらに耐摩耗性が良く、したがつて型寿命の長い打抜型用鋼が要望されている。かかる目的に沿うものとして従来から高C高Cr系ダイス鋼におよぼす V, Mo, W, Co, Si などの単独添加の影響についてかなり研究が行なわれているようであるが^{1)~3)}全般的な性能について検討したものは少なく、かならずしも十分な結論は与えられていない。本研究は本鋼の諸性質におよぼす W, Mo および V

の単独添加の効果ならびに Mo および V の組合せ添加の影響を明らかにしたもので、これらの鋼種の熱処理特性、焼入性、変形率、靱性ならびに耐摩耗性などについて調査した結果を述べる。

II. 供試材および実験方法

(1) 供試材の条件

各試作鋼は 50 kg 高周波炉によつて吹製し、いずれも 30 kg 鋼塊に鑄造した。これらを 12mm ϕ , 20mm ϕ および 32mm ϕ に鍛伸後、875°C で焼鈍を行い各試

* 昭和 34 年 11 月本会講演会にて発表

** 日立金属工業株式会社 安来工場 工博

*** 日立金属工業株式会社 安来工場

Table 1. Chemical composition of test specimens.

No. of specimens	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	W	Mo	V	Cu	Annealed hardness (H _B)
C	2.38	0.37	0.55	0.019	0.011	0.06	11.58	—	—	—	0.02	225
W	2.24	0.23	0.47	0.014	0.006	0.07	10.72	0.82	—	—	0.02	235
M	2.28	0.29	0.45	0.018	0.010	0.03	10.77	—	1.04	—	0.02	262
V	2.34	0.26	0.45	0.021	0.007	0.02	11.34	—	—	0.83	0.03	237
MV-1	2.32	0.28	0.43	0.014	0.009	0.07	10.17	—	0.95	0.46	0.04	262
MV-2	2.14	0.25	0.39	0.016	0.010	0.05	11.43	—	1.55	0.82	0.04	231

験材を削出した。Table 1 に供試材の化学成分を示す。焼鈍硬度は M および MV-1 がやや高く、他は大差がない。共晶炭化物の大きさは W, V の添加によつて幾分微細化する傾向が認められるが、試料数が少ないので明確ではない。

(2) 実験方法

(a) 変態点の測定: 本多式熱膨脹計を用いて最高加熱温度 1000°C における加熱および冷却変態点を測定した。

(b) 熱処理硬度および組織の観察: 12×12×10 mm の試料を 850~1050°C の各温度に 20mn 保持後油焼入を行い、焼入温度と硬度の関係を調査した。つぎにこれらの焼入試料を 100~750°C に各 1 h 繰返焼入を行ない、その焼入軟化状況を調査し、あわせて上記処理におけるミクロ組織を観察した。

(c) 焼入性試験: 12×12×10 mm の試料を所定の温度より各種の冷却速度によつて冷却し、その半冷時間と硬度の関係を求めた⁴⁾。半冷時間は試料の中央に 3φ×3 mm の孔をあけ、その中に熱電対を挿入して冷却時の時間—温度曲線を求め、焼入温度の 1/2 の温度まで下がるに要する時間を求めた。この際のオーステナイト化温度は各鋼の最高焼入硬度をうるような温度を採用した。

(d) 熱処理変形: 12 mm φ の焼鈍材より 8φ×80 mm l の試料を作製し、これの焼入および焼戻による寸度変化をマイクロメーターによつて測定した。焼入温度はいずれも 950, 1000, 1050°C の 3 種類、焼戻は 750°C まで各温度に 1 h 繰返焼戻を行なつた。なお変形率としては焼入前の寸度に対する熱処理後の寸度変化の百分比をもつて示した。

