

---

Mn-Ni-Mo および Cr-Mo 鋼板の強度と靱性におよぼす焼入れ、焼もどし条件の影響  
Effects of Cooling Rates and Tempering Conditions on the Strength and Toughness of  
Mn-Ni-Mo, Cr-Mo Steel Plates

榎並 禎一(Teiichi Enami) 佐藤 新吾(Shingo Sato) 田中 智夫(Tomoo Tanaka)  
船越 督巳(Tokushi Funakoshi)

---

要旨：

冷却速度および焼もどし条件を変えたときの圧力容器用 Mn-Ni-Mo および Cr-Mo 鋼の強度、延性および靱性について調べた。結果は次のように要約される。(1)  $T(20 + \log t)$   $T$  : 焼もどし温度,  $t$  : 保持時間, で定義される焼もどしパラメータの増加とともに, 両鋼とも強度は連続的に低下するが, 延性および靱性は漸次改善されたのち, 最大値を経て低下する。(2) 靱性が最大になる焼もどしパラメータは, Mn-Ni-Mo 鋼では冷却速度に依存する。が, Cr-Mo 鋼では依存しない。しかし靱性の最大値は, 両鋼とも冷却速度に依存する。(3) 延性の最大値およびこれを示す焼もどしパラメータは両鋼とも冷却速度にほとんど依存しない。

---

Synopsis：

The strength, ductility and notch toughness of Mn-Ni-Mo and Cr-Mo steels for pressure vessel are shown at the different level of cooling rates and tempering conditions. These results are summarized as follows: (1) Along with an increase in the tempering parameter, defined by  $T(20 + \log t)$  where  $T$ : temperature and  $t$ : holding time, the strength lowered continuously, but the ductility and the toughness gradually improved, passed through a maximum value, and finally lowered. (2) The tempering parameter corresponding to maximum toughness was found to depend on cooling rates for Mn-Ni-Mo steel, but not for Cr-Mo steel. Level of maximum toughness, however, changed with cooling rates for both steels. (3) With respect to ductility, neither tempering parameter corresponding to maximum value nor level of maximum value much depended on cooling rates for both steels.

(c)JFE Steel Corporation, 2003

# Mn-Ni-Mo および Cr-Mo 鋼板の強度と靱性に およぼす焼入れ、焼もどし条件の影響

Effects of Cooling Rates and Tempering Conditions on the  
Strength and Toughness of Mn-Ni-Mo, Cr-Mo Steel Plates

榎 並 禎 一\*

Teiichi Enami

佐 藤 新 吾\*\*

Shingo Sato

田 中 智 夫\*\*\*

Tomoo Tanaka

船 越 督 己\*\*\*\*

Tokushi Funakoshi

## Synopsis :

The strength, ductility and notch toughness of Mn-Ni-Mo and Cr-Mo steels for pressure vessel are shown at the different level of cooling rates and tempering conditions.

These results are summarized as follows :

- (1) Along with an increase in the tempering parameter, defined by  $T(20+\log t)$  where  $T$ : temperature and  $t$ : holding time, the strength lowered continuously, but the ductility and the toughness gradually improved, passed through a maximum value, and finally lowered.
- (2) The tempering parameter corresponding to maximum toughness was found to depend on cooling rates for Mn-Ni-Mo steel, but not for Cr-Mo steel. Level of maximum toughness, however, changed with cooling rates for both steels.
- (3) With respect to ductility, neither tempering parameter corresponding to maximum value nor level of maximum value much depended on cooling rates for both steels.

## 1. 緒 言

最近、原子炉や化学プラントなどの圧力容器の大型化にともない、その主要構造材料として使用される大単重調質極厚鋼板の需要が増加している。このような大単重極厚鋼板の製造は設備に制約されることが多いが、それにもまして重要なのは、目標性能を安定して得るための十分な製造技

術の確立である。とくに圧力容器用調質鋼板における板厚の増加は、十分な焼入れ冷却速度が得られないこと、焼もどし、溶接後熱処理が長時間におよぶことなどのために、最終製品において必要な強度、靱性を確保することが困難になるという重要な問題に関係する。

通常板厚の調質鋼板では、焼入れ後高温で焼もどしが行なわれるほど強度は低下するが、靱性は向上するのにたいし、調質極厚鋼板では、焼もど

\* 技術研究所水島研究室主任研究員

\*\*\* 技術研究所厚板研究室主任研究員・工博

\*\* 技術研究所水島研究室

\*\*\*\* 技術研究所厚板研究室室長・工博

しあるいは溶接後熱処理によって、強度はもちろん、靱性も低下する場合があることが知られている<sup>1,2)</sup>。この現象はとくに原子炉圧力容器用 Mn-Ni-Mo 鋼板において重要である。

調質極厚鋼板において、焼もどしあるいは溶接後熱処理とともに靱性が低下する現象に関してはすでにいくつかの報告がある<sup>1,2)</sup>。しかし、これが極厚鋼板の一般的傾向であるのか、あるいは特定の成分系にのみ認められる現象であるのか、一般的傾向であるとするればそれは極厚鋼板であるための不十分な焼入れに基づくものか、あるいは焼入れ後の長い再加熱処理に基づくものかなどについては十分明らかではない。

ここではこのような問題を理解し、解明することを目的として、代表的な圧力容器用鋼板である Mn-Ni-Mo 鋼および Cr-Mo 鋼を用いて、実用熱処理条件を含むさらに広範囲な熱処理条件のもとでの機械的性質の変化を調査した。

## 2. 実験方法

### 2.1 供試材

水島製鉄所において商用規模で製作された、板厚 170mm の ASTM A533 Grade B 鋼 (Mn-Ni-Mo 鋼) および板厚 200mm の ASTM A387 Grade D 鋼 (Cr-Mo 鋼) を供試材とした。前者は発電用原子炉の圧力容器に、後者は石油精製装置関係の圧力容器に主として用いられる代表的な圧力容器用鋼板である。

供試材の製造履歴を **Table 1** に、化学成分を

**Table 1** Production process of original plates

| Process                      | Equipment                       |
|------------------------------|---------------------------------|
| Preliminary refining         | 180t/ch. LD converter           |
| Final refining and degassing | 100t/ch. ladle refining furnace |
| Slabbing                     | 6000t forging press             |
| Rolling                      | 4 high plate mill               |

**Table 2** Chemical compositions of materials used

(wt %)

| Steel    | C    | Si   | Mn   | P     | S     | Ni   | Cr   | Mo   | Al    |
|----------|------|------|------|-------|-------|------|------|------|-------|
| Mn-Ni-Mo | 0.20 | 0.29 | 1.37 | 0.012 | 0.007 | 0.68 | 0.01 | 0.58 | 0.036 |
| Cr-Mo    | 0.13 | 0.24 | 0.60 | 0.012 | 0.010 | 0.03 | 2.40 | 0.92 | 0.001 |

**Table 3** Mechanical properties of original plates at quarter in thickness

| Steel    | Thickness (mm) | Tempering     | Stress relief annealing          | Direction of specimen <sup>1)</sup> | Tensile properties                   |                                        |                |                       | Impact properties |                       |                                      |
|----------|----------------|---------------|----------------------------------|-------------------------------------|--------------------------------------|----------------------------------------|----------------|-----------------------|-------------------|-----------------------|--------------------------------------|
|          |                |               |                                  |                                     | Yield strength (kg/mm <sup>2</sup> ) | Tensile strength (kg/mm <sup>2</sup> ) | Elongation (%) | Reduction of area (%) | 50% FATT (°C)     | T <sub>130</sub> (°C) | Absorbed energy <sup>2)</sup> (kg·m) |
| Mn-Ni-Mo | 170            | 665°C × 5 h   | 620°C × 45 h                     | L                                   | 48.8                                 | 62.1                                   | 30             | 71                    | -7                | -34                   | 8.2                                  |
|          |                |               |                                  | C                                   | 50.2                                 | 62.2                                   | 29             | 70                    | +3                | -25                   | 6.6                                  |
| Cr-Mo    | 200            | 665°C × 7.8 h | 650°C × 77.5 h<br>710°C × 23.3 h | L                                   | 33.9                                 | 53.1                                   | 34             | 76                    | -28               | -54                   | 20.8                                 |
|          |                |               |                                  | C                                   | 33.9                                 | 53.3                                   | 32             | 79                    | -38               | -54                   | 20.1                                 |

