

Mo 鋼の強度におよぼす Ti 添加の影響について*

西 田 和 彦**

The Effect of Ti Addition on the Strength of Mo-Steel

Kazuhiko NISHIDA

Synopsis:

The effect of Ti addition on the hardenability and strength of Mo steel was studied. The results are as follows;

(1) Mo-Ti steel shows nearly the same hardenability as the Mo steel of the same Mo content, but the tempered hardness of Mo-Ti steel is higher than that of Mo steel. This means that Ti addition is effective in delaying softening of Mo steel.

(2) Mo steel shows nearly constant tempered strength independent of the quenching temperature, but the tempered strength of Mo-Ti steel increases with increasing quenching temperature.

(3) The increase of the strength of Mo-Ti steel owing to the increase of quenching temperature from 900°C to 1250°C depends on the Ti content, whereas the increase of the strength between 900°C and 1000°C is independent on Ti content. From these results, it can be clarified that about 50% of total Ti content is effective in increasing strength.

(4) The strength of Mo-Ti steel shows, as mentioned above, a strong dependence on quenching temperature and has a particular correspondence to the residue analysis. These facts suggest that the delayed softening of Mo-Ti steel can be ascribed to the small amount of Ti soluble at temperatures lower than 1000°C.

(Received Mar. 29, 1969)

1. 結 言

近年高張力鋼の需要が増加するにつれて、Nb, V, Ti など顕著な析出硬化を示す元素を鋼に添加することによって経済的かつ高靱性の高張力鋼が開発されてきた。これらの元素はいずれも圧延まで用いられる鋼材に添加され、高温加熱によりこれら諸元素の炭(窒)化物を地鉄中に固溶せしめ圧延および冷却途中にて析出させることによつて所要の高強度を得ている。これらの元素のうち V の炭(窒)化物は比較的固溶温度も低く、1000°C 以下の低温加熱によつても十分その析出硬化作用を発揮せしめることができる。一方 Nb, Ti に関しては1000°C 以下の加熱においては単に細粒化作用のみが存在するものとされ低温加熱を行なう調質鋼に対する Nb, Ti の強度への効果についてはほとんど知られていない。

一方、調質鋼の焼入性を改善する目的で鋼に B を添加することはよく行なわれているが、この B 処理によつて焼入性の改善にもとづく強度上昇が得られるが、それ以外に若干の焼もどし軟化抵抗が認められる場合がある。この事実と通常 B 処理を施す場合に少量の Ti を添加し脱窒を行なうことから、Ti が焼もどし軟化抵抗の主因である可能性がある。これらの点を明らかにするために

Mo 鋼に対する Ti の影響を調べたところ、Mo-Nb 鋼¹⁾と類似した興味ある現象が認められたので以下に報告する。

2. 試料および実験方法

2.1 試料

実験に使用した試料の化学成分を Table 1 に示す。溶解はいずれも大気溶解にて 100 キロ鋼塊を溶製し A と B, C と D, E と F, G と H の各鋼はそれぞれ 2 分湯し 50 キロ鋼塊とした。なお I ~ M 鋼はいずれも 10 キロ鋼塊である。鍛造および圧延によつて 7 mm 厚さにした後、寸法 7 mm t × 50 mm w × 140 mm l に切断しこれを熱処理素材として用いた。一部のものについては 30 φ の丸棒を採取し Jominy 焼入性試験を行なつた。N 鋼は真空溶解材で残渣分析用として使つた。

2.2 実験方法

かなりよく焼入れを行なつた状態で Mo 鋼と Mo-Ti 鋼の強さの変化を知るために 7 mm t の板を 900~1250

* 昭和43年9月本会講演大会にて発表

昭和44年3月29日受付

** 住友金属工業(株)中央技術研究所

Table 1. Chemical composition of steels studied.

Mark	Steel	Chemical composition (wt%)							
		C	Si	Mn	Ti	Mo	Al	N	B
A	15Mo	0.15	0.29	1.43	—	0.17	0.04	0.0096	—
B	15Mo-Ti	0.16	0.30	1.40	0.110	0.17	0.025	0.0082	—
C	30Mo	0.15	0.25	1.30	—	0.31	0.030	0.0083	—
D	30Mo-Ti	0.15	0.26	1.29	0.08	0.31	0.024	0.0078	—
E	50Mo	0.14	0.28	1.33	—	0.52	0.032	0.0082	—
F	50Mo-Ti	0.15	0.30	1.33	0.118	0.52	0.024	0.0075	—
G	70Mo	0.13	0.23	1.28	—	0.71	0.027	0.0045	—
H	70Mo-Ti	0.14	0.24	1.29	0.096	0.70	0.028	0.0080	—
I	50Mo-Ti	0.17	0.30	1.39	0.051	0.51	0.044	0.0067	—
J	50Mo-Ti	0.17	0.27	1.31	0.136	0.51	0.017	0.0073	—
K	Mo-B	0.15	0.32	1.31	0.030	0.49	0.036	0.0070	0.003
L	Ti-Cu-B	0.13	0.30	1.41	0.03	—	0.020	—	0.004 0.59Cu
M	Ti-Cu-B	0.13	0.39	1.44	0.05	—	0.031	—	0.003 0.80Cu
N	Ti	0.27	0.04	0.89	0.07	—	—	0.0015	—