(e) 靱性試験: 5φ×70 mm の抗折試験片を 1000°C より油焼入し、各 200~350°C で 1 h 焼戻した場合の抗折荷重および破壊時の最大撓み量を測定した。各熱処理条件における試験片箇数は 3 コ、結果はその平均値をもつて示した。この方法はスパンの長さ 50 mm の 2 点によつて支持された試験片の中央に静荷重を加え、予

圧 10 kg をかけた後の撓みをダイヤルゲージによつて測定する。したがつて撓み量は荷重 10 kg より破壊時までの撓み量となる。

(f) 摩耗試験: 32 mm φ 材より 30φ×16φ×8 mm のリング試料を削出し、これらを 950, 975 および 1000°C で各 30mn 加熱保持後油冷し、200~300°C で HRC 60~61 の硬度になるように焼戻した。熱処理後、表面仕上を行ない、同鋼種、同熱処理の試料同志を組合わせて西原式摩耗試験機により試験した。この際の圧縮荷重は 60 kg, 最大圧縮応力 60.5 kg/mm², 上部試料の回転速度は 65 m/mn, 下部試料は 73 m/mn の乾燥摩耗で、したがつて上部試料は下部に対し 12.3% の滑り率をもつて摩耗する。

III. 実験結果およびその考察

(1) 変態点の生起状況

変態点の測定結果を Table 2 に示す。従来の知見によれば C の増加は A_{c1} の低下, Cr の増加は A_{c1} の上昇を来す。W, Mo, V はいずれも γ に対する C の溶解度を減ずるが A_{c1} に対してはほとんど影響を与えぬとされている。ただし Jones⁽⁵⁾ によれば Mo は A_{c1} を僅かに上昇するといわれる。本研究に使用した試料は C および Cr においてかなりの差があるために他の元素の影響を明瞭に知することは困難であるが、Table 2 よりつぎのことが知られる。

(a) W は加熱および冷却変態点にほとんど影響を与

Table 2. Transformation temperature of specimens (°C)

No. of specimens	On heating (5°C/mn)	On cooling	
		Furnace cool. (5°C/mn)	Air cool.
C	797~826	734~713	170~
W	775~815	735~705	162~
M	817~848	745~725	165~
V	790~815	740~723	131~
MV-1	785~821	714~690	155~
MV-2	809~837	400~340	168~

えない。この結果は小柴、永島³⁾の結果と一致する。

(b) Mo は加熱変態点を上昇するようである。

(c) Mo および V の組合せ添加により冷却変態点はいちじるしく低下する。

(2) 焼入硬度

Fig. 1 に油冷および空冷の場合の焼入温度と硬度の関係を示した。W および Mo の添加は低い焼入温度における硬度を上昇し、高い焼入温度側の硬度を低下させるが、一

方 V の添加はその逆の傾向を示し高い温度側の硬度を上昇させる。また Mo と V の組合せ添加により高い焼入温度における硬度が増加している。もちろん、このような焼入温度と硬度の関係は C および Cr 量にきわめて大きな影響を受けるので、上記の傾向は Mo あるいは V のみの効果であるとは判定しがたい。例えば M, W 試料は Cr が低く、V, MV-2 は Cr がやや増加している

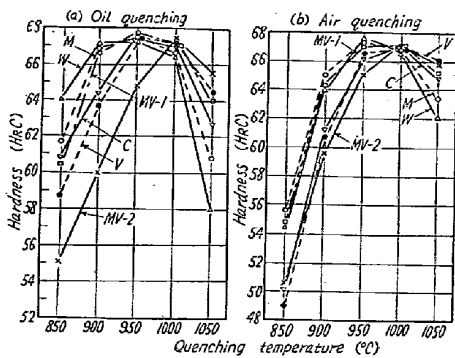
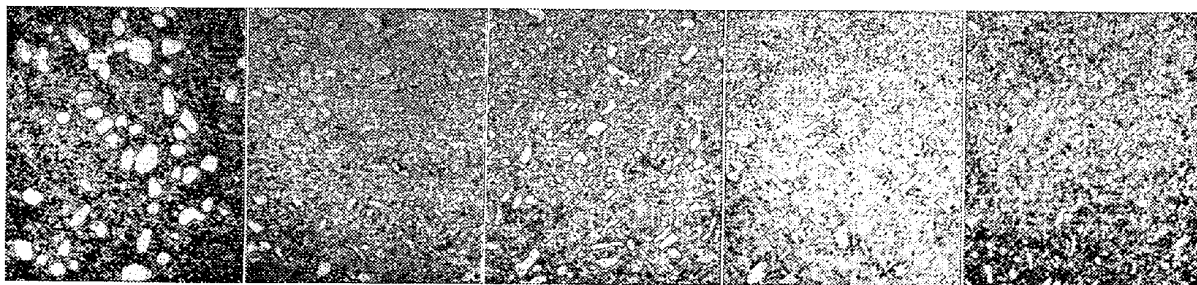