Note 1) L : parallel to final rolling direction

C : transverse to final rolling direction

2) Testing temperature is -12°C for Mn-Ni-Mo steel and 0°C for Cr-Mo steel

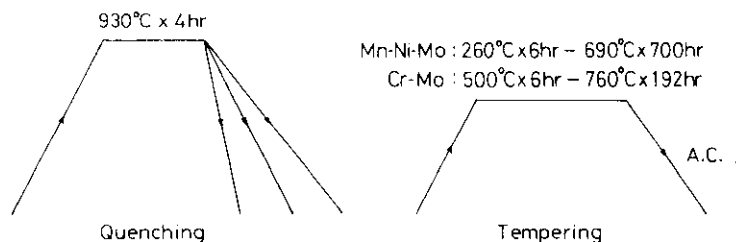


Fig. 1 Heat treatment (Cooling curves on quenching are shown in Fig. 2 and Fig. 3)

Table 2 に示す。

これらの供試材の実用熱処理条件での機械的性質は別に調査された<sup>3)</sup>が、その一例は Table 3 のとおりである。Table 3 によればいずれの供試材も規格を上回る良好な機械的性質を示していることがわかる。

Mn-Ni-Mo 鋼については厚さ 20 および 80mm の、Cr-Mo 鋼については厚さ 20mm の試験片素材をそれぞれ原厚の 1/4 の部分から採取し、以下の熱処理を行なった。

## 2.2 熱 処 理

試験片素材での熱処理は Fig. 1 に示す熱サイクルおよび加熱条件で行なった。

焼入れ加熱条件は 930°C x 4 h 一定とし、そのあとの冷却は素材厚さおよび冷却方法を変えることにより、それぞれ 3 水準の冷却速度を用いて行なった。予備実験により実測された各冷却条件による冷却曲線を、それぞれの連続冷却変態図とと

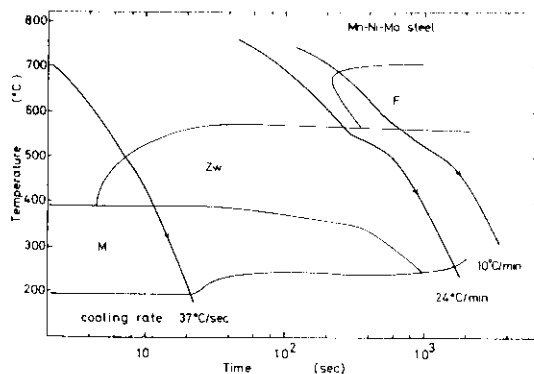


Fig. 2 Continuous cooling transformation curve and cooling curves on quenching for Mn-Ni-Mo steel

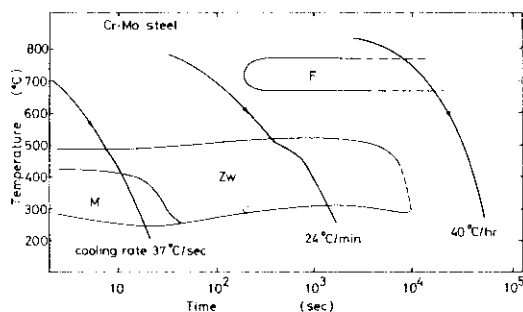


Fig. 3 Continuous cooling transformation curve and cooling curves on quenching for Cr-Mo steel

Table 4 Mean cooling rate and thickness of which the same cooling rate is estimated to gain at center

| Mean cooling rate on quenching | Equivalent thickness(mm) |               |
|--------------------------------|--------------------------|---------------|
|                                | Air cooling              | Dip quenching |
| 37 °C/sec                      | —                        | 20            |
| 24 °C/min                      | 20                       | 225           |
| 10 °C/min                      | 80                       | 370           |

もに Fig. 2 および Fig. 3 に示す。

冷却曲線から求めた 800~400°C 間の平均冷却速度、およびこれらと同じ平均冷却速度が空冷時あるいは水冷時に板厚中心部で得られる板厚を Table 4 に示す。

焼もどし加熱条件は Fig. 1 に示される範囲で、次式で定義される焼もどしパラメータ（以下 TP と略す）ができるだけ等間隔になるように選んだ。

$$TP = T(20 + \log t) \quad \text{.....(1)}$$

ここに  $T$  : 加熱温度 (°K)  
 $t$  : 保持時間 (h)

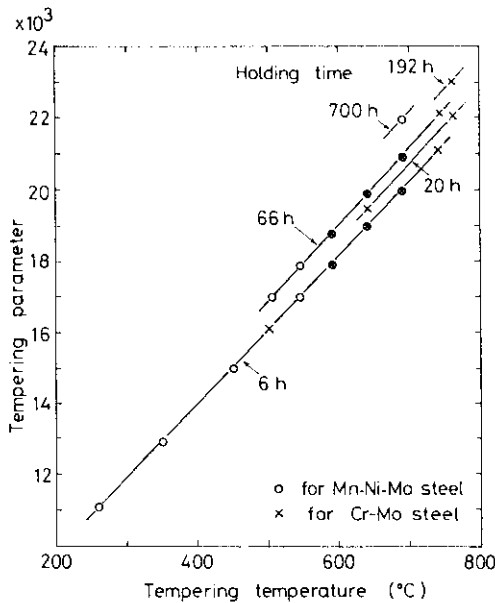


Fig. 4 Heating temperatures and holding time used on tempering

焼もどし加熱条件と TP の関係および採用した焼もどし加熱条件を Fig. 4 に示す。

採用した焼もどし加熱条件は Fig. 4 からわかるように、実際の熱処理では焼もどし—溶接後熱処理までを含む TP の範囲を包含するように選定し、焼もどし加熱温度の上限はそれぞれの鋼種について  $A_{cl} - 30^\circ\text{C}$  に制限した。

焼もどし加熱後空冷された試験片素材の中心部から、最終圧延方向に平行に試験片を採取し試験を行なった。

### 2.3 試験

熱処理後の試験として、引張試験、衝撃試験、硬さ測定および組織観察を行なった。

引張試験は、平行部  $4\text{mm}\phi \times 30\text{mm}$ 、標点間距離  $25\text{mm}$  の丸棒試験片を用いて、室温でインストロンにより行なった。クロスヘッド速度は  $1.0\text{ mm/min}$  である。

衝撃試験は  $2\text{mmV}$  ノッチナルビー試験片を用いて行ない、エネルギーおよび破面率の遷移曲線を求めた。一部の熱処理条件について、破断後の衝撃試験片を用いて、走査型電子顕微鏡により脆性破面の観察を行なった。

破断後の衝撃試験片を利用して、各熱処理条件でのビッカース硬さ測定および光学顕微鏡による組織観察を行なった。

さらに、引張および衝撃試験の結果を参考にして代表的な熱処理条件を選び、その条件の試験片について薄膜法による電子顕微鏡組織の観察を行なった。

## 3. 試験結果

### 3.1 引張特性

焼もどし条件を TP で整理したときの引張試験結果を、Mn-Ni-Mo 鋼について Fig. 5 ~ 7 に、Cr-Mo 鋼について Fig. 8 ~ 10 に示す。

降伏強さおよび引張強さは、焼もどしが高温あるいは長時間になるにしたがって単調に低下する。熱入れ冷却速度が早く、焼入れのままの強度が高い場合、 $TP = 18 \times 10^3$  以下の低温焼もどしによっても強度の低下が大きいのにたいし、焼入

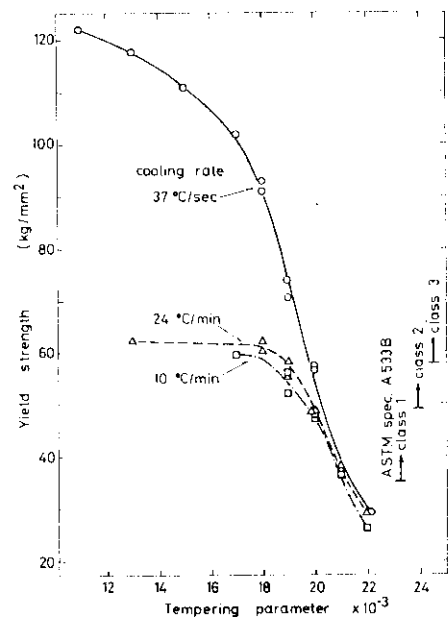


Fig. 5 Change in yield strength of Mn-Ni-Mo steel with tempering. Tempering parameter defined by  $T(20 + \log t)$ ,  $T$ : tempering temperature ( $^\circ\text{K}$ ),  $t$ : holding time (h)

