

## 論 文

UDC 669.15'24'26'28-194 : 669.112.227.33/.34 : 539.537

中炭素 Ni-Cr-Mo 鋼のマルテンサイト  
およびベイナイトの衝撃靱性\*

中 島 宏 興\*\*・荒 木 透\*\*\*

Impact Toughness of Martensite and Bainite in Medium  
Carbon Ni-Cr-Mo Steels

Hiro-oki NAKAJIMA and Toru ARAKI

## Synopsis:

Impact toughness values of martensite and bainite formed at 350°C and below in 0.34% C- and 0.54% C-Ni-Cr-Mo steels were compared at equivalent hardness levels, and factors which affect the toughness of both structures were discussed. Transition temperature of bainite lowered with decreasing transformation temperature over a wide range of hardness. Transition temperature of bainite which was formed just above  $M_s$  was similar to that of martensite at high and low hardness levels. But at intermediate tempering temperatures martensite showed lower impact transition temperature than bainite. Upper shelf energy value of bainite transformed at low temperature was slightly higher than that of martensite. Increase of carbon content increased appreciably the transition temperature of bainite, as compared at the same transformation temperature, but the transition temperature of martensite was scarcely varied except at low hardness level. Decrease of transition temperature of bainite was observed, when bainite coexisted with martensite by isothermal transformation below  $M_s$  or by up-quenching treatment to the temperature above  $M_s$ . The transition temperature of mixed structures, however, seemed not to decrease below that of martensite. In a 0.54% C-Ni-Cr-Mo steel, increase of prior austenite grain size caused an increase in the transition temperature of bainite but no change was observed for martensite, although upper shelf energy value was decreased with increase of austenite grain size in both structures. Good correlation was obtained between  $T_{p5}$  and cleavage facet size in the various microstructures.

(Received Jan. 10, 1972)

## 1. 緒 言

低合金構造用鋼の顕微鏡組織と靱性との関係については多くの研究がなされている。一般にフェライト、ベイナイト、マルテンサイトの順に靱性が向上するので、調質処理としては、完全にマルテンサイトにした後に焼もどすのがよいとされている。しかし特定の条件下においては必ずしもこの順序が成立しないことや、焼入れひずみなど焼入れに伴う他の理由から、マルテンサイトに代わりうる組織としてベイナイトがとり上げられることがある。そして両組織の靱性についても多くの研究がなされてきたが、まだ完全に明らかにされたとはいえない。本報告では、中炭素の Ni-Cr-Mo 鋼についてマルテンサイトおよびベイナイトの靱性をいろいろな点から比較し、さらに両者の靱性に及ぼす因子を検討した。

## 2. 試料と実験方法

## 2.1 供 試 材

試料は市販の S35C を主原料とし、高周波誘導炉で大気溶解した後に 50 kg 鋼塊に铸込んだ。この鋼塊を 1200°C×1hr→1150°C×30 min の加熱後に 13 mm 角に鍛圧した。そして 900°C×1hr→300°C×2hr→680°C×5hr の熱処理を行なった後に供試材とした。供試材の化学成分を Table 1 に示す。A 鋼は B 鋼に比べて炭素量が 0.2% 低い。そして変態の潜伏期を長くするために

\* 昭和45年4月、昭和46年4月 本会講演大会にて発表

昭和47年1月10日受付

\*\* 金属材料技術研究所

\*\*\* 東京大学工学部 工博

Table 1. Chemical composition of samples (%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu
A	0.34	0.28	1.41	0.011	0.020	1.79	1.00	0.30	0.08
B	0.54	0.30	0.86	0.012	0.020	1.81	1.02	0.29	0.08

Mn をやや多く添加した。M<sub>s</sub>\* はA鋼で 303°C, B鋼で 230°Cであった。

2.2 熱 処 理

オーステナイト化は塩浴中で 850°C×20 min とした。マルテンサイトは油焼入後液体窒素中にサブゼロして生成させた。ベイナイトおよび M<sub>s</sub> 以下におけるマルテンサイト+ベイナイト混合組織は塩浴中で等温保持することによって生成させた。また、M<sub>s</sub> 以上におけるマルテンサイト+ベイナイト混合組織は、いつたん M<sub>s</sub> 以下の温度に焼入れて目的の量のマルテンサイトを生成させた後に、M<sub>s</sub> 以上の温度に昇温して等温保持することによって生成させた(この処理を昇温焼入れとよぶ)。これらの等温保持においては、あらかじめ測定した変態挙動のデータを用いて、変態が完全に終了するように十分な時間を用いた。

焼もどしは塩浴中に行ない油冷した。マルテンサイトでは 530°C 付近の温度で 1 hr 焼もどした場合には、高温の焼もどし脆性が認められたので、焼もどしはできるだけ 450°C 以下および 580°C 以上で保持時間を変化させることによって行なった。やむをえず中間の温度を用いる場合には、保持時間を 2~5 min と短くすることによって焼もどし脆性の影響を除いた。

オーステナイト結晶粒度の影響の実験では、オーステナイト化処理は真空石英管中で 850~1 200°C で 30 min 加熱し続いて塩浴中で 850°C × 5 min 保持した。

2.3 衝 撃 試 験

衝撃試験片は 2 mm V ノッチ切欠で、熱処理の際に均一な組織が得られるように、3×10×55 mm のサブサイズとした。ベイナイト変態の開始は M<sub>s</sub> 以下においてもまた昇温焼入れにおいても著しく促進される<sup>1)</sup> ので、本実験鋼においては標準サイズの衝撃試験片で均一な組織を得ることが不可能であったからである。衝撃試験は最大能力 5 kg m のシャルピー衝撃試験機を用いて行なった。遷移温度は 50% 破面遷移温度 (vT<sub>50</sub>) を採用した。