°C の温度より 5% NaOH を含む水中に焼入れを行ない、650°C × 1hr AC の焼もどしを行なった。引張り試験片は板状のものを使用し室温での引張り強さを測定した。Jominy 焼入性試験は 1000°C にて 30 min アルゴン雰囲気加熱を行なった。焼入れままの硬さおよび 650°C × 1hr AC 後の硬さを測定し Mo 鋼と Mo-Ti 鋼の比較を行なった。一部の試料については 1:1 塩酸による抽出残査中の Ti の定量を行ない引張り強さとの

関連性を調べた。

3. 実験結果

3.1 Jominy 焼入性試験結果

Fig. 1 に A~H 鋼の Jominy 焼入性曲線を示す。Mo 鋼と Mo-Ti 鋼の焼入性曲線を比較すると知られように両鋼種の間には焼入性に関する限りほとんど差がない。

ただ Mo 量の少ない B 鋼 (Fig. 1(a)) の場合には Ti 添加による焼入性の劣化が少し認められる。一方焼もどし硬さについてみると、Mo 量の多少にかかわらず Ti の添加により明らかに高い値を示す。すなわち Mo 鋼に Ti を添加すると焼入性はほとんど変化しないが焼もどし硬さは上昇する。このことは Mo 鋼に比較して Mo-Ti 鋼は大きな焼もどし軟化抵抗を有していることを意味している。この焼もどし軟化抵抗を比較するために 1000°C 焼入れままの Jominy 焼入れ硬さと 650°C × 1hr AC 後の硬さとの差を求めると Fig. 2 に示すとおりである。Mo 鋼についてみると Mo 量に応じて焼もどし軟化抵抗が増大することが知られる。Mo-Ti 鋼についても Mo 量に応じて焼もどし軟化抵抗が増加する。Mo 鋼と Mo-Ti 鋼を比較すると知られるように明らかに Mo-Ti 鋼のほうがその軟化量は少なく、顕著な焼もどし軟化抵抗のあることを示している。以上のように少なくとも Jominy 焼入性曲線よりいえることは、焼入れままあるいは空冷まま (Jominy 水冷端から遠い所ではやや速い空冷に相当するであろう。) の冷却速度において同一 Mo 量の場合、Mo 鋼と Mo-Ti 鋼は冷却ままの硬さがほぼ等しい値を示すにもかかわらず

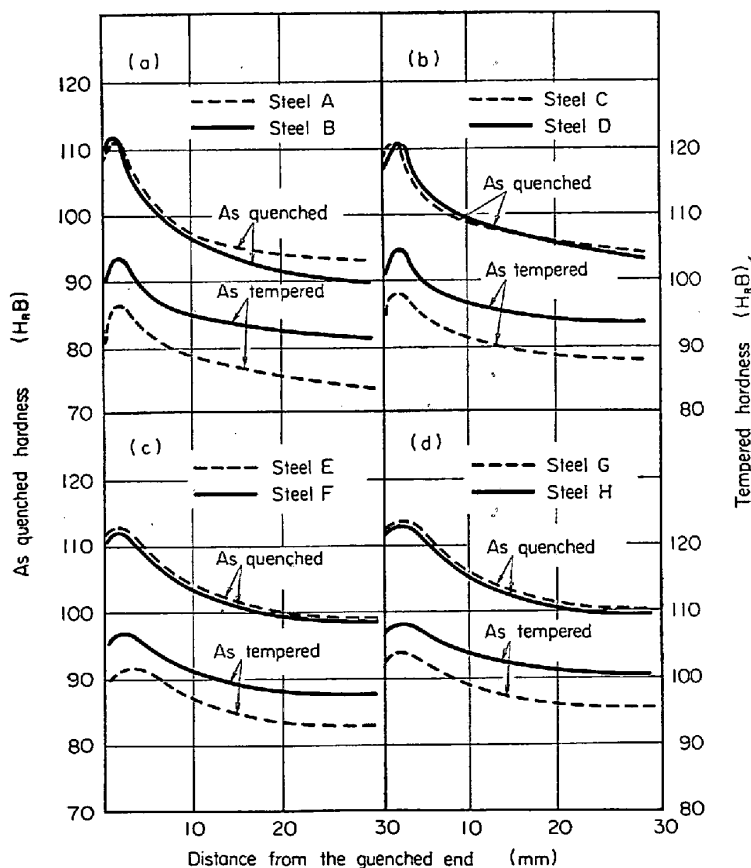


Fig. 1. Jominy hardenability curve.