Fig. 1. Relation between quenching temperature and hardness.

西沢、村井等の研究⁶⁾によれば、高C高Cr鋼中の炭化物は少量の W あるいは Mo の添加によつていちじるしく影響される。すなわち本鋼中の炭化物は M_7C_3 型炭化物のみが存在するが W および Mo が添加されれば $M_{23}C_6$ 型炭化物が主要な炭化物となり、 $M_{23}C_6$ は M_7C_3 よりも γ 中に溶解込み易いので、上記のような焼入硬度特性を示すと考えられる。一方 V は主として MC 型炭化物を形成し、これが M_7C_3 型炭化物より溶解込み難く、したがって高温からの焼入による残留オーステナイトの生成を抑制するからであろう。Fig. 2 に試料の焼入時のミクロ組織を示すが、合金元素の添加により炭化物の微細化が進行していることがわかる。なおこれらの試料においては無腐食で認められる炭化物はほとんど検出できなかった。

(3) 焼戻硬度

前項の焼入硬度材料を用いて 100~750°C に繰返焼戻を行なった場合の焼戻温度と硬度の関係を図 3 に示す。ただし焼入温度はいずれも 1000°C の場合を示してある。これら試料の焼戻軟化状況は SKD1 のそれとよく類似しているが、合金元素の添加によつて軟化抵抗はやや大となる。しかしその効果は Mo がもつとも強く、W と V では大差はないが、やや W の方が大きいようである。



Specimen C
950°C O. Q.

Specimen W
950°C O. Q.

Specimen M
950°C O. Q.

Specimen V
950°C O. Q.

Specimen MV-2
1000°C O. Q.

Fig. 2. As-quenched structures of specimens.

のでこれらの傾向は実際よりもむしろ強調されていると考えられる。

空冷の場合も同様な傾向が認められる。MV-1 と C 試料を比較すれば、前者が広い焼入温度にわたりつねに C よりも高い焼入硬度を示しているが、これは Mo と V の適当な組合せによつて広い焼入温度範囲を与えることができるであろうことを示唆している。すなわち Mo によつて低い焼入温度における硬度を、V によつて高い焼入温度における硬度をそれぞれ上昇させるというのである。

上記のような W, Mo および V の焼入硬度特性におよぼす影響は下記のように説明することができる。佐藤

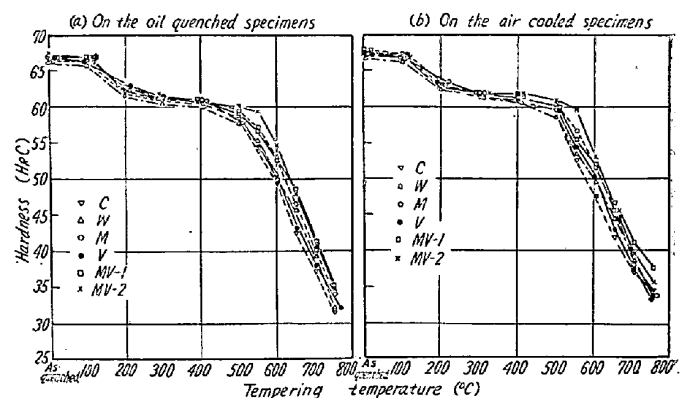


Fig. 3. Relation between tempering temperature and as-tempered hardness.