2.4 組織および破面の観察

電顕による微細組織観察の薄膜は、10°C の酢酸 135 ml-水 7 ml-クロム酸 25 g 電解液を用いて作成した。

衝撃試験後の破面は主として走査型電顕によつて観察したが、二段レプリカによる電顕観察も行なつた。また、横断面の観察のためには破面を Ni メッキした。

3. 結 果

3.1 マルテンサイトおよび M<sub>s</sub> 以上で生成したベイナイトの衝撃靱性

マルテンサイトおよび M<sub>s</sub>~350°C で生成したベイナイトを焼もどしたときの vT<sub>50</sub> とかたさの関係を Fig. 1 および 2 に示す。ベイナイトの vT<sub>50</sub> は、同一のかたさで比較した場合に、生成温度の低下とともに低下し、しかも実験したほとんどのかたさ範囲においてほぼ一様に低下している。ベイナイトとマルテンサイトの vT<sub>50</sub> を比較すると、ベイナイトの vT<sub>50</sub> はかたさの低下に対してほぼ直線的に低下するが、マルテンサイトの vT<sub>50</sub> はやや複雑な挙動をする。そして両組織の vT<sub>50</sub> は高強度と低強度において接近し、中強度において大きな差を生じるが、その原因はマルテンサイトの側にあるようである。

マルテンサイトの vT<sub>50</sub> は、300~350°C × 1hr の焼もどしでは、かたさの低下にもかかわらずむしろ上昇し、M<sub>s</sub> 直上で生成したままのベイナイトの vT<sub>50</sub> にほぼ等しくなる。A鋼の 305°C で生成したままのベイナイト

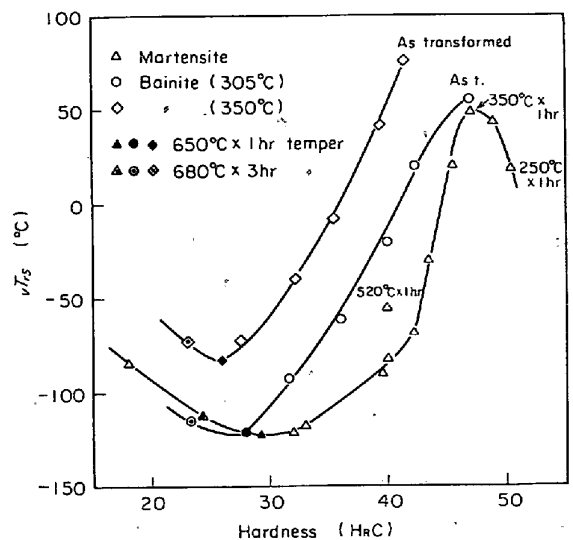


Fig. 1. vT<sub>50</sub> of tempered martensite and bainite of A steel.

\* 本実験での M<sub>s</sub> は顕微鏡組織観察によつて 0.1% のマルテンサイトが認められる温度とした。

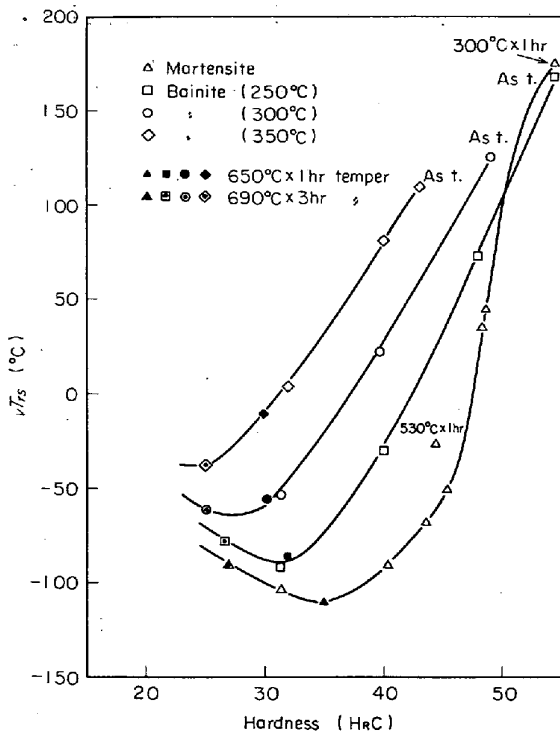
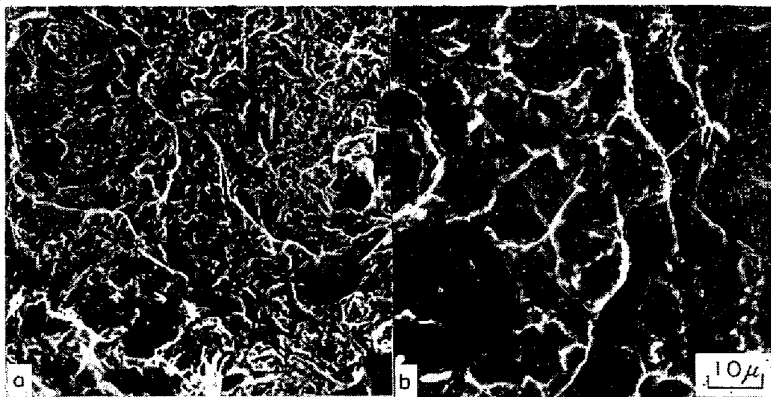


Fig. 2.  $vT_{rs}$  of tempered martensite and bainite of B steel.



a. As transformed bainite at 305°C  
b. Martensite tempered at 350°C for 1hr

Photo. 1. Brittle fracture surface of bainite and martensite at the similar hardness of HRC 47.5 (A steel).