4. 考 察

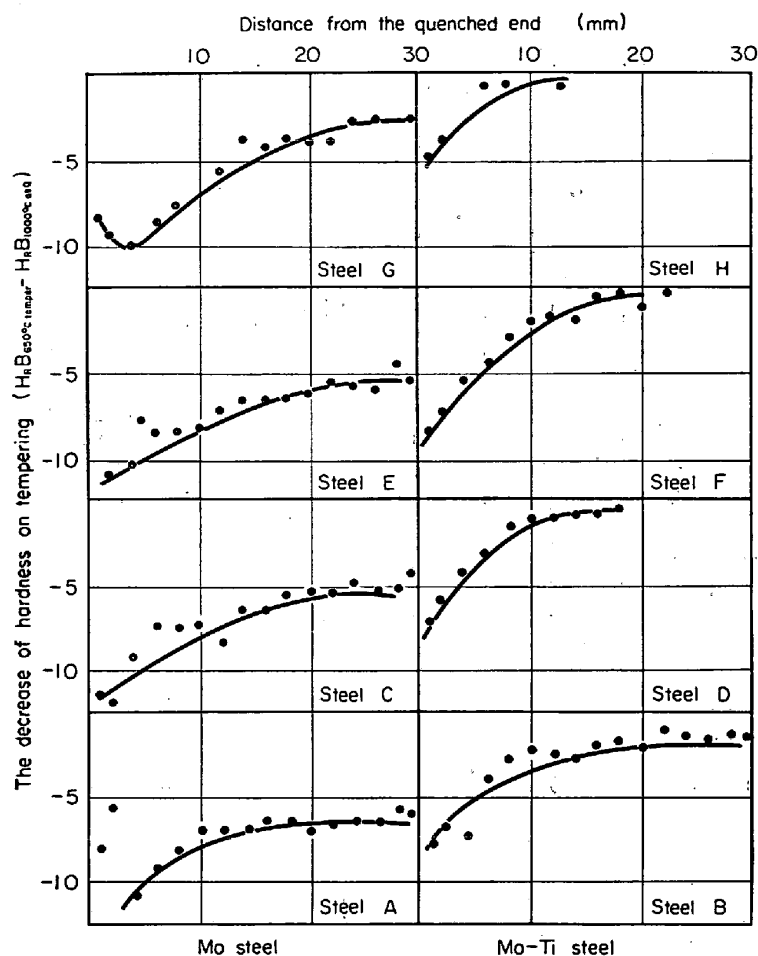


Fig. 2. The comparison of the amount of softening by 650°C tempering. (Effect of Mo, Ti and Jominy distance)

わらず、焼もどし後に顕著な軟化抵抗の認められることが Mo-Ti 鋼の特徴であるといえる。

3.2 板厚 7mm 鋼板の焼入れ焼もどし結果

Fig. 3 に板厚 7mm の鋼板を 5% NaOH を含む水溶液中へ焼入れを行ない 650°C で焼もどしを行なったときの焼入れ温度の影響を示す。Mo 鋼と比較した Mo-Ti 鋼の強度変化を Mo 量を変えて示してある。Mo 鋼においては当然予想されるように焼入れ温度の上昇に伴いその強度はほとんど変化せず、降伏強さはむしろ減少きみである。Mo-Ti 鋼では焼入れ温度の上昇とともに焼もどし強度は最初は直線的にそして飽和曲線的な変化を示す。従来 TiC(N) が顕著に固溶を開始し明りような析出硬化作用を示しはじめる温度は約 1050°C とされそれ以下の温度においてほとんど Ti の固溶はなく強度の上昇に対する寄与は少ないものとされている²⁾。しかし本実験の結果では焼入れ温度の上昇に伴って明らかにほぼ直線的な強度の上昇が認められる。この強度上昇の原因について以下に考察する。

Fig. 3 に示したように Mo-Ti 鋼は焼入れ温度とともにその強度を増すところにその特徴がありこの強度上昇が焼入れまま強度の上昇によらないことはたとえば A 鋼を 900°C より焼入れた場合焼入れままの引張り強さは 134 kg/mm² 1250°C より焼入れた場合には 136 kg/mm² を示していることから明らかである。すなわちこの Mo-Ti 鋼の強さの焼入れ温度依存性は単純な焼入れ温度上昇に伴う冷却速度の変化あるいは結晶粒の粗大化にもとづく焼入れ性の向上によつて焼入れまま強さが上昇したために生じたものではないといえる。

Mo-Ti 鋼の焼もどし強さ上昇の原因を明らかにするためにまず Mo 量の影響をみると Fig. 4 に示すとおりである。焼入れ温度 1000°C および 900°C の場合をとくに取り出した理由は ①焼入れ温度の比較的低い 1000°C 以下の強化作用がとくに興味がある。②1000°C を越えて TiC(N) が固溶をはじめると Mo 量よりもむしろ Ti 量の影響が大きく現われる恐れがあることなどである。Fig. 4 より知られるように炭素鋼に Mo を添加した場合も Mo 量に応じて焼もどし強さは上昇する。炭素鋼に Mo と Ti の両者を同時に添加したときには Mo 単独添加よりも大きな強度の上昇が認められる。また焼入れ温度が上昇すると大幅に強度が上昇することも Mo-Ti 鋼の特徴である。すなわち 900°C 焼入れにて Mo 鋼にくらべて Mo-Ti 鋼は約 5 kg/mm² の強度上昇があり、さらに 900~1000°C の間で約 10 kg/mm² の上昇が認められる。そしてこの上昇量の絶対値は Mo 量によつてあまり変動しないようである。以上のように Mo-Ti 鋼の焼もどし軟化抵抗の増加に対して Mo 量の影響はほとんど認められず、Mo 量のある所で Mo と Ti とが特別な形の複合化合物を作る可能性も強度的にみた場合とくに考えることはできない。

先にも記したように Mo-Ti 鋼の著しい特徴はその焼入れ温度依存性にあり、900°C 焼入れ焼もどし材の強さに比較して 1000°C 焼入れ焼もどし材のほうが、またさらに 1250°C 焼入れ焼もどし材のほうが高い強度を示すことにある。このような焼もどし強さの焼入れ温度依存性に対する Ti の影響をみるために 900°C 焼入れ焼もどし材の強さと 1000°C または 1250°C 焼入れ焼もどし材の強さの差をたて軸にとりよこ軸に total Ti 量を取り