(4) 焼入性

各試料の焼入性を比較するために半冷時間と硬度の関係を調査した結果を Fig. 4 に示す。各試料のオーステナイト化温度は V 含有鋼が 1000°C 、その他は 950°C とした。本図に示すごとく合金元素の添加により焼入性は増加するが、W、V の効果は比較的小さく Mo はいちじるしく焼入性を上昇させる。また Mo と V を同時に添加した MV 系試料の焼入性も良好である。この結果は炭素工具鋼 (1% C) の焼入性におよぼす合金元素添加の影響を研究した R. E. Shoup⁹⁾ の結果とよく一致している。

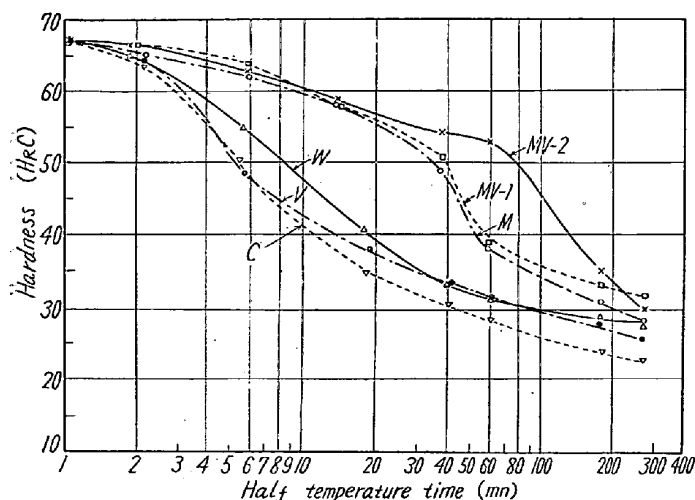


Fig. 4. Relation between half temperature time and hardness on continuous cooling.

(5) 焼入温度と変形率

$8\phi \times 80\text{mm}$ の試料について各試料の焼入温度と直径変化率 $\alpha(d)$ および長さ変化率 $\alpha(l)$ との関係を示したのが Fig. 5 である。焼入温度の上昇に伴い直径は減少し、 1050°C 焼入ではほとんどの試料が原寸に対して収縮を示している。比較的この傾向の少ないのは V、MV 系の V 含有試料で、高い焼入温度で硬度低下の少ない、すなわち残留オーステナイトの生成傾向の少ない試料である。これらの試料においては焼入温度の相違による変形率の変動が僅少となる。

一方長さ変化率は焼入温度が $950 \sim 1000^{\circ}\text{C}$ に上昇することによって増加し、 1000°C より 1050°C に上昇す

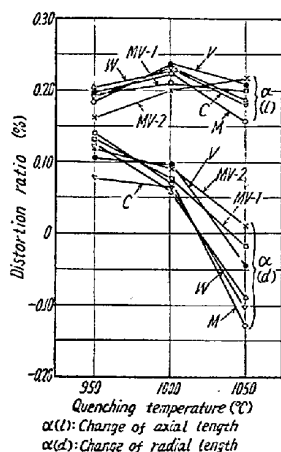


Fig. 5. Change of distortion ratio with different quenching temperatures.