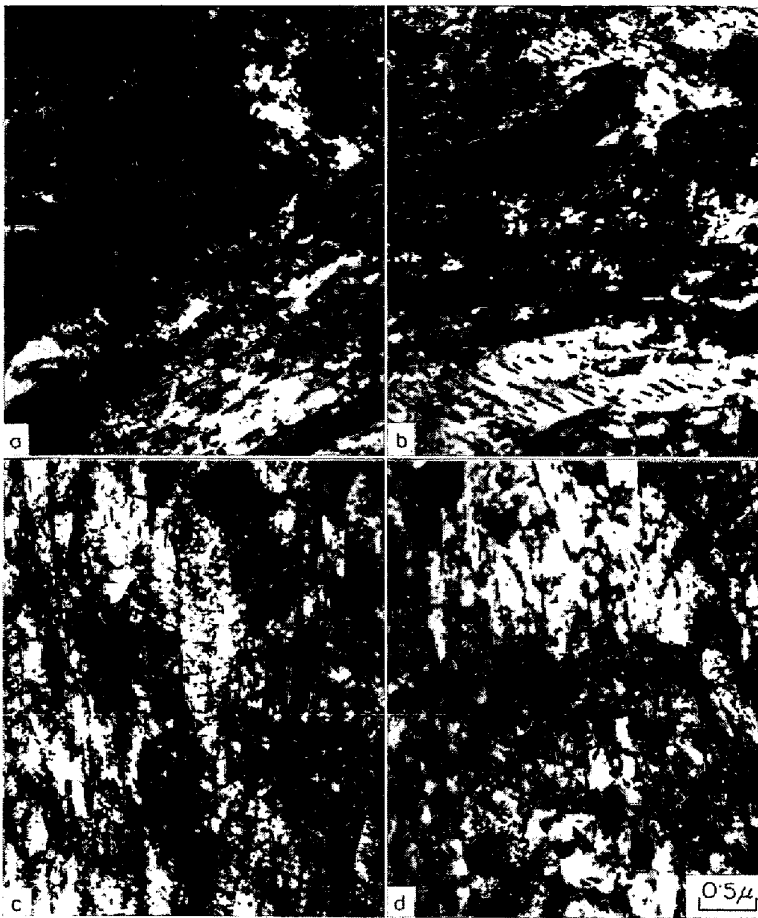
と 350°C×1hr で焼もどしたマルテンサイトはほぼ同一のかたさと  $vT_{rs}$  を示すが、両者の脆性破面は Photo. 1 に示すように、ベイナイトでは粒内の擬へき開破壊が主体となつているのに対して、マルテンサイトでは低温の焼もどし脆性のために粒界破壊が主体となつている。低温の焼もどし脆性の原因としては、粒界におけるフィルム状の炭化物の析出によるものとする考え<sup>2)</sup> が最も広く受け入れられている。本鋼でも炭化物がベイナイトでは lath の内部にのみ観察されたのに対して、マルテンサイトでは lath 境界や元のオーステナイト粒界にも観察された

ことは、低温焼もどし脆性に粒界炭化物が重要な役割を果たしていることを示しているようである。

焼もどし温度が 350°C をこえると、マルテンサイトの  $vT_{rs}$  は急激な低下を示し、低下の勾配はベイナイトのそれよりかなり大きい。これは、焼もどし温度の上昇と共に粒界破壊の量が減少し、その効果が強度低下の効果に重複して現われるためである。そしてやがて両組織の  $vT_{rs}$  には最も大きな差が生じ、マルテンサイトは  $M_s$  直上で生成したベイナイトと比べても約 80°C も低い  $vT_{rs}$  を示す。ところで、マルテンサイトでは 1hr の焼もどしを行なうと、この  $vT_{rs}$  に最大の差が生じる付近のかたさはちょうど高温の焼もどし脆性の現われる温度域に相当し、Fig. 1 および 2 に示すようにその  $vT_{rs}$  はかなり上昇する。

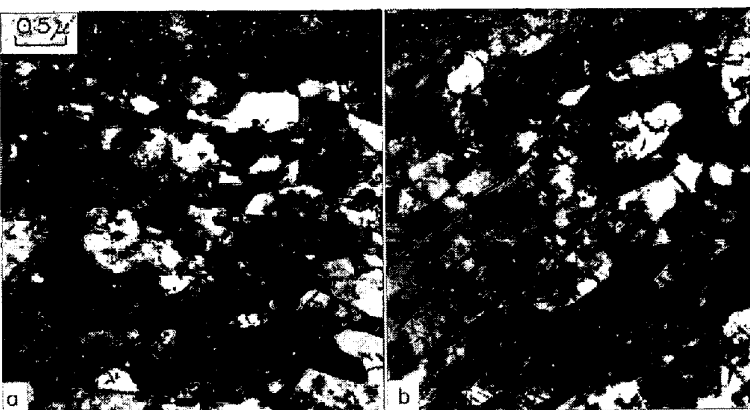
$vT_{rs}$  における最大差の点を過ぎてさらにかたさが低下すると、マルテンサイトの  $vT_{rs}$  の低下の勾配はベイナイトのそれよりも逆に小さくなり、両組織の  $vT_{rs}$  は次第に接近する。この範囲の焼もどし条件におけるベイナイトとマルテンサイトの炭化物の析出状態を比べると、前者ではほとんど lath の内部にのみ存在しているのに対して、後者では lath 内部のみならず lath 境界にも連続的に析出しており、しかも低温の焼もどしの場合よりもかなり粗大化している (Photo. 2)。炭化物がへき開クラックの発生をひきおこす可能性は大きいと考えられるが<sup>3)</sup>、その効果は、炭化物が粒内に存在する場合よりも、すべり方向の変化する粒界に存在する場合の方が大きいであろう。マルテンサイトの  $vT_{rs}$  の挙動は、強度低下による効果にこのような粒界炭化物による逆の効果に加わった結果と考えられる。

約 650°C×1hr 以上の焼もどし条件になると、マルテンサイトのみならずベイナイトも、かたさの低下にもかかわらずその  $vT_{rs}$  はかえって上昇する (ただし B 鋼のベイナイトでは  $vT_{rs}$  の最低になる温度は生成温度の上昇とともにさらに高くなつた)。この原因としてはフェライト結晶粒の成長と炭化物の凝集があげられる<sup>4)~6)</sup>。A 鋼のマルテンサイトおよびベイナイトの  $vT_{rs}$  は、680°C×3hr の焼もどしでは上昇を始めているが、このときの組織を Photo. 3 に示す。両組織とも低温の焼もどしに比べてサブグレインが成長し、再結晶が始まりかけている状態と思われる。このときの結晶粒の大きさは、もとの lath の幅と比べると、マルテンサイトではやや大きくなつているが、ベイナイトではほぼ同様である。一方、炭化物はマルテ



a. Bainite formed at 350°C and tempered at 430°C for 1hr (H<sub>R</sub>C 39.5)  
 b. Bainite formed at 305°C and tempered at 525°C for 5min (H<sub>R</sub>C 40.0)  
 c. Martensite tempered at 580°C for 2min (H<sub>R</sub>C 39.6)  
 d. Martensite tempered at 620°C for 1hr (H<sub>R</sub>C 32.0)

Photo. 2. Microstructures of tempered bainite and martensite (A steel).



a. Bainite formed at 305°C and tempered at 680°C for 3hr  
 b. Martensite tempered at 680°C for 3hr

Photo. 3. Microstructures of bainite and martensite (A steel).