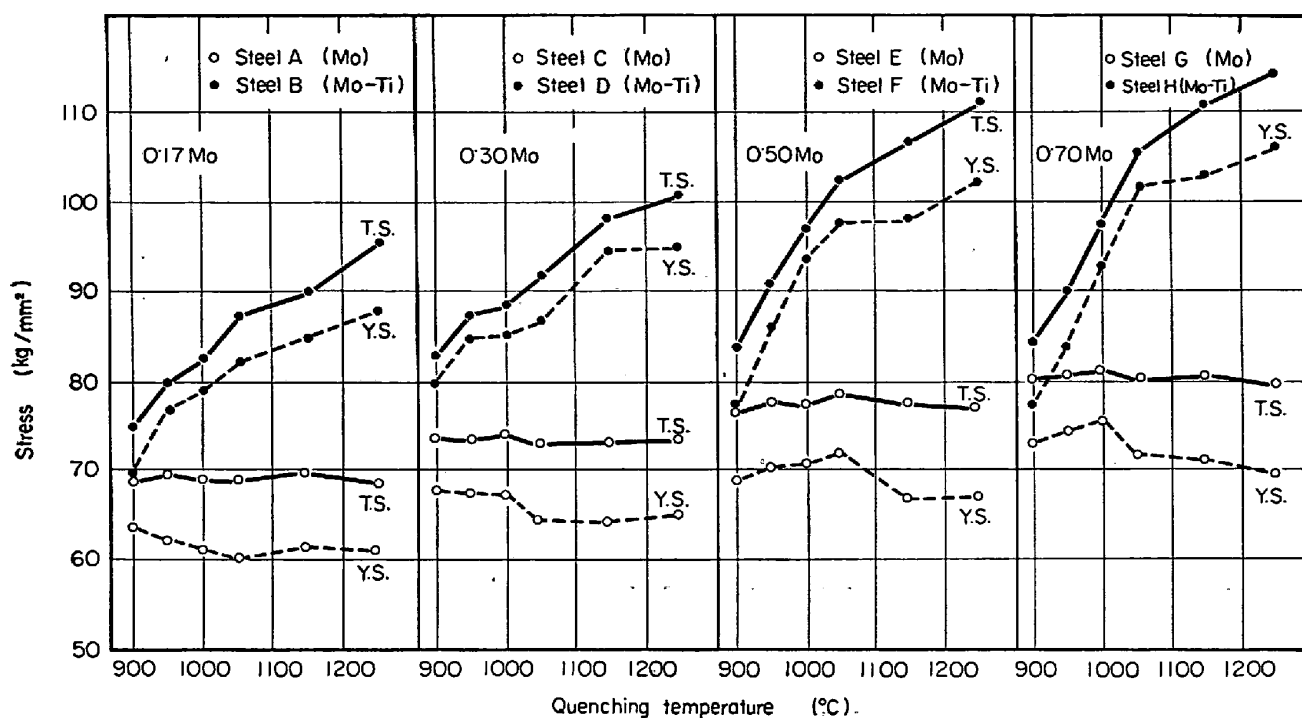


Fig. 3. Effect of Mo content and quenching temperature on the strength of the steel with or without Ti.
(Tempering : 650°C for 1hr A C)

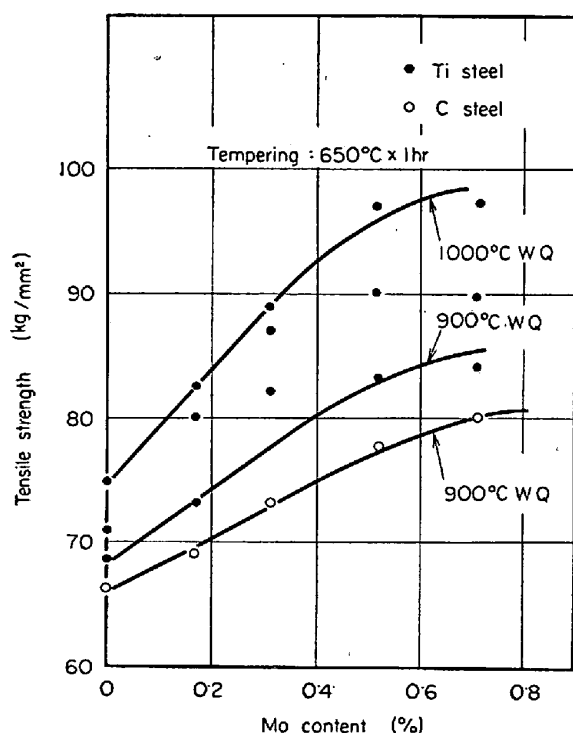


Fig. 4. Effect Mo content on the strength of plain carbon or Ti bearing steel.
(Plate thickness : 7 mm)

その影響をみると Fig. 5 に示すようである。total Ti 量と強度上昇の関係は若干バラツキはあるが、900~1000°C の強度上昇は Ti 量にほとんど無関係であるの

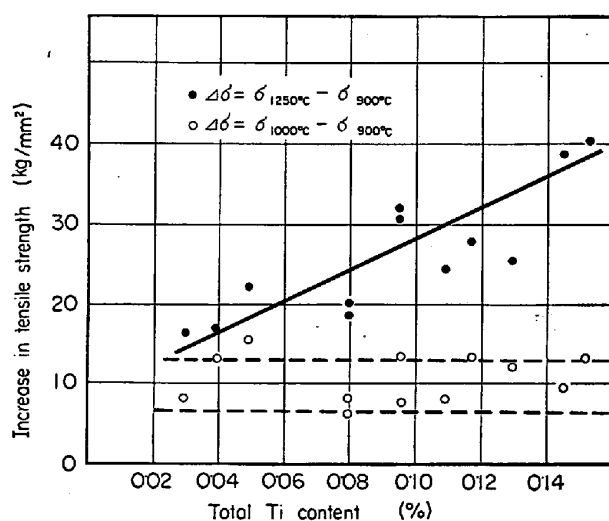


Fig. 5. Effect of total Ti content on the increase in tensile strength.