れば逆に減少を示す傾向がある。しかし MV 系試料では 1050°C においてもなお膨張の傾向を示している。

上記のごとく Mo および W は焼入温度の変動による膨張ないしは収縮を加速し、V は鈍感にする傾向がある。しかし熱処理変形の絶対量は適当な焼入温度を選べばかかる合金元素の添加によつてほとんど相違しない。

直径と長さの変形傾向の異なるのは J. Frehser¹⁰⁾ の研究が示すように鍛造による炭化物の異方性によつて理解できる。本研究鋼の加工率は約 98% であり、変形傾向におよぼす炭化物の異方性の影響はかなり大きいと思われる。

(6) 焼戻温度と変形率

前項の 1000°C 油焼入試料を $100 \sim 750^{\circ}\text{C}$ に 1 h 焼戻した場合の原寸に対する変形率の変化の様相を Fig. 6 に示す。焼戻の進行にしたがつて直径ならびに長さは次第に収縮するが 300°C および 500°C 近辺で膨張を示している。試料によつて

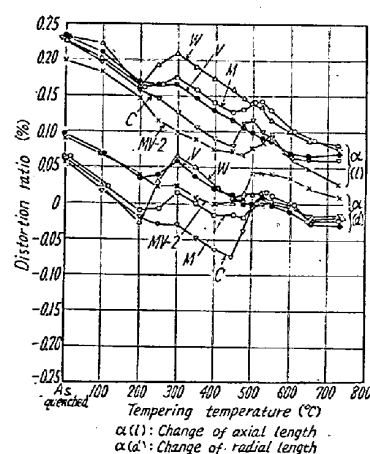


Fig. 6. Change of distortion ratio with different tempering temperatures.

このような 2 段の膨張を示すものと、第 1 段の膨張を示さず第 2 段の膨張のみを示すものがある。C 試料は第 2 段が主体で第 1 段の膨張は僅かであるが W では第 1 段の膨張が主体となつている。M 試料および V 試料では両方現われるが、V の膨張量は比較的少ない。MV-2 では第 1 段の膨張はほとんど消滅し、第 2 段の膨張のみとなつている。これは 1000°C 焼入試料についての結果であるが、 950°C および 1050°C 焼入試料についてもやはり同様の傾向があり (図省略) 焼入温度が上昇するにしたがい単に膨張量の総和が大となるに過ぎない。

焼戻の際に生ずるこのような 2 段の膨張は残留オーステナイトの分解が 2 段に分離して行なわれることを示すものと思われる。実際の抜型材は高硬度を保有させるために焼戻は 200°C 付近の比較的低い焼戻温度を採用するがこの場合 300°C 付近の分解を伴う鋼種は使用時に時効変形を起す可能性があり、したがって第 1 段の分解はできるだけない方が望ましい。本研究の結果、第 1 段の分解に関しては焼入温度による分解機構の差よりも成分による差の方が大であるように思われる。いかなる成

分の場合に 300°C 付近の分解が生じるかは明らかではないが、Cr 量が高く、C 量の比較的低い場合、また V のごとく高温まで残留オーステナイトの生成を抑制するような元素の添加はその安定性を増加せしめ、第 1 段の分解を起り難くするものと思われる。一方 W の含有は第 1 段の分解を促進するようである。

(7) 靱性試験

抗折試験の結果を Fig. 7 に示す。この際、曲げ荷重と撓みは破断にいたるまでほぼ直線的関係にあつたので弾性限内における破壊と考えられる。それゆえ、次式によつて抗折力 (p) を求めた。

$$p = 8WL / \pi D^3 \quad (\text{kg/mm}^2)$$

ここに W : 破壊時の曲げ荷重 (kg)

L : スパンの長さ (50mm)

D : 試料の径 ($5.0 \pm 2/100\text{mm}$)

Fig. 7 に示すごとく焼戻温度の上昇にしたがつて硬度は低下するにもかかわらず抗折力および撓みはほとんど変化を示さず焼戻温度による一定の関係は認められない。ただし MV-2 は抗折力、撓みともに大きく他試料より靱性のすぐれていることがわかる。