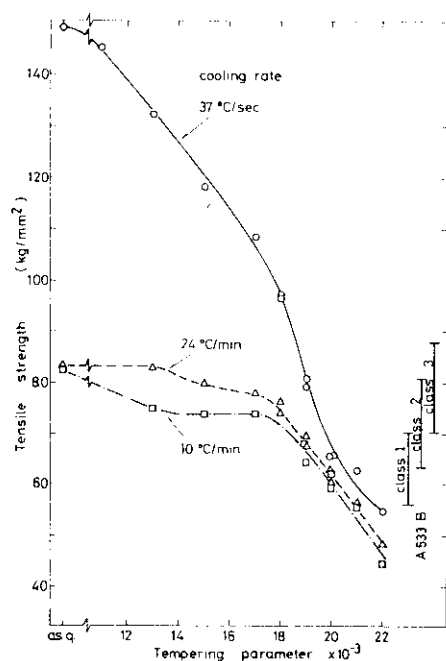


Fig. 6 Change in tensile strength of Mn-Ni-Mo steel with tempering

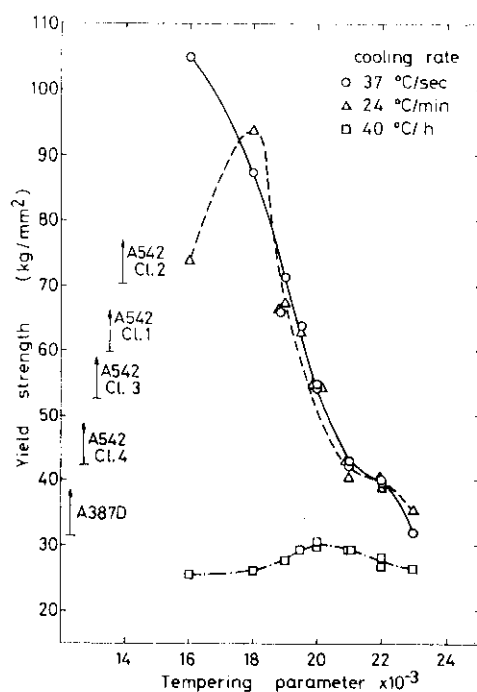


Fig. 8 Change in yield strength of Cr-Mo steel with tempering and lower limits of yield strength specified by ASTM spec.

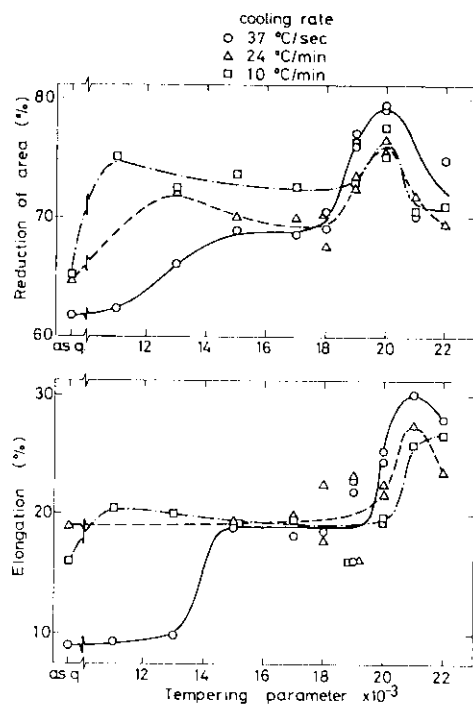


Fig. 7 Change in ductility of Mn-Ni-Mo steel with tempering

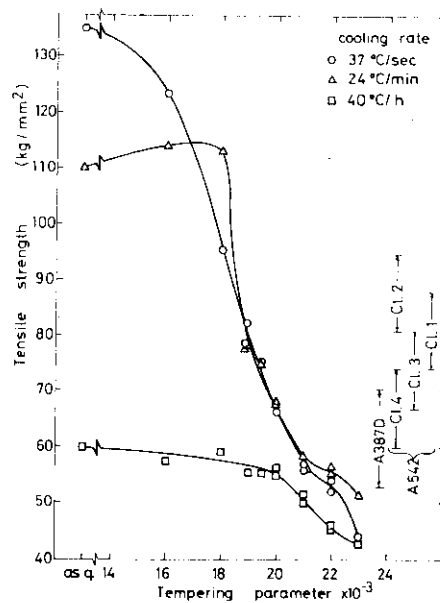


Fig. 9 Change in tensile strength of Cr-Mo steel with tempering and range of tensile strength specified by ASTM spec.

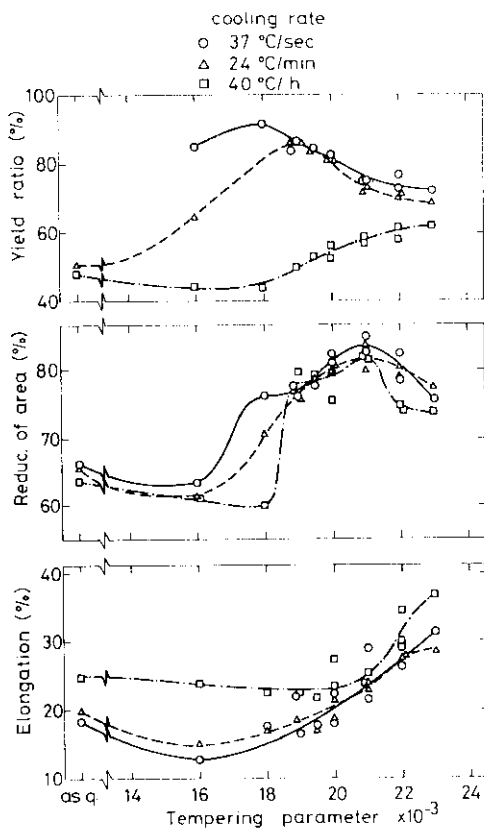


Fig. 10 Change in yield ratio and ductility of Cr-Mo steel with tempering

れ冷却速度が遅い場合には低温焼もどしによる強度の低下は少なく、 $TP=18 \times 10^3$  以上の焼もどしによって、焼入れ冷却速度が早い場合と同程度に低下する。したがって、 $TP=18 \times 10^3$  以上の焼もどし後では強度におよぼす焼入れ冷却速度の影響は小さい。

Fig. 7 および Fig. 10 に示された伸びおよび絞りの変化の特徴は、ある TP 以上の焼もどしにより急激に増加し、Cr-Mo 鋼の伸びを除いて各特性値が最大値を示す TP が存在すること、この TP は焼入れ冷却速度の影響をほとんど受けないことなどである。

### 3.2 硬 さ

焼もどしによる硬さの変化は Fig. 11 に示されるように強度の変化と同様の傾向を示している。

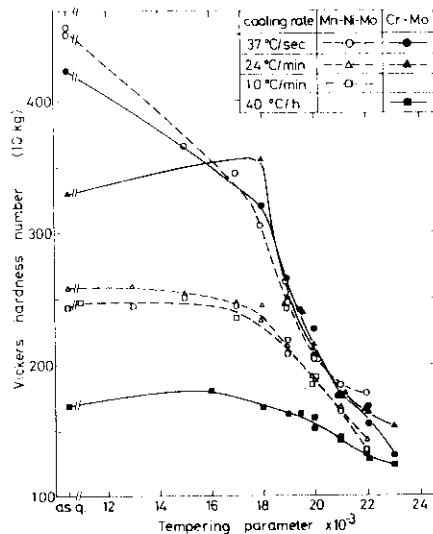


Fig. 11 Effects of cooling rate and tempering parameter on Vickers hardness of Mn-Ni-Mo and Cr-Mo steels

### 3.3 衝撃特性

焼もどしによる遷移温度および吸収エネルギーの変化を、Mn-Ni-Mo 鋼について Fig. 12~14 に、Cr-Mo 鋼について Fig. 15~17 に示す。

鋼種、焼入れ冷却速度に関係なく遷移温度は TP の増加とともに一度低下したのち上昇する。遷移温度が最低になる焼もどし条件は、Mn-Ni-Mo 鋼の場合、 $19 \times 10^3 \sim 20 \times 10^3$  の TP に相当し、この範囲で焼入れ冷却速度がおそいほど、最低の遷移温度を示す焼もどし条件は低 TP 側へずれる。これにたいし、Cr-Mo 鋼の場合、遷移温度が最低になる焼もどし条件は、すべての焼入れ冷却速度において、 $TP=20 \times 10^3$  に相当し、この TP は Mn-Ni-Mo 鋼のそれより高い。また両鋼種とも遷移温度の最低値は焼入れ冷却速度が早いほど低い。

$0^\circ\text{C}$  における吸収エネルギー（以下  $E_0$  と略す）および飽和吸収エネルギー（以下  $E_s$  と略す）はいずれも TP の増加とともに増加し、最大値を経たのち低下する。 $E_0$  の最大値は焼入れ冷却速度が早いほど大きいのにたいし、 $E_s$  の最大値は焼入れ冷却速度の影響を受けない。また  $E_0$  あるいは  $E_s$  が最大値を示す TP は Mn-Ni-Mo 鋼の  $E_0$  を除いて焼入れ冷却速度の影響を受けない。