($\sigma_{t^{\circ}\text{C}}$ means the tensile strength quenched from $t^{\circ}\text{C}$ and tempered at 650°C for 1hr.)

に対して 900~1250°C の強度上昇は Ti 量に依存するという違いは明らかに認められる。Ti 量に対して関係の認められた 900~1250°C の強度上昇を 900~1250°C で固溶した Ti 量に注目して整理してみると Fig. 6 に示す結果が得られた。固溶 Ti の算出については 1:1 塩酸による抽出残渣中の Ti 量を分析しその結果より逆算した。固溶 Ti 量と強度上昇の間にほぼ直線的な関係

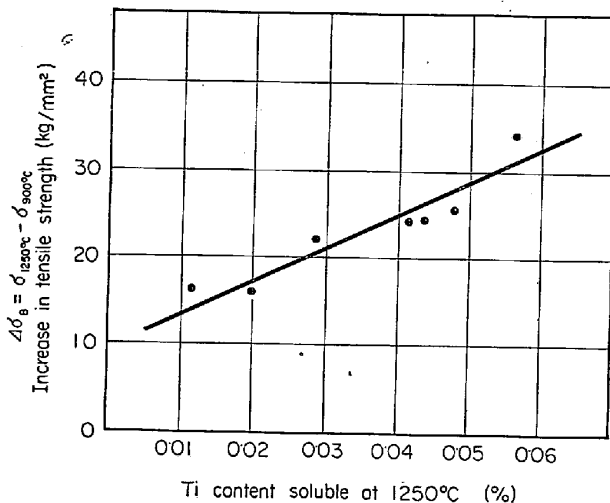


Fig. 6. Effect of soluble Ti content at 1250°C on the increase in tensile strength.

($\sigma_{t^{\circ}\text{C}}$ means the tensile strength quenched from $t^{\circ}\text{C}$ and tempered at 650°C for 1hr. Ti content soluble at 1250°C was determined from the difference between total Ti content and the Ti content insoluble with 1:1 HCl.)

が認められる。その勾配は高々 $5 \text{ kg/mm}^2/0.01\% \text{ Ti}$ である。ただこの結果で注目されるのは固溶 Ti 0.01% 付近でも約 10 kg/mm^2 の強度上昇が認められることである。この値はさきの $900 \sim 1000^{\circ}\text{C}$ の強度上昇量約 10 kg/mm^2 とほぼ一致する。後掲の Fig. 10 に示すように $900 \rightarrow 1000^{\circ}\text{C}$ の加熱温度の上昇に伴い固溶 Ti は約 0.01% 増加する。このことから $900 \sim 1000^{\circ}\text{C}$ の間の強度上昇は固溶 Ti の増加によるものと推定される。なお Fig. 5 または Fig. 6 において図中の直線を Ti 0% までそのまま外挿すると原点を通過しない原因はこの固溶 Ti 量にして 0.01% 以内のある量を境界として強度への寄与が急激に減少しはじめるためであろう。この点に関しては分析精度とも関連し引張り強さをも含めてより精緻な検討を必要とする。Fig. 7 に total Ti と 1250°C で固溶した Ti 量との関係を示す。この結果よりすれば total Ti 量のうち実質的に有効な Ti 量は約 5 割であることが知られる。平野ら³⁾によつてすでに求められている TiC の平衡濃度積または本実験で得られた平衡濃度積より TiC の固溶量を各温度について計算すると少なくとも 0.10% Ti までは 1250°C でほぼ完全に固溶状態にあると考えられるにもかかわらずこのような多量の未固溶 Ti が存在する原因は、大気溶解であるために Ti の窒化物、酸化物または硫化物などが生成し鋼中に未固溶の状態に残存するためと考えられる。

Mo-Ti 鋼の強度におよぼす焼入温度、Mo 量、Ti 量の影響を要約すると次のとおりである。①焼入温度が 1000°C 以下ではほぼ直線的な強度上昇が認められそれ

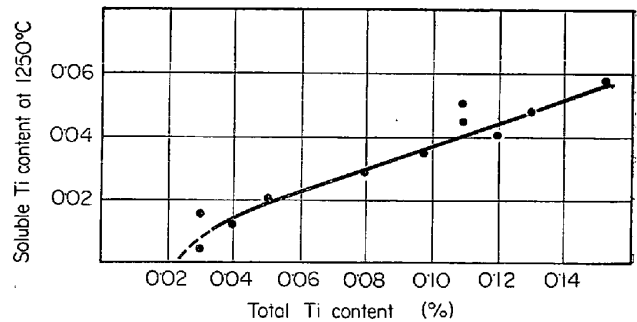


Fig. 7. The relation between total Ti and acid soluble Ti at 1250°C .