(8) 耐摩耗性

予備試験において 6×10^4 回転後ほぼ定常摩耗を示したので、試料をまず 6×10^4 回転した後、その重量を秤量しこの値を基準値として 5×10^4 回転おきの重量を回転数総計 31×10^4 回転まで秤量した。試料はすべて同種同熱処理のもの同志を組合せた。Fig. 8 はこの場合の焼入温度と摩耗減量 (10^4 回転における平均摩耗減量) との関係を示す。

本図より明らかなように焼入温度の上昇につれて試料の硬度は若干低下しているにもかかわらず摩耗減量はむしろ減少している。一般に硬度の高いほど耐摩耗性の大きいのが普通であるが、この場合は逆の現象を示している。これは焼入温度の上昇による残留オーステナイトの増加の結果硬度低下を示す

のであるが、本摩耗試験の条件では試料の線接触で局部的にいちじるしい温度上昇と強加工が起り、残留オーステナイトのマルテン化が進行するものと考えられる。高温における焼戻硬度は焼入温度の高いほど大きいので、試験条件下では高温で焼入れた試料ほど耐摩耗性が大きいのであろう。

Fig. 8 によれば下部試料は摩耗量が少なく、また試料による摩耗量の差も少ない。しかし上部試料では摩耗量が大でしかも試料間の差が明瞭に現われている。この差は上下両試料の摩耗機構の差に起因するもので上部試料は引張応力下における滑り摩耗であるのに対し、下部試料は圧縮応力下における滑り摩耗であるためであろう。とも角、上部試料によつて耐摩耗性の鋼種による差が判定できるわけで、その結果、W はいちじるしく耐摩耗性を増加し、そのつぎが V, Mo の順となつている。V と Mo の組合せはこれら合金量の多いほど耐摩耗性は向上する。

試験終了後、各試料の摩耗面の状況ならびに組織を観察した結果、W の上部試料には比較的多くの酸化粉末が象眼され、またミクロ組織も炭化物がきわめて微細で、しかも多量に存在していた。これが W 試料に耐摩耗性を賦与した原因と考えられ、果して W 自体の効果であるか疑問である。

従来高 C 高 Cr 鋼の耐摩耗性が良いのは多量の硬い M_7C_3 (Hv 2000~2500)¹⁰⁾ 炭化物によるものといわれているが、Mo および W の添加は比較的軟い $M_{23}C_6$ 系の炭化物 (Hv 1500~1800)¹⁰⁾ を生ずるのでむしろ耐摩耗性は低下するとも考えられる。しかし本結果のように耐摩耗性を良好にするのは炭化物総量の増加に起因するものであるかもしれない。

摩耗試験結果によつて示される耐摩耗性は必ずしも実用時の性質を示すとは限らない。これは滑りとか転がり、圧力などの条件、表面酸化の条件、表面の加工硬化などの相違によつて一条件の結果から他条件の場合を類推することがほとんど不可能であるためである。実用条件下の試験がもつとも望ましいわけであり、したがってこれら試料の耐摩耗性も拔型材としての実地試験の結果によつて判定されるべきであろう。

IV. 結 言

以上高 C 高 Cr ダイス鋼 ((SKD 1)) におよぼす W, Mo, V および Mo, V の組合せ添加の影響について研究した結果を述べたが、これらを要約すると下記のごとくである。

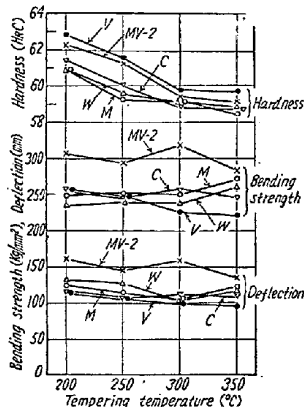


Fig. 7. Results of bend test.

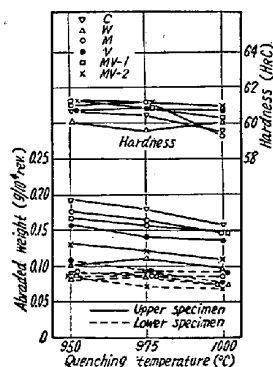


Fig. 8. Results of abrasion test.