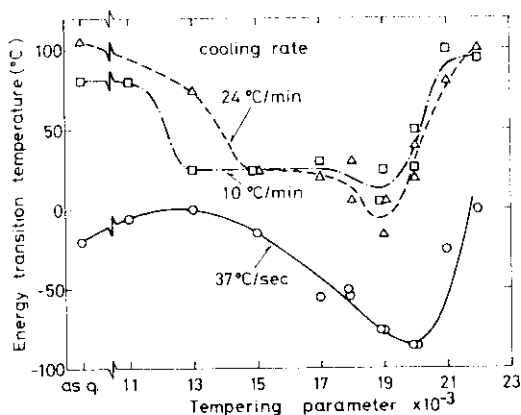


Fig. 12 (a) Change in energy transition temperature in Charpy test with tempering on Mn-Ni-Mo steel

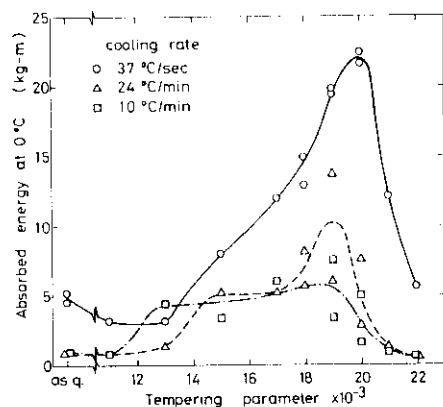


Fig. 13 Change in absorbed energy at 0 °C with tempering on Mn-Ni-Mo steel

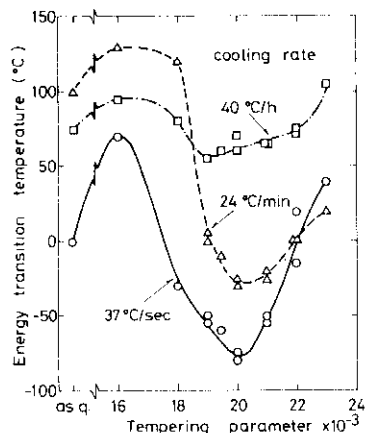


Fig. 15 (a) Change in energy transition temperature with tempering on Cr-Mo steel

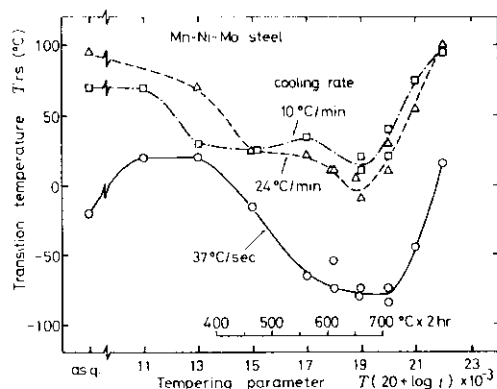


Fig. 12 (b) Change in 50% fracture appearance transition temperature in Charpy test with tempering on Mn-Ni-Mo steel

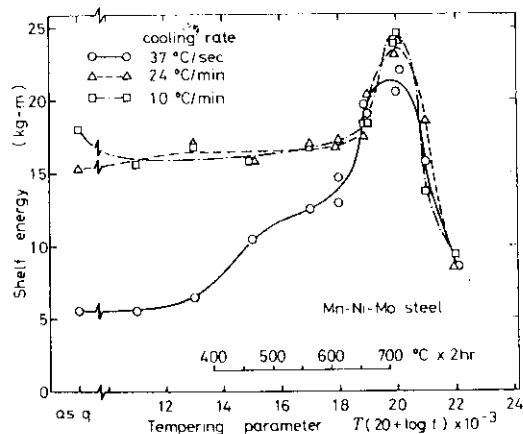


Fig. 14 Change in shelf energy with tempering on Mn-Ni-Mo steel

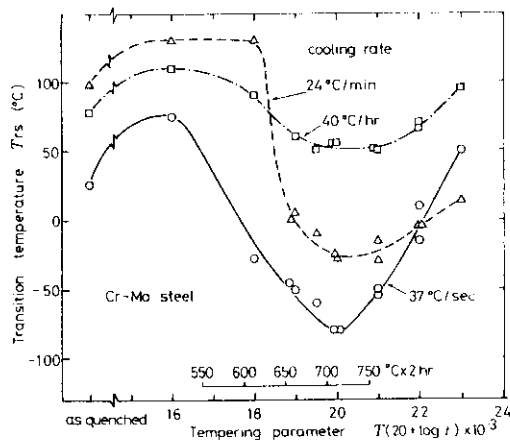


Fig. 15 (b) Change in 50% fracture appearance transition temperature with tempering on Cr-Mo steel



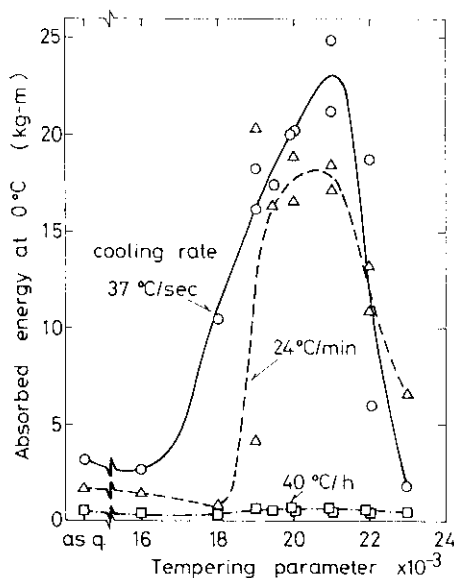


Fig. 16 Change in absorbed energy at 0°C in Charpy test with tempering on Cr-Mo steel

焼入れ冷却速度および焼もどし条件の異なる衝撃試験片を用いて、走査型電子顕微鏡により観察した脆性部破面を **Photo. 1, 2** に示す。観察に先立ち、同一熱処理をうけた衝撃試験片の脆性部破面の様相は、試験温度によって変化しないことを確認した。

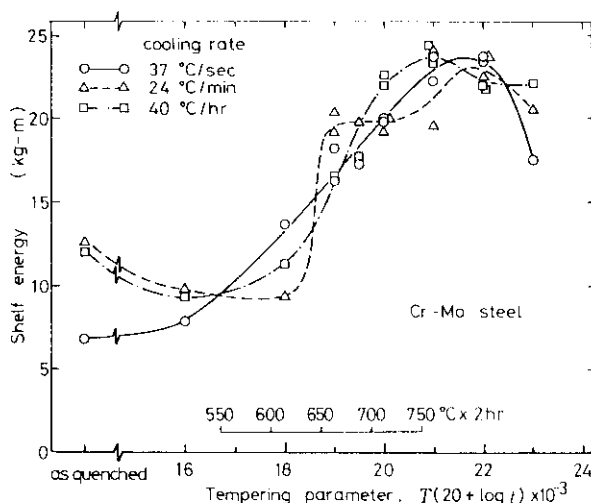


Fig. 17 Change in shelf energy with tempering on Cr-Mo steel

**Photo. 1, 2** から認められる特徴は、脆性破面はいずれもへき開あるいは擬へき開であること、破面の様相は焼入れ冷却速度によっては多少変化するが、焼もどしによってはあまり変化しないこと、Mn-Ni-Mo 鋼のへき開破面の大きさは、Cr-Mo 鋼のそれより小さいことなどである。

### 3.4 組 織

焼入れ冷却速度、焼もどし条件による光学顕微鏡組織の変化を **Photo. 3, 4** に、電子顕微鏡組織の変化を **Photo. 5, 6** に示す。

Mn-Ni-Mo 鋼の焼入れのままで、焼入れ冷却速度 37°C/sec の場合ラス状組織が多いが、焼入れ冷却速度がおそくなるにしたがってラス状組織が消失し、焼入れのままで存在する析出物が大きくなり、焼入れ冷却速度が 10°C/min の場合パーライトが多くなる。TP=19×10<sup>3</sup> の焼もどし後では、再結晶によるサブグレインの生成が認められ、その大きさは焼入れ冷却速度が早い場合には小さい。焼入れ冷却速度がおそい場合、焼入れのままで存在する大きい片状析出物は焼もどしにより球状化する。また析出物の分布は、焼入れ冷却速度が早い場合は一様であるがおそい場合は偏在している。TP=21×10<sup>3</sup> の焼もどし後ではサブグレインの大きさは 2μ 程度まで、析出物の大きさは 0.5μ 程度までに成長しており、この状態では焼入れ冷却速度の差による組織の相違は透過電子顕微鏡観察によっても認めにくい。