凝集の影響を強くうけていると考えられる。

つぎに衝撃エネルギー遷移曲線における上部 shelf エネルギー値は、Fig. 3 に示すように、一般にかたさの低下と共に増加するが、マルテンサイトでは低温の焼もどし脆性域に相当する温度における焼もどしにおいて低下がみられるようである。同一のかたさ水準においてマルテンサイトとベイナイトを比較すると、350°C で生成したベイナイトの上部 shelf エネルギー値はマルテンサイトのそれよりやや低いが、300 および 250°C で生成したベイナイトでは逆にやや高くなっている。この結果は HEHEMANN らの 4340 鋼についての結果<sup>7)</sup> と一致している。

M<sub>0</sub> 直上で生成したままのベイナイトと同じ強度をマルテンサイトで得るためには、マルテンサイトを低温の焼もどし脆性域に相当する温度で焼もどさなければならない場合が多く、両組織の靱性の優劣が問題になる。本実験鋼について両者の靱性を比較すると、 $v_{T_{rs}}$  はほぼ同一の値になるが (Fig. 1 および 2)、上部 shelf エネルギー値はベイナイトの方がややすぐれた結果を示した (Fig. 3)。A 鋼において 305°C で生成したままのベイナイトと 350°C で 1hr 焼もどしたマルテンサイトについて (両者はほぼ同一のかたさを有する)、切欠の鋭さをかえたときの衝撃エネルギー曲線は Fig. 4 のようになる。切欠が標準の 0.25 mmR の場合にはベイナイトの方が全温度範囲にわたって高い衝撃エネルギー値を有するが、切欠が鋭くなると両組織の衝撃エネルギー値にはあまり差がなくなる。破線に対する実線のエネルギー曲線の差は、主として、切欠形状の違いによる巨視的なクラックの発生に必要なエネルギー値の差に相当すると考えられる\*。そしてベイナイトでは、350°C × 1hr 焼もどしのマルテンサイトに比べて、この値が大きく、これが Fig. 3 の上部 shelf エネルギー値において両者の間に差を生じさせたおもな原因であると考えられる。一方、発生エネルギーよりも伝ばのエネルギーの割合が大きいとされる疲労クラック切欠のエネルギー値において、両組織間にほとんど差がなかつ

たことは、同じく伝ば過程に関連していると考えられる

\* 0.25 mmR 切欠の低温側のエネルギー値には余分の弾性エネルギーが含まれている可能性があるが、その他の場合のエネルギー値はほとんどクラック発生エネルギーと伝ばエネルギーの和から成ると考えてよいであろう。

ンサイトではもちろんであるが、ベイナイトでもサブグレイン粒界における凝集が認められる。これらのことから、高温の焼もどしでおこる  $v_{T_{rs}}$  の上昇は、少なくとも最初の段階では、結晶粒の粗大化よりも粒界炭化物の

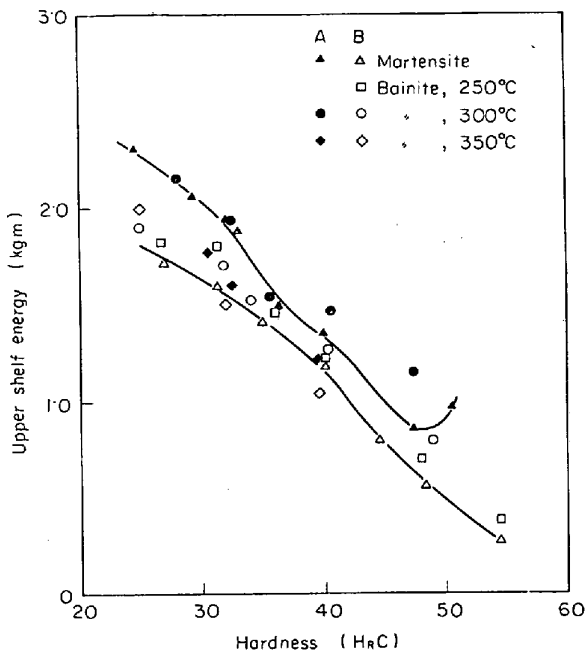


Fig. 3. Upper shelf energy of martensite and bainite for A and B steel.

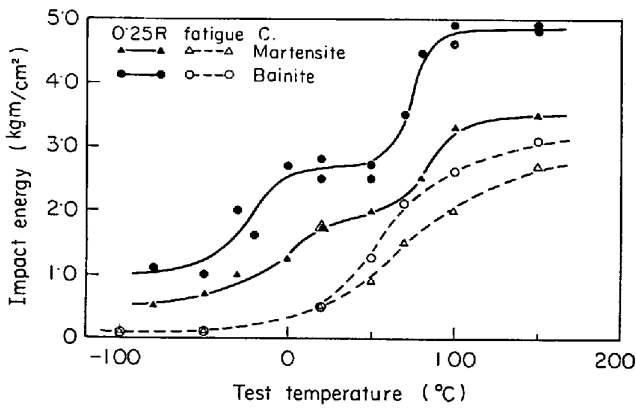


Fig. 4. Effect of notch radius on the impact energy values of bainite and martensite (A steel). Bainite is as transformed at 305°C, martensite is tempered at 350°C for 1hr and both have the similar hardness of HRC 47.5. — : 0.25 mm radius, ---- : fatigue crack.