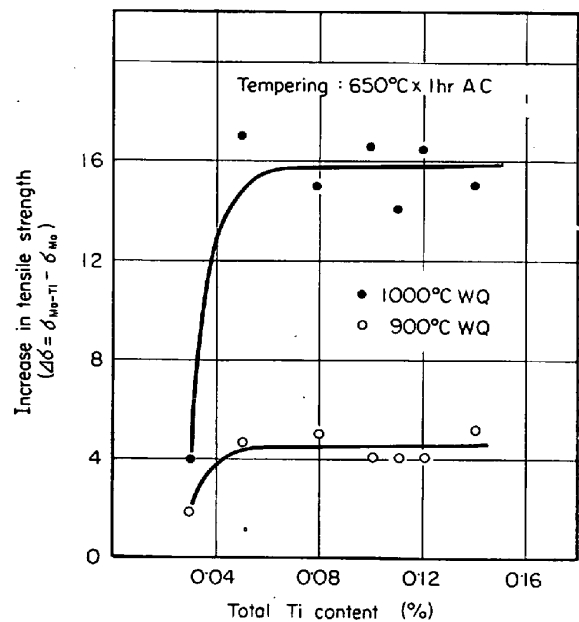


Fig. 8. Relation between titanium addition and increase in tensile strength.

(σ_{Mo} or $\sigma_{\text{Mo-Ti}}$ means the tensile strength of quenched and tempered Mo or Mo-Ti steel.)

以上の温度では強度の上昇は若干ゆるやかになる。また 1000°C 以下の強度上昇は Ti 量にほとんど依存せず、 1000°C 以上の場合には Ti 量に対して直線的な関係が認められる。②Mo 量の強度上昇におよぼす影響は比較的少ないようである。Ti 量についても 0.05% 以上で 1000°C 以下の焼入温度では強度上昇にほとんど差が認められない。

以上の現象を明らかにするために以下に若干の考察をすすめることにする。まず Mo-Ti 鋼の強化作用としてとくに注目されるのは従来あまり効果のないとされる Ti 含有鋼を 1000°C 未満の温度より焼入れて強度上昇を得た点にある。したがつていまの場合もこの点に注目してその強化の説明を試みることにする。

Fig. 8 に Mo-Ti 鋼の強化量 ($\Delta\sigma = \sigma_{\text{Mo-Ti}} - \sigma_{\text{Mo}}$) におよぼす Ti 量の影響を示す。total Ti 量にして 0.05

%以上含む場合には 900°C WQ, 1000°C WQ, いずれの場合も Ti 量に無関係なほぼ一定の強度上昇が得られる。この 0.05% Ti は必ずしも絶対的な値ではなく本実験の場合にたまたまそうなつたと考えられる値である。なぜなら Fig. 6 にも示したように Ti はその総量の 5 割以上が Ti の窒化物または酸化物などとして不溶の状態にあると考えられこの割合はそのときの添加条件または溶解条件によつて変動しうる数値だからである。total Ti 量 0.05% 以上の場合について考えると Fig. 8 より知られるように Mo 鋼にくらべて Mo-Ti 鋼は 900°C WQ で約 4 kg/mm², 1000°C WQ で約 16 kg/mm² の強度上昇が認められる。このような焼入温度の影響が認められることより TiC(N) の固溶および析出がなんらかの形で作用していることは想像される。そこで TiC の固溶についてまず考えることにする。

Fig. 9 に本実験の残渣分析値から得られた溶解度積と温度の関係および平野ら⁹⁾によつて求められている結果を併記した。大気溶解材について溶解度積を求める場合とくに Ti のように C, N, O, S などと化合物を作りやすい元素では、これらの化合物をどのように分離して考えるか種々問題がある。いま Ti のすべてを TiC として考えると大気溶解材の TiC の溶解度積は与温度に対して Fig. 9 中白丸で示すような点にプロットされる。真空溶解を行なつたものと大気溶解材を比較してみるとその溶解度積は当然のことではあるがつねに大気溶解材のほうが低い値を示している。またこの真空溶解材の結果を平野らの結果と比較してみると低温側では平野ら⁹⁾

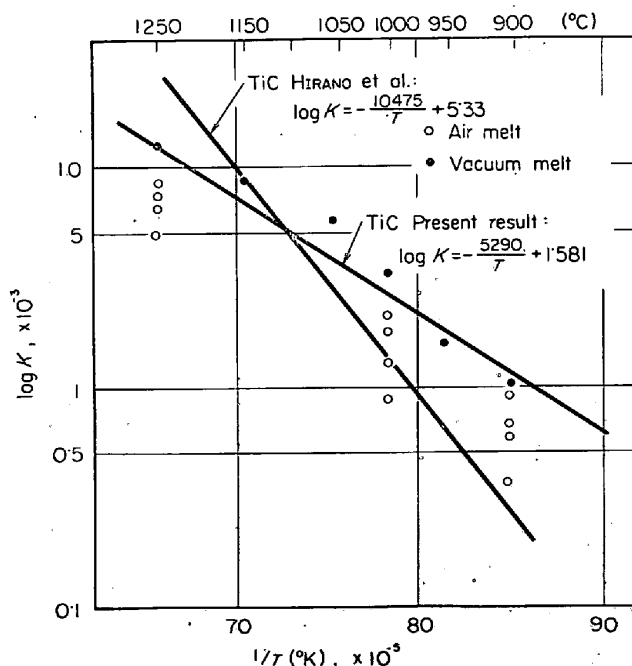


Fig. 9. Relation between $\log K$ and temperature.