Cr-Mo 鋼の組織を Mn-Ni-Mo 鋼の組織と比較した場合、光学顕微鏡写真ではかなり異なっているように見えるが、微細組織は焼入れ冷却速度が 40°C/h と非常におそい場合を除き本質的な差はない。ただ **Photo. 5** と **Photo. 6** の比較から、大きい TP の焼もどし後では Cr-Mo 鋼のほうがより高温の焼もどしであるにもかかわらず、サブグレインおよび析出物の大きさが Mn-Ni-Mo 鋼のそれらより小さいことがわかる。

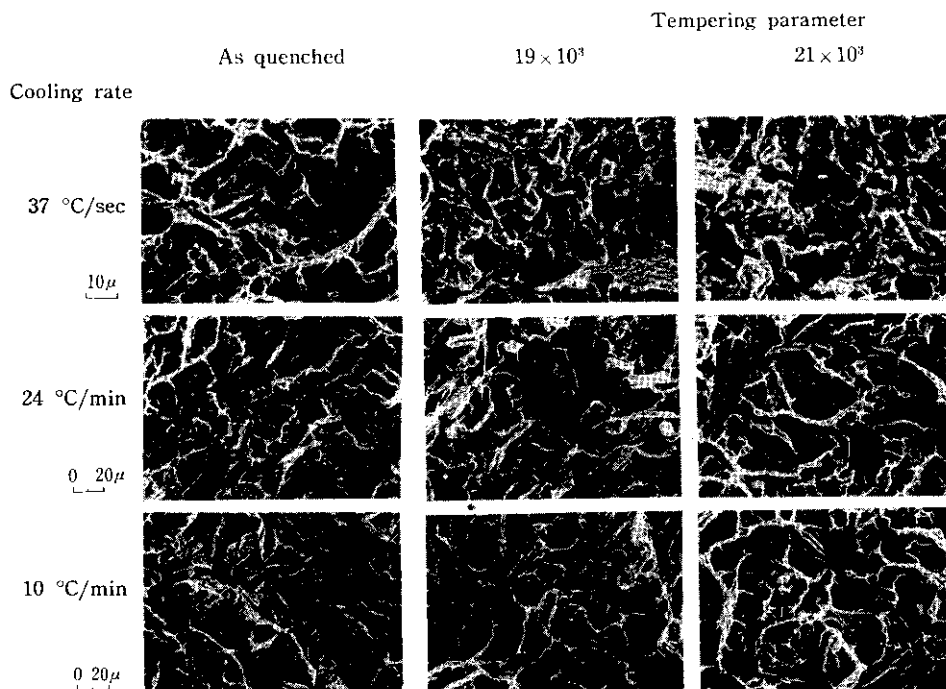


Photo. 1 Electron fractographs of Mn-Ni-Mo steel in various condition of quenching and tempering

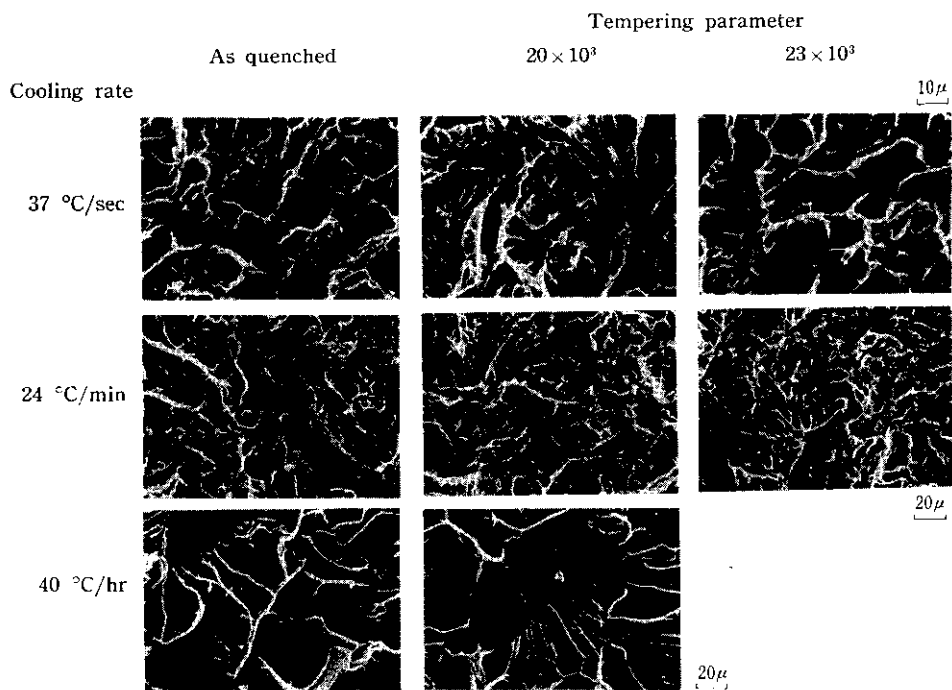
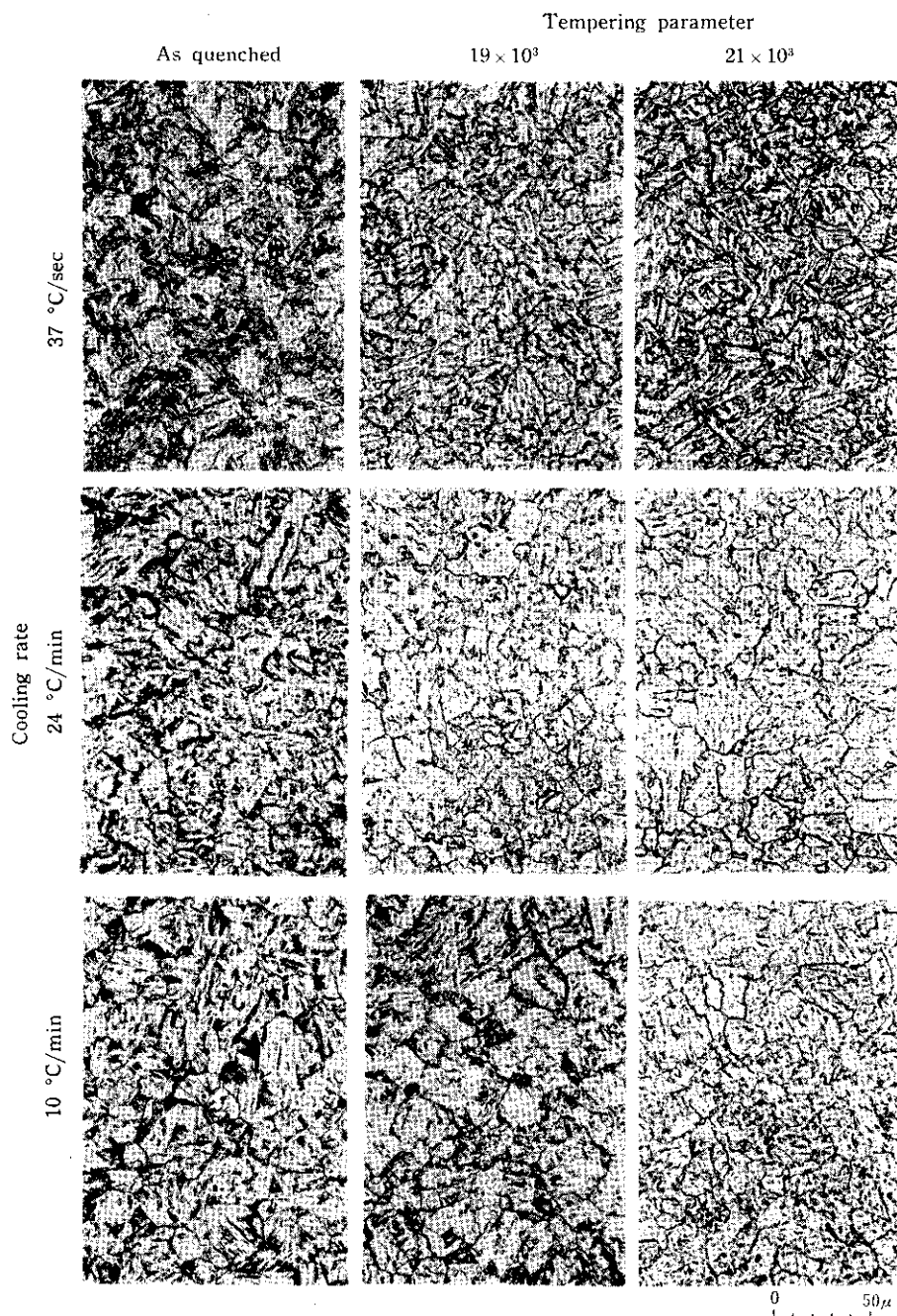