$vT_{rs}$  における両組織の結果とも対応している。

### 3.2 $M_s$ 以下におけるマルテンサイト+ベイナイト混合組織の $vT_{rs}$

Fig. 1 に示したように、 $M_s$  以上で生成したベイナイトの  $vT_{rs}$  は生成温度の低下とともに低下するが、このことが  $M_s$  以下の温度においても成立するかどうかを調べた。Fig. 5 に A 鋼を 350~220°C に等温保持してえられた組織を HRC 32 に焼もどしたときの、 $vT_{rs}$  と等温保持温度との関係を示す。 $vT_{rs}$  は  $M_s$  以下においても

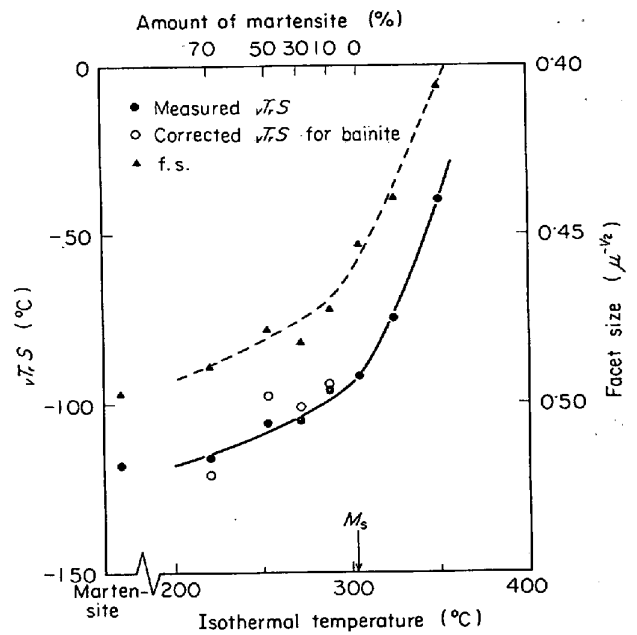


Fig. 5.  $vT_{rs}$  and cleavage facet size for the various microstructures formed in isothermal transformation (A steel). All structures have the similar hardness of HRC 32.

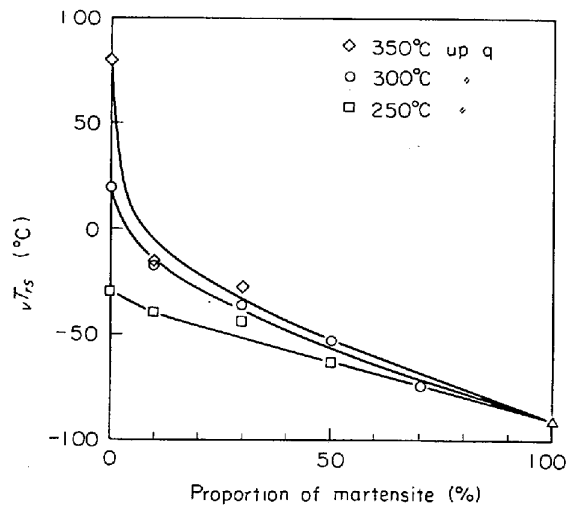


Fig. 6. Influence of up-quenching on  $vT_{rs}$  of bainite (B steel). All structures have the similar hardness of HRC 40.

生成温度の低下と共に低下するが、曲線には  $M_s$  において屈曲点が現われ、生成温度に対する  $vT_{rs}$  の低下の勾配は  $M_s$  以下では小さくなっている。そして  $M_s$  以下における等温保持組織によつても、マルテンサイトよりも低い  $vT_{rs}$  をうることは困難なようである。 $M_s$  以下では Fig. 5 に示すような比率のマルテンサイトとベイナイトの混合組織から成る。そこで混合組織の  $vT_{rs}$  が両組織の混合量に比例した算術平均によつて得られたと

仮定して、各混合組織における焼もどし条件のマルテンサイトの  $vT_{rs}$  を用いて各混合組織中のベイナイトの  $vT_{rs}$  を計算してみると Fig. 5 の白印のようになり、やはり  $M_s$  を境にして勾配が小さくなっている。この結果から、ベイナイトの  $vT_{rs}$  は  $M_s$  以下では先に生成したマルテンサイトの影響をうけ、生成温度の低下による効果を減少させられていると考えられる。

### 3.3 昇温焼入れにおけるマルテンサイト+ベイナイト混合組織の $vT_{rs}$

0.6%C-Ni-Cr-Mo 鋼について、昇温焼入れによつて得られるマルテンサイト+ベイナイト混合組織の  $vT_{rs}$  は、ベイナイトのみの組織の  $vT_{rs}$  よりも低下することを報告したが<sup>8)</sup>、本報告ではさらに詳細に追求した。

Fig. 6 は B 鋼について、250, 300, 350°C への昇温焼入れ組織を同一かたさ (HRC 40) に焼もどしたときの  $vT_{rs}$  とマルテンサイト量の関係を示す。混合組織になると、ベイナイトのみの組織に比べて  $vT_{rs}$  は低下し、しかもその程度はベイナイトの生成温度が高いほど大きくなる。そこで  $vT_{rs}$  には、ベイナイトのみの組織では生成温度によつて著しい差が生じるが、混合組織では生成温度による差は小さくなる。さらに  $vT_{rs}$  の低下は、混入したマルテンサイト量に比例せず、最初の 10% においてとくに著しい。

これらのことは、一般に昇温焼入れによるマルテンサイト+ベイナイト混合組織の  $vT_{rs}$  は、 $M_s$  以下の混合組織の場合と同様に、単純な混合効果によつては規定されないことを示している。そしてこの場合には、マルテンサイトの混入がベイナイトの  $vT_{rs}$  の低下に対して有利な効果を及ぼし、しかもその効果はベイナイトの生成温度が高いほど著しい。

### 3.4 $vT_{rs}$ とへき開破面単位の大きさとの関係

結晶粒度は靱性を支配する重要な因子であり、結晶粒度が小さくなると  $vT_{rs}$  が低下することはよく知られている<sup>5)6)9)~12)</sup>。この場合、靱性に有効な結晶粒度が何であるかということが重要である。TURKALO<sup>12)</sup> はフェライト+パーライトおよび上部ベイナイトについてはオーステナイト結晶粒を、そして下部ベイナイトおよびマルテンサイトについてはそれぞれの plate を有効な結晶粒と考えた。最近、有効な結晶粒としてへき開破面単位を採用することが提案され、各組織について  $vT_{rs}$  とへき開破面単位の大きさとの間により相関関係があることが示された<sup>13)~16)</sup>。へき開破面単位は、フェライト+パーライト組織ではほぼフェライト粒に相当し<sup>14)17)</sup>、ベイナイトおよびマルテンサイト組織ではほぼ同一の方位をもつた lath のグループから成ること<sup>13)~16)</sup> が報告されて