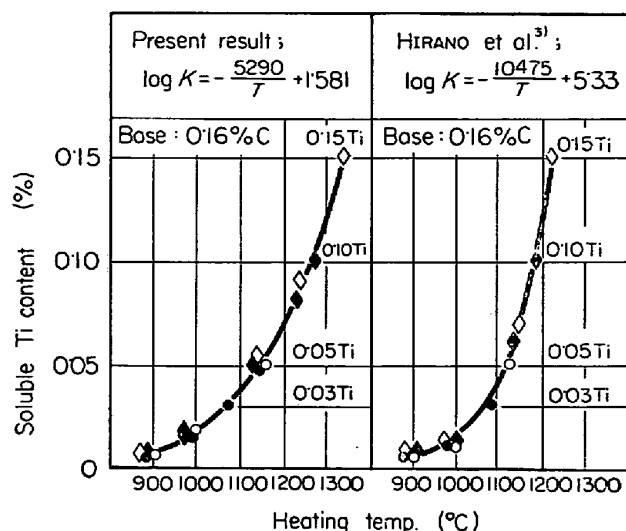


Fig. 10. Calculated soluble Ti content vs. heating temperature.

の結果のほうが溶解度積は小さく高温側では逆に大きくなる。この溶解度積をもとにして 0.16% C 鋼に対する 0.03~0.15% Ti の固溶曲線を求めると Fig. 10 に示すとおりである。

Fig. 10 の各固溶曲線において各加熱温度における固溶 Ti の値の絶対値そのものには差が認められるが、たとえば 900~1000°C でその固溶量をみると約 0.01% である。この固溶量に対応する強度上昇は Fig. 8 より $16 - 4 = 12 \text{ kg/mm}^2$ である。この結果をもとにして 900°C における $\Delta\sigma (= \sigma_{\text{Mo-Ti}} - \sigma_{\text{Mo}}) = 4 \text{ kg/mm}^2$ を説明することは容易である。単純な算術計算に問題はあるにしても 900°C で 0.003% Ti が固溶していれば 4 kg/mm² の強度上昇は十分であり、実際 Fig. 10 より考えてそのようなことは十分ありうると推定される。もしこのような推論が正しければごく微量の Ti は強度上昇に対して非常に有効な元素であることになる。

上記の考え方は TiC(N) の固溶および析出を主体にしたものであるが、このほかに種々の可能性は当然考えられる。その点について 2, 3 検討を行なつておく。

まず Mo-Ti 鋼の強度上昇について考えられる場合を列記すると (1) Mo-Nb 鋼について知られているような複合炭化物の形成および Nb, Mo の析出量の増大¹⁾ (2) 未固溶 TiC(N) による炭化物間隔縮小効果による焼もどし軟化抵抗²⁾ (3) 微量固溶 Ti による焼もどし軟化抵抗³⁾ などである。(1)の可能性については抽出残渣分析の本実験における精度とも関連し、問題が残されているが明確な差を認めることができなかった。もし (2) の未固溶 TiC(N) が球状セメンタイトと同様な意味において炭化物間隔を減少させるならば当然焼もどし軟化抵抗を生ずるものと考えられる。しかしこの焼もど

Table 2. Mechanical properties of Cu-B and Ti-Cu-B steel.

Steel	Chemical composition						as Q. TS (kg/mm ²)	650C × 1hr AC			Quenching temp. (°C)
	C	Si	Mn	Ti	Cu	B		YS (kg/mm ²)	TS (kg/mm ²)	El. (%)	
L	0.13	0.30	1.41	0.03	0.59	0.004	130.2 129.6	59.3 60.9	63.1 66.6	21.0 19.4	900 1000
M	0.13	0.39	1.44	0.05	0.70	0.003	130.0 127.3	62.6 62.7	68.3 75.6	20.0 17.2	900 1000

し軟化抵抗が存在するならば焼もどし強さは Ti 量に依存してしかるべきであろう。このような Ti 量による影響がほとんど認められないことより Mo-Ti 鋼の強化と直接的な関連はないものと考ええる。

以上のような点を考慮した上で微量固溶 Ti による焼もどし軟化抵抗の可能性がもつとも大きいと判断した。ただその説明をするに当たって 900°C QT 材にみられる Mo 鋼と Mo-Ti 鋼の強度差を 900~1000°C に認められる Mo-Ti 鋼の強度変化 ($\Delta\sigma = \sigma_{1000^\circ\text{C}} - \sigma_{900^\circ\text{C}}$)を用いて説明した。この点についてあるいは若干議論の対象となるかもしれない。その点については次のように考えている。

炭化物形成元素を含まない系について Ti の効果を調べることによって上の疑問に答えうるであろう。そこで Cu-B 系において焼入れ焼もどしを行ないその強さをみると Table 2 に示すごとくである。Cu-B 鋼と Ti-Cu-B 鋼の間の成分差は Cu の 0.59 に対する 0.70, Ti の 0.03 は対する 0.05 である。0.1% Cu の差はほとんど

問題なく、0.03% Ti は Ti 0% にくらべて若干高い強度を示すと考えられる。Mo-Ti 鋼の例によれば炭素鋼の強度にくらべて ~2 kg/mm² 高い値を示す可能性がある。したがって Ti なしの Cu-B 鋼と Ti-Cu-B 鋼の強度差はもう少し大きくなる可能性はある。900°C QT の両鋼の強さを比較すると約 5 kg/mm² であり先の Mo 鋼と Mo-Ti 鋼の強度差と同程度である。このような例から Mo-Ti 鋼の強化の原因の大部分は微量 Ti の固溶および析出によつて説明可能と考えられるが、本実験では行なっていない複合炭化物の形成については明らかでない。