Photo. 2 Electron fractographs of Cr-Mo steel in various condition of quenching and tempering



**Photo. 3** Microstructures of Mn-Ni-Mo steel

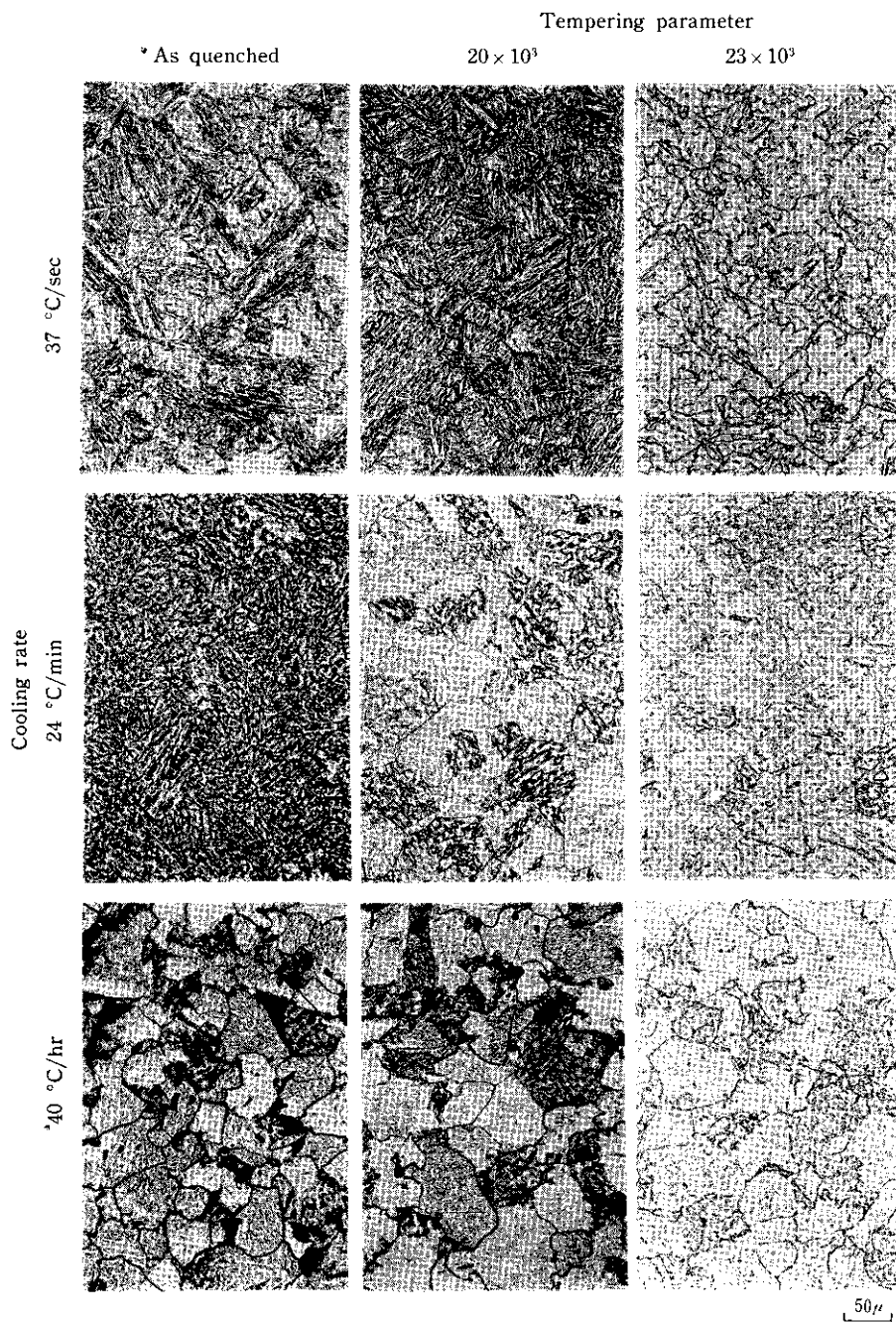


Photo. 4 Microstructures of Cr-Mo steel

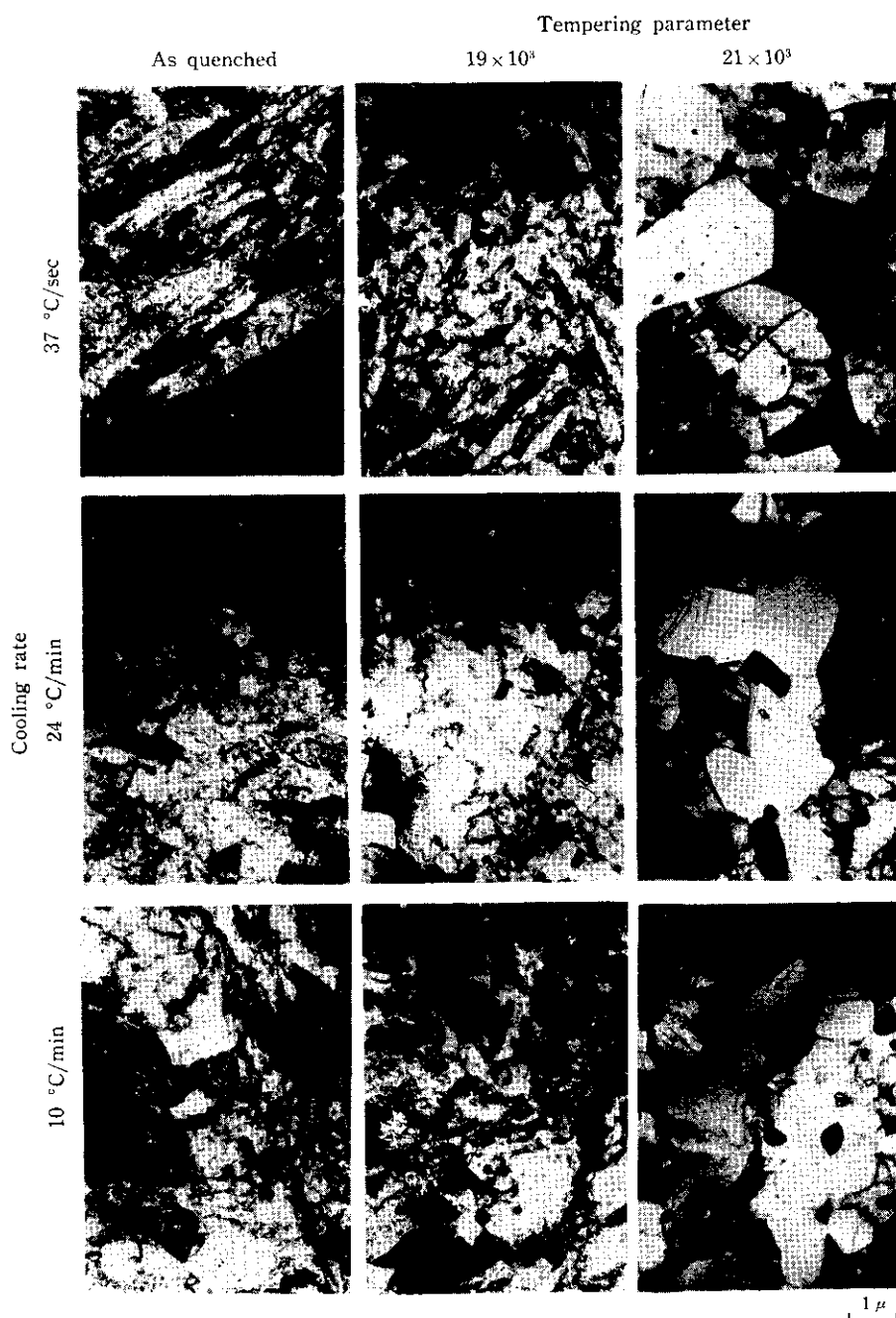


Photo. 5 Transmission electron micrographs of Mn-Ni-Mo steel

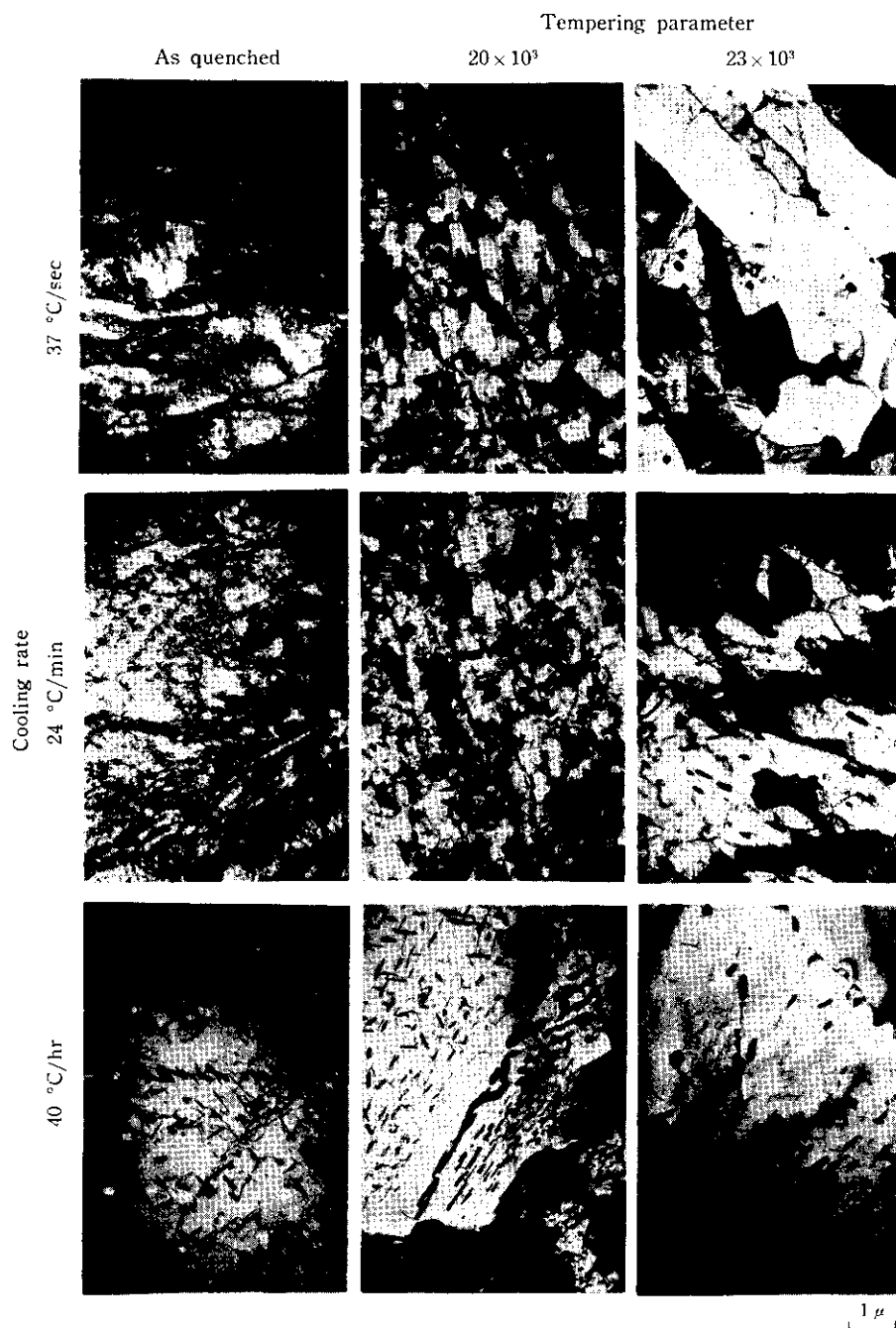


Photo. 6 Transmission electron micrographs of Cr-Mo steel

## 4. 考 察

### 4-1 焼もどしパラメータについて

調質極厚鋼板の焼もどし、溶接後熱処理条件を比較する場合、(1)式で定義される Hollomon-Jaffe のパラメータ<sup>4)</sup>がよく利用される。異なる焼もどし条件の結果を比較する場合にこのパラメータがどの程度妥当なものであるかを検討するため、本実験では Fig. 4 に示したように、焼もどし温度、保持時間が異ってもこのパラメータの値がほぼ同じになるような焼もどし条件の組合せを選んだ。Fig. 5～17において、同じ TP の値に2組の特性値がプロットされているのはこのような組合せに対応する場合である。

結果は Fig. 5～17 に認められるように、Mn-Ni-Mo 鋼の伸びおよび  $E$  の一部にやや大きい差が認められる以外、焼もどし温度、保持時間が異なっても TP が同じであれば同じ特性を示すと考えられる。

同一 TP の焼もどしにおいて、伸びおよび  $E$  に大きい差の認められた焼もどし条件は、これらの特性値が大きく変化する焼もどし条件に一致している。また同一 TP の焼もどしで差が認められた伸びおよび  $E$  の場合、常に高温、短時間の焼もどし条件のほうが低温、長時間の焼もどしの場合より高い値を示した。

以上のことから、さらに精度よく各特性値の比較を行なうためには(1)式の定数値になお検討の余地があるが、実用的には(1)式の TP は妥当であるといえる。ただし Fig. 4 からわかるように本実験の場合、同じ TP における実際の焼もどし温度の差は最大  $50^{\circ}\text{C}$  であることに注意しなければならない。

### 4-2 遷移温度について

測定された機械的性質のうち、焼入れ冷却速度および焼もどし条件の影響を最も強くうけたのは、エネルギーおよび破面遷移温度である。