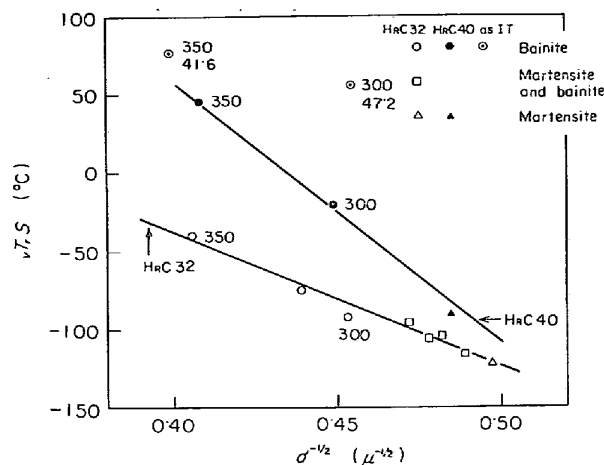


Fig. 7. Relation between  $vT_{rs}$  and cleavage facet size (A steel). Numbers beside plotted data show the transformation temperature and HRC value.

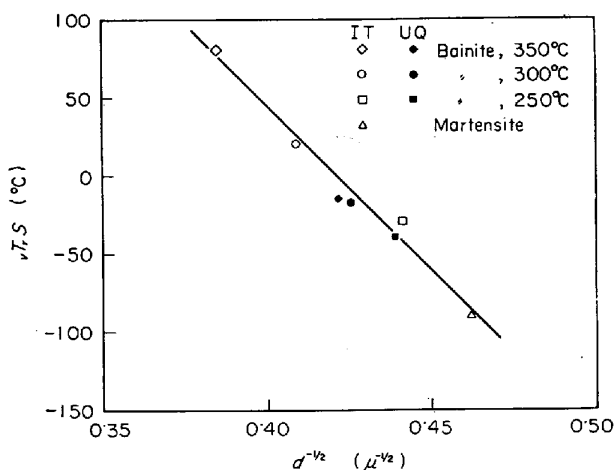
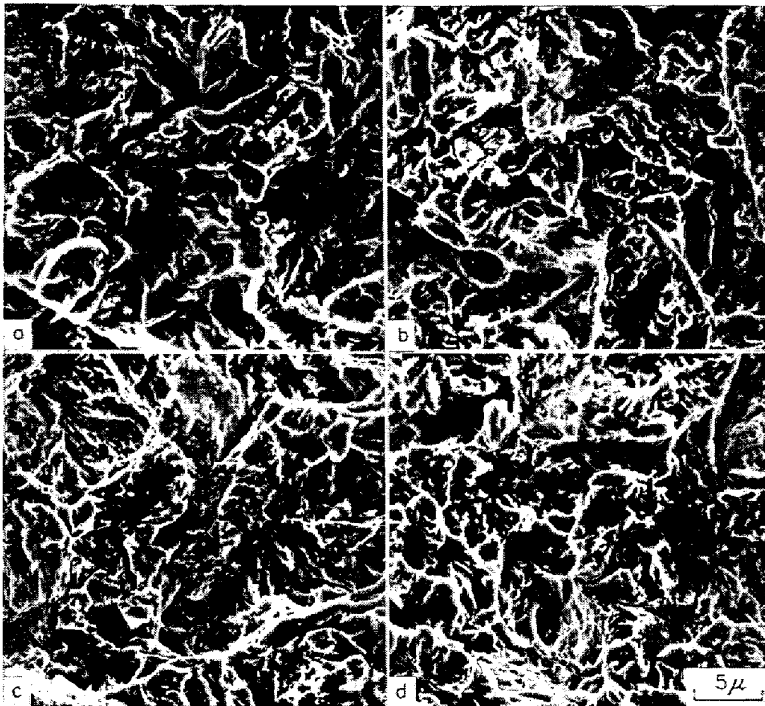


Fig. 8. Relation between  $vT_{rs}$  and cleavage facet size (B steel). Structures are bainite transformed isothermally, 10% martensite and 90% bainite formed by up quenching, and martensite. All have the similar hardness (HRC 40).

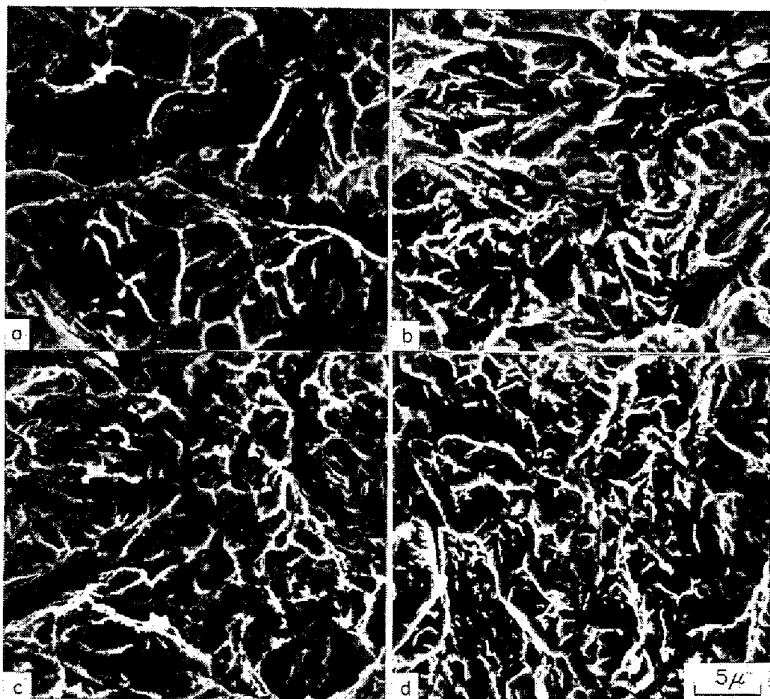
いる。

Fig. 7 および 8 に各組織の  $vT_{rs}$  とへき開破面単位の大きさとの関係を示す。Photo. 4 および 5 は代表的な組織の脆性破面である。本実験における破面単位の大きさは、大きな塑性変形を伴つてつながつた境界、破壊の進行において不連続的につながつた境界、および破壊の進行方向が大きく変化した境界によって囲まれた領域の長径と短径の平均値によつて表わした。同一かたさにおいては、組織に関係なく、 $vT_{rs}$  とへき開破面単位の大きさの  $-1/2$  乗との間にはほぼ直線的な関係がなり立ち、こ



a. Bainite formed at 350°C and tempered at 580°C for 35 min.  
 b. Bainite formed at 305°C and tempered at 600°C for 25 min.  
 c. Martensite and bainite formed at 253°C and tempered at 600°C for 1 hr.  
 d. Martensite tempered at 620°C for 1 hr.