なお、このような鋼の Mo-Ti 強化作用は先に示した Fig. 1 でも知られるように焼もどし後に現われるものである。Mo-Ti 鋼にみられる強度上昇の特徴は積極的な析出硬化作用ではなくて消極的な析出硬化作用すなわち焼もどし後にはじめてその効果のあらわれる焼もどし軟化抵抗という点にある。従来たとえば Fig. 11 に示すように Ti 鋼を焼準した場合、900~1000°C 付近の焼準温度では強度の上昇はほとんど認められない。焼準温度を TiC(N) が急激に固溶を開始するとされる 1100°C 以上に上昇した場合には、空冷途中で TiC(N) の微細な析出物を生じ (Photo. 1⁶⁾), 顕著な析出硬化を示すが、極

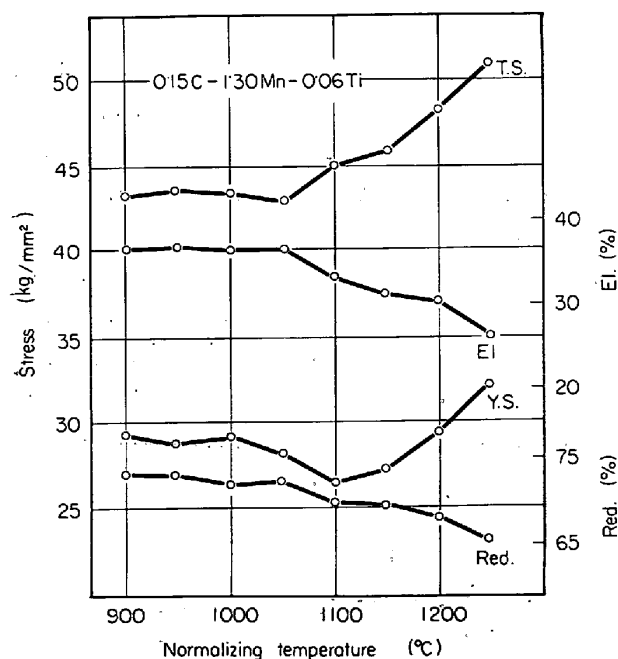


Fig. 11. Effect of normalizing temperature (Ti steel).



Photo. 1. Precipitate rows observed in Ti-steel air cooled from 1150°C⁶⁾



Mo Steel



Mo-Ti Steel

Photo. 2. Transmission electron micrographs of specimens tempered for 1 hr at 700°C.

微量 Ti を固溶する 900~1000°C での焼準ではそのような積極的析出硬化作用は認められなくなる。このような極微量の Ti は焼もどしを行なった場合に、転位密度の減少とフェライト結晶粒の成長をさまたげることによって軟化を遅らせるいわゆる“消極的な析出硬化作用すなわち焼もどし軟化抵抗”を示すものと考えられる。Photo. 2 に示すごとく 700°C で焼もどしを行なった場合 Mo 鋼と Mo-Ti 鋼の間にやや明りような組織的な違いが認められる。以上記したように析出硬化型元素についてその強化作用を考える場合、積極的な意味での析出硬化作用のほかに、極微量域における消極的析出硬化作用すなわち焼もどし軟化抵抗についても十分注目する必要があると考える。なおこのような考え方は析出硬化型元素(Nb, V, Zr など) を極微量含む場合に一般的にあてはまるのではないかと考えている。

5. 結 言

Mo-Ti 鋼について Mo または Ti の焼入性強度におよぼす影響を調べた結果を要約すると次のとおりである。

(1) Jominy 焼入性試験

Mo 鋼に Ti を添加した場合焼入性はほとんど変化しないが焼もどし硬度は上昇する。すなわち Mo-Ti 鋼は Mo 鋼にくらべて焼もどし軟化抵抗が大きい。

(2) 焼入温度の影響

Mo 鋼は焼入れ温度に関係なくほぼ一定の強度を示す

が Mo-Ti 鋼は焼入れ温度とともに強度が上昇する。

(3) 残査分析結果との対応

焼入れ温度が 900°C から 1250°C に上昇したために生ずる強度上昇は Ti 量に依存し 900°C から 1000°C の間の強度上昇は Ti 量にほとんど関係しない。また残査分析の結果より実際に強度上昇に寄与していると考えられる Ti は total Ti 量の約 50% であることが知られた。

(4) Mo-Ti 鋼の強さの上に記したような焼入温度依存性、残査分析値との対応性から 1000°C 以下で固溶している極微量 Ti が焼もどし軟化抵抗の原因であると推定した。そしてこのような析出硬化型元素が極微量含まれる場合にはいわゆる析出硬化を示さずに消極的な析出硬化すなわち焼もどし軟化抵抗を示すと考えられる。

終わりに本研究遂行にあたって種々ご指導いただきました研究所次長三好栄次博士、岡田隆保博士に対し厚く御礼申し上げます。また電子顕微鏡観察あるいは残査分析について種々お世話になりました白岩俊男博士、中山研究員に厚く感謝いたします。

文 献

- 1) 金沢, 中島, 他: 日本金属学会誌, 31(1967), p. 165, 171
- 2) 檜垣, 一安: 鉄鋼と合金元素, (下), p. 458
- 3) 平野, 他: 鋼中の炭化物, 2 (1958), p. 2
- 4) 邦武: 鉄と鋼, 54 (1968), p. 710
- 5) 大森, 西田: Trans. ISIJ, 投稿中
- 6) 西田: 金属学会, 昭和42年春期大会で発表