Fig. 12 および Fig. 15 に示されるように、遷

移温度は、同じ焼入れ冷却速度では、低温焼もどしを除き焼もどしとともに低下するが、さらに高温あるいは長時間の焼もどしによって上昇し、最も高温長時間の焼もどし後では焼入れのままと同程度にまで上昇する。

遷移温度は、また同じ TP に相当する焼もどし後の比較では、焼入れ冷却速度が早いほど低い。特にほとんど同じ強度、延性を示した Cr-Mo 鋼の焼入れ冷却速度  $37^{\circ}\text{C}/\text{sec}$  と  $24^{\circ}\text{C}/\text{min}$  の場合、遷移温度は TP の高い側を除けば明りょうな差があり、焼入れ冷却速度の早いほうが低い。また同じ引張強さで比較しても、Fig. 18, 19 に示すように遷移温度は焼入れ冷却速度の早いほうが低い。

強度および延性におよぼす焼入れ冷却速度の影響は、Fig. 5～10 に示されるように、高い TP に相当する焼もどし後では小さくなるのにたいし、遷移温度におよぼす焼入れ冷却速度の影響は、Fig. 12 および Fig. 15 あるいは Fig. 18 および Fig. 19 に示されるように、高い TP に相当する焼もどし後でもなお残っている。

これらの結果から、遷移温度は強度、延性よりも焼入れ冷却速度により敏感であり、しかもその影響をより高温、長時間の焼もどし後までうけるといえる。

特に実用上問題となる  $TP=18 \times 10^3 \sim 21 \times 10^3$  に相当する焼もどし条件の範囲では、Fig. 12 および Fig. 15 に示した焼入れ冷却速度別の曲線は互いにはほぼ平行であると見なされる。したがって少なくとも上記の焼もどし条件の範囲では、焼入れ冷却速度と焼もどし条件とは互いに独立に遷移温度に影響していると考えられる。

すなわち、遷移温度にたいしては、焼もどしによって変化する要因以外に、焼入れのときに決まり、そのあとの焼もどしによってはほとんど変化をうけず、しかも強度、延性にあまり影響を与えないような要因が寄与していると考えられる。このような要因として考えられるのは、Photo. 1, 2 に示した衝撃試験片脆性部の単位破面の大きさである。写真からわかるようにこれには焼入れ冷却速度による差は認められるが、焼もどし条件による相違は認められない。

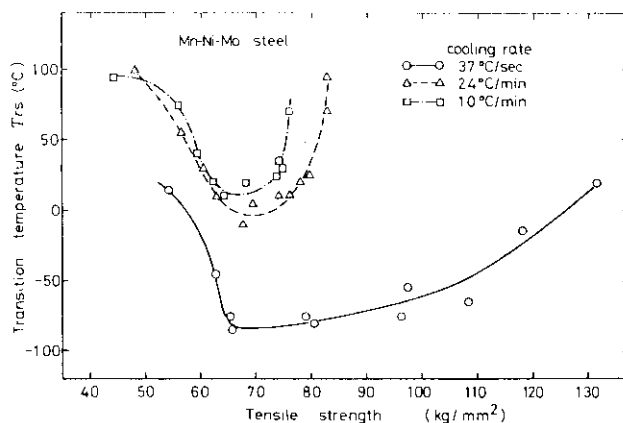


Fig. 18 Relations between tensile strength and 50% fracture appearance transition temperature of Mn-Ni-Mo steel quenched at constant rate and tempered at different conditions