Photo. 4. Fractographs of A steel fractured at  $-196^{\circ}\text{C}$ .  
 All have the similar hardness (HRC 32).



a. Bainite formed at 350°C  
 b. Bainite formed at 250°C  
 c. 10% martensite and 90% bainite formed by up-quenching to 350°C  
 d. 10% martensite and 90% bainite formed by up-quenching to 250°C

Photo. 5. Fractographs of B steel fractured at  $-196^{\circ}\text{C}$ .  
 All structures were tempered to the similar hardness (HRC 40).

れら各組織における  $vT_{rs}$  の変化が上述のような考えによる結晶粒度の変化によつて説明できる。

Fig. 5 の各組織のへき開破面単位の大きさを等温保持温度に対してプロットすると、Fig. 5 の破線のようになり  $vT_{rs}$  の曲線と同様な傾向を示す。すなわち、 $M_s$  以下における混合組織では、等温保持温度の低下によるへき開破面単位の大きさの減少は、 $M_s$  以上のベイナイトに比べると小さくなっている。そしてこのことが、 $M_s$  以下において  $vT_{rs}$  があまり大きく低下しない原因になつていゝと考えられる。

Fig. 8 の黒印は、昇温焼入れによる 10% マルテンサイト + 90% ベイナイト混合組織の測定値である。生成温度の高いベイナイトほど破面単位の大きさの減少が大きく、Fig. 6 の  $vT_{rs}$  の変化とよく対応している。へき開破面単位の大きさの変化におけるこのような差の原因としては、マルテンサイトによるオーステナイト結晶粒の細分化の効果の差が考えられる。すなわち、ベイナイトのへき開破面単位の大きさは生成温度が高くなるほど大きくなるので、このような細分化の効果も生成温度が高くなるほど大きくなるためであろう。したがつて、生成温度の低いベイナイトでも、オーステナイト結晶粒度が大きくてへき開破面単位が大きき場合には、この効果も明りょうに現われることが期待される。実際、250°C で生成したベイナイトの  $vT_{rs}$  は、10% マルテンサイト + 90% ベイナイト混合組織にすることによつて、850°C のオーステナイト化の場合には  $-10^{\circ}\text{C}$  から  $-20^{\circ}\text{C}$  へ低下した (Fig. 6) のみであるのに対して、1200°C のオーステナイト化の場合には  $-42^{\circ}\text{C}^*$  から  $-84^{\circ}\text{C}^*$  へ低下した。

### 3.5 マルテンサイトおよびベイナイトの衝撃靱性に及ぼす炭素量の影響

CINA, JUBB<sup>6)</sup> は 0.18~0.30% C の 3% Cr-0.5% Mo 鋼について、マルテンサイトおよびベイナイトの  $vT_{rs}$  はほぼ同一の強度に焼もどした場合、炭素量 0.1% の増加についてそれぞれ 50 および 58°C 上昇することを報告している。

一方、腰塚ら<sup>18)</sup>によると 5% Ni-0.5% Mo 鋼に

\* 焼もどし脆性の影響をさけるために、Fig. 6 の場合よりも高い焼もどし温度 (650~660°C) を用いたので、かたきは HRC 32 になり、 $vT_{rs}$  の絶対値は Fig. 6 の場合よりも低くなつていゝ。

において、炭素量が 0.14% から 0.28% に増加した場合、ベイナイトの  $vT_{rs}$  は著しく上昇するが、マルテンサイトの  $vT_{rs}$  における上昇はわずかであった。

本実験の Ni-Cr-Mo 鋼では炭素量は 0.34% と 0.54% であるが、Fig. 1 および 2 から両鋼の  $vT_{rs}$  は一般的には、マルテンサイトにおいてはあまり大きな差がなく、ベイナイトではやや大きな差がある。マルテンサイトにおいては、HRC 48~42 の範囲では、0.34% C 鋼の  $vT_{rs}$  は低温の焼もどし脆性の影響がより大きいために 0.54% C 鋼よりもむしろ高くなる。HRC 42~35 の範囲では両鋼の  $vT_{rs}$  はほぼ等しい。HRC 35 以下では 0.54% C 鋼の  $vT_{rs}$  は、同一のかたさにおいては 650°C × 1 hr 以上の焼もどしによる  $vT_{rs}$  の上昇の効果が 0.34% C 鋼よりも強く現われるために、0.34% C 鋼の  $vT_{rs}$  よりも高くなる。CINA らの結果は 720~750°C、腰塚らの結果は 315~600°C の焼もどしによってえられているので、両者の結論が異なるのは焼もどし条件の相違がおもな原因であると考えられる。

ベイナイトの  $vT_{rs}$  は、同一温度で生成したベイナイトについて比較すると、ほとんどのかたさ範囲において 0.2% の炭素量の増加によつて 40~60°C 高くなり、CINA ら<sup>6)</sup> や腰塚ら<sup>18)</sup> の結果とも定性的には一致している。一方、50°C の生成温度の低下はベイナイトの  $vT_{rs}$  を 50~60°C 低下させるから、この効果は 0.2% の炭素量の増加による効果を相殺することになる。

また、上部 shelf エネルギーの値は、マルテンサイト、ベイナイトともに実験したすべてのかたさ範囲において、炭素量の増加によつて低下している (Fig. 3)。