(1) Mo の添加は Ac_1 を上昇し, Mo および V の組合せ添加によつて冷却変態点は漸次低下する. W, V の変態点におよぼす影響は比較的小さい.

(2) Mo および W の添加によつて低い焼入温度における硬度を高め, 高い焼入温度からの焼入硬度を低下させる. V はその逆の傾向を示す. また Mo および V の適当な配合は焼入温度範囲を拡げる可能性がある.

(3) W, Mo, V の添加によつて焼戻軟化抵抗は増大する. その結果は $Mo > W > V$ の順である.

(4) 合金元素の添加により焼入性は増大するが, とくに Mo の効果は顕著である. Mo と V の組合せ添加は焼入性をかなり改善する.

(5) 変形率試験の結果, V 含有鋼は焼入温度の変化による変形率の変動が少ない. 一方 Mo および W を添加した試料はこの変動が比較的大である.

(6) 変形の絶対量は適正焼入温度を選んだ場合, 合金元素量によつて余り変化しない.

(7) 焼戻の場合, 試料の化学成分によつて残留オーステナイトの分解が 1 段あるいは 2 段に分れる. 第 1 段は約 300°C , 第 2 段は約 500°C に現われるが, W は第 1 段の分解を促進するようである. 一方 Mo-V の組合せ添加は第 1 段の分解を抑制する傾向がある.

(8) W, Mo, V の添加により靱性は余り変化しない. しかし Mo-V の組合せ添加せる試料は抗折力ならびに破断時の撓みを増加した.

(9) W, Mo および V の添加によつて耐摩耗性は改善されるが, その効果は $W > V > Mo$ の順であつた. Mo と V を同時に添加した場合も耐摩耗性を増加する. (昭和 34 年 12 月寄稿)

文 献

- 1) W. H. Wills: Trans. Amer. Soc. Metals, 25 (1937), 1013.
- 2) J. P. Gill: Trans. A. S. S. T. 15 (1929), 387
- 3) 小柴, 永島: 鉄と鋼, 39 (1953), 31
- 4) 小柴, 清永: 鉄と鋼, 44 (1958), 487
- 5) F. Rapatz (川崎訳): 特殊鋼 136 (昭14, 8 コロナ社)
- 6) 佐藤, 西沢, 村井: 鉄と鋼, 44 (1958), 565
- 7) W. Tofaute, C. Küttner, A. Büttinghaus: Arch. Eisenhüttenw. 9 (1936), 607
- 8) J. p. Gill, et al: Tool Steels (1946-ASM) 282
- 9) J. Frehser, O. Lowitzer: Arch. Eisenhüttenw. 23 (1953), 483.
- 10) 佐藤, 西沢, 石原: 日本金属学会誌 23 (1959), 403

オーステナイト鋼の高温性質におよぼす Ti の影響*

中 川 龍 一**・乙 黒 靖 男**

The Effect of Ti on High Temperature Properties of Austenitic Steel.

Ryuichi Nakagawa and Yasuo Otoguro

Synopsis:

Following the previous report (Tetsu-to-Hagané 45, 1959, 11, p. 1276), the effect of Ti and C on the mechanical properties (such as creep rupture strength, tensile strength and aging hardness) and the microstructure of 18 Cr-12 Ni austenitic stainless steel containing Ti were studied.

The range of the C contents studied was from 0.06% to 0.49%, and that of the Ti contents was from 0% to 1.88%.

With these steels, TiC and $Cr_{23}C_6$ precipitated during aging at 600, 650, 700 and 750°C . The aging hardness increased with increasing C contents and decreased with increasing Ti contents.

When the Ti content was over four times as much as the C content, large granular TiC remained on grain boundaries. It seemed that this structure had a unfavorable effect on the mechanical properties.

* 昭和 34 年 11 月本会講演会にて発表

** 金属材料技術研究所