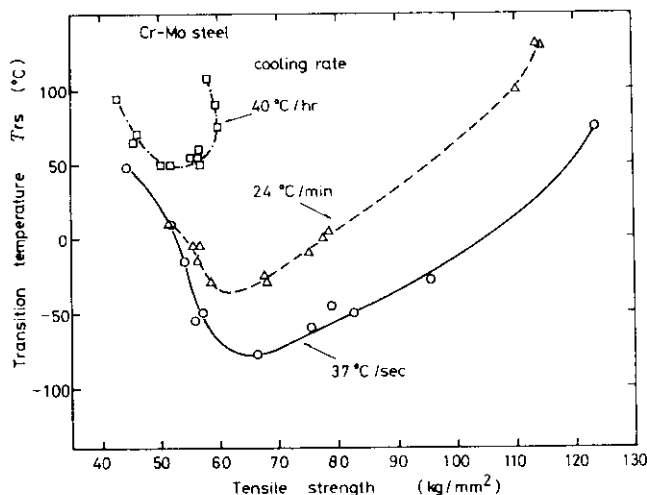


Fig. 19 Relations between tensile strength and 50% fracture appearance transition temperature of Cr-Mo steel quenched at constant rate and tempered at different conditions

単位脆性破面の大きさがどのような組織要素に対応するかを調べるため、代表的な熱処理条件について、オーステナイト結晶粒の大きさ、サブグレインの大きさおよび単位脆性破面の大きさを交叉法により測定した。その結果を **Table 5** に示す。

この結果からいえることは単位脆性破面の大きさは、焼もどし後の遷移温度が低いほど小さいこと、焼もどし条件によって変化しないこと、焼入

時ラス状組織が多い場合はもとのオーステナイト結晶粒の大きさより小さく、サブグレインの大きさより大きいこと、焼入れ時フェライトが生じた場合はフェライト結晶粒の大きさに等しいこと、焼入れ組織がこれらの中間である場合にはほぼもとのオーステナイト結晶粒の大きさに等しいことなどである。

単位脆性破面の境界は、大きい方位差をもつ結晶粒界によって決まると考えられるため、上述の



結果から、ラス状組織から生じたサブグレインバウンダリはそのうちの一部だけが大きい方位差を持っていること、ラス状でない組織から生じたサブグレインバウンダリはほとんど大きい方位差をもたないことなどが推論される。

極厚鋼板の焼入れでは早い冷却速度は期待できないため、遷移温度におよぼす焼入れ冷却速度の影響よりも、焼もどし条件の影響のほうがより重要である。遷移温度におよぼす焼もどし条件の影響のうちで最も興味があるのは、TP の増加とともに遷移温度が上昇する領域の存在である。特に極厚鋼板では焼もどしおよび溶接後熱処理が長時間におよぶため、実際に用いられる焼もどし+溶接後熱処理条件は、遷移温度が上昇する領域にはいることが多い。たとえば板厚100~200mmの場合、通常用いられる焼もどし+溶接後熱処理条件を TP で表わすと、Mn-Ni-Mo 鋼では  $19 \times 10^3 \sim 20 \times 10^3$ , Cr-Mo 鋼では  $20 \times 10^3 \sim 21 \times 10^3$  程度になる。

ある TP 以上の焼もどしあるいは溶接後熱処理

によって靱性が劣化する現象は、Mn-Mo 鋼および Mn-Ni-Mo 鋼について報告されており<sup>1,2,5)</sup>、この原因としてサブグレインの成長<sup>1,2)</sup>、炭化物の組成変化<sup>2)</sup> あるいは凝集<sup>1)</sup> などが考えられている。

遷移温度に対するサブグレインサイズの効果は、直接的には単位脆性破面の大きさを通じて生じると考えられるが、Table 5 に示されるとおり、焼もどしとともにサブグレインサイズは変化するにもかかわらず、単位脆性破面の大きさにはこれに相当する変化が認められなかった。したがって高温、長時間の焼もどしによる遷移温度の上昇は、おもに炭化物の組成変化および粒界での粗大炭化物の生成によると考えられる。

いっぽう、Cr-Mo 鋼に関しては、TP= $19 \times 10^3 \sim 21 \times 10^3$  に相当する実用熱処理条件の範囲では焼もどしとともに、15.5°C あるいは 20°C における吸収エネルギーは、増加する傾向が認められている<sup>3,6,7)</sup>。しかし、Fig. 15 に示されるように TP= $20 \times 10^3$  以上の焼もどしでは、焼もどし

Table 5 Austenite grain size, subgrain size and unit size of cleavage facet in broken Charpy specimen

| Steel    | Cooling rate | Tempering parameter $\times 10^3$ | Mean intercept distance ( $\mu$ ) |          |                |
|----------|--------------|-----------------------------------|-----------------------------------|----------|----------------|
|          |              |                                   | Austenite grain                   | Subgrain | Cleavage facet |
| Mn-Ni-Mo | 37 °C/sec    | as quenched                       | —                                 | —        | 3.7            |
|          |              | 21                                |                                   | 0.99     | —              |
|          | 24 °C/min    | as quenched                       | 12.9                              | —        | 14.5           |
|          |              | 21                                |                                   | 0.92     | 13.5           |
|          | 10 °C/min    | as quenched                       | 11.6                              | —        | 14.3           |
|          |              | 21                                |                                   | —        | 14.4           |
| Cr-Mo    | 37 °C/sec    | as quenched                       | 39.4                              | —        | 5.0            |
|          |              | 23                                |                                   | 0.87     | 6.9            |
|          | 24 °C/min    | as quenched                       | 39.8                              | —        | 9.5            |
|          |              | 20                                |                                   | —        | 9.0            |
|          |              | 23                                |                                   | 0.82     | 8.2            |
|          | 40 °C/h      | as quenched                       | 28.6*                             | —        | 28.4           |
|          |              | 20                                |                                   | —        | 23.0           |

\* Ferrite grain

とともに遷移温度は上昇しはじめており、さらに  $TP=21 \times 10^3$  をこえると  $E_c$  も低下しはじめる。すなわち、Cr-Mo 鋼における靱性の変化は、Mn-Ni-Mo 鋼における変化より遅れて生じるが、本質的には同じ現象が生じうることに注意しなければならない。両鋼種間のこのような相違は、Fe および C の拡散に影響を与える合金元素量の差に基づくと考えられる。

靱性の低下が問題になることの多い極厚鋼板では、上に述べたような焼もどしとともに遷移温度が上昇する領域の存在は好ましくない。極厚鋼板の焼もどし、溶接後熱処理条件の決定に際してはこの点に十分留意すべきであり、できれば遷移温度が最低値を示す TP の範囲を使用することが、より高い強度と同時に靱性を確保できること、TP のわずかな変動にたいしても靱性の変化が少ないことなどの点から望ましい。

## 5. ま と め

商用規模で製作された圧力容器用 Mn-Ni-Mo

鋼および Cr-Mo 鋼を用い、焼入れ冷却速度、焼もどし条件をかえたときの引張、衝撃特性および組織の変化を調査した。得られたおもな結果は次のとおりである。

- (1) 降伏強さ、引張強さおよび硬さは、焼もどしとともに単調に減少するが、焼入れ冷却速度が小さい場合、 $TP=18 \times 10^3$  までの焼もどしによる変化は少ない。
- (2) 伸び、絞りおよび飽和吸収エネルギーは、 $TP=18 \times 10^3$  以上の焼もどしによって急増し、以後焼もどしとともに最大値を示したのち低下する。 $TP=18 \times 10^3$  以上の、同じ TP の焼もどし後の伸び、絞りおよび飽和吸収エネルギーは、焼入れ冷却速度の影響をあまりうけない。
- (3) 遷移温度は焼もどしとともに最初低下し、最低値を示したのち再び上昇する。遷移温度が最低値を示す TP は、Mn-Ni-Mo 鋼では  $18.5 \times 10^3 \sim 20 \times 10^3$  であり、焼入れ冷却速度が早いほど大きくなるが、Cr-Mo 鋼では  $TP=20 \times 10^3$  であり、焼入れ冷却速度の影響をあまりうけない。遷移温度の最低値は焼入れ冷却速度が早いほど低い。

## 参 考 文 献

- 1) 長島、森、土生、千々岩：鉄と鋼，51 (1965) 11, 2037
- 2) 宮野、島崎、長谷川：日本製鋼所技報，(1971) 29, 11
- 3) 佐藤、榎並、楠原、林：川崎製鉄技報，4 (1972) 3, 375
- 4) J.H.Hollomon and L.D.Jaffe：Trans. AIME, 162 (1945), 223
- 5) 小野寺、宮野、山田、千葉：鉄と鋼，52 (1966) 4, 594
- 6) 宮野、足立：鉄と鋼，56 (1970) 13, 1757
- 7) 薄田、辻：鉄と鋼，57 (1971) 7, 1213