### 3.6 マルテンサイトおよびベイナイトの衝撃靱性に及ぼすオーステナイト結晶粒度の影響

一般に、オーステナイト結晶粒度が大きくなると変態によつて生成する組織の結晶粒度も大きくなり、 $vT_{rs}$  は上昇すると考えられている<sup>4)~6)9)~13)17)19)20)</sup>。フェライト組織では、フェライト結晶粒度は  $vT_{rs}$  を支配する主要因子でありオーステナイト結晶粒度に対応して変化するので、オーステナイト結晶粒度の粗大化は  $vT_{rs}$  の上昇をもたらす<sup>9)10)17)</sup>。

ベイナイト組織については、CINA, JUBB<sup>6)</sup> は 0.26% C-Cr-Mo 鋼について、連続冷却で生成した場合にオーステナイト結晶粒度番号の 1 の変化に対して  $vT_{rs}$  は 14°C 変化することを述べ、一方、松田ら<sup>15)</sup> は 0.12% C-Ni-Mo 鋼について、ベイナイトの  $vT_{rs}$  に及ぼすオーステナイト結晶粒度の影響は、ベイナイトの生成温度の低下とともに小さくなり 350°C ではほとんどなくなること報告している。

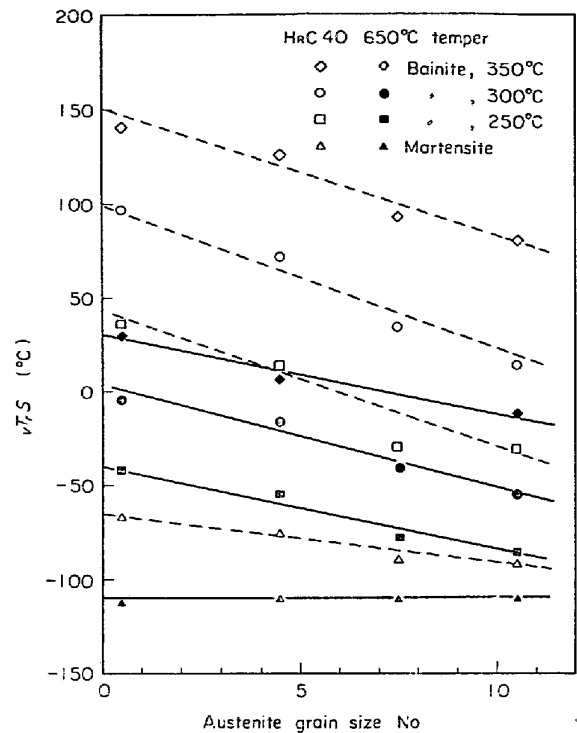


Fig. 9. Effect of austenite grain size on  $vT_{rs}$  of bainite and martensite (B steel).

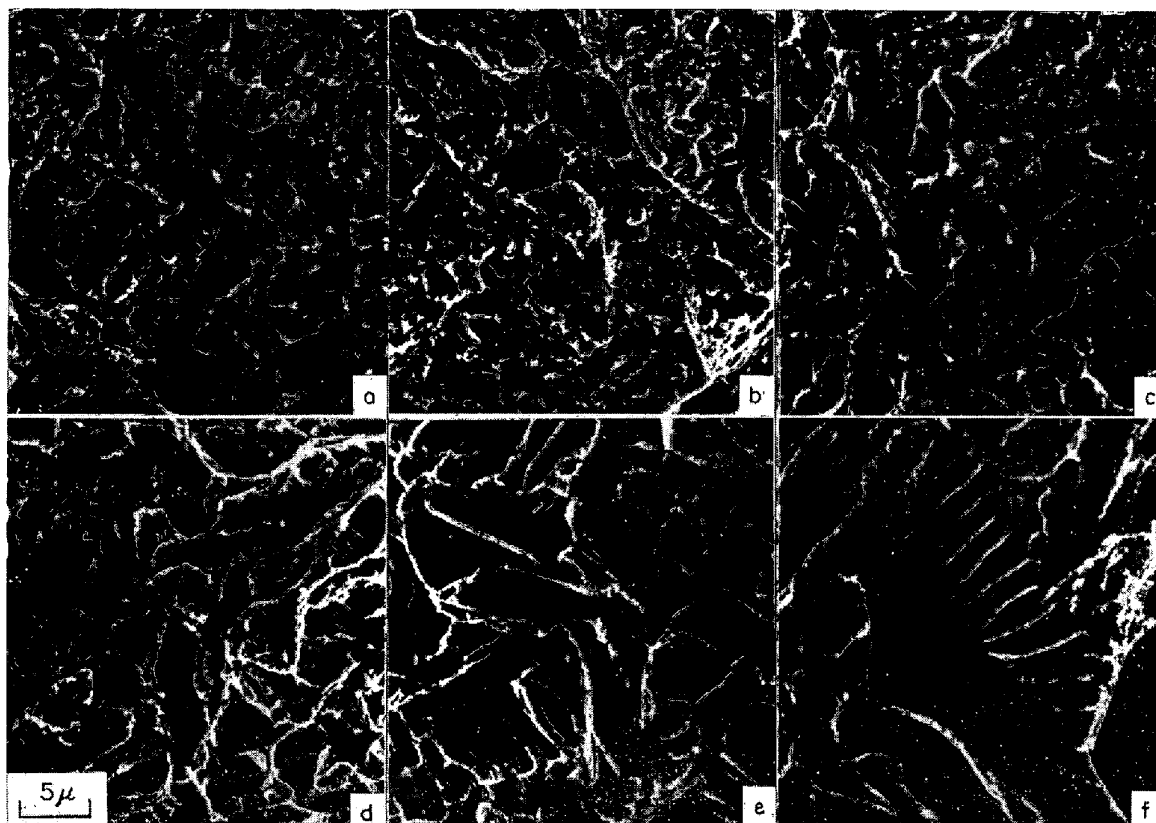
マルテンサイトについては、松田ら<sup>15)</sup>は 0.12% C-Ni-Mo 鋼について、オーステナイト粒度番号が 12 から 1 に減少した場合  $vT_{rs}$  は 130°C 上昇することを、そして HARDWICK, PIRT<sup>5)</sup> は 0.27% C-Cr-Mo 鋼について、粒度番号が 7.5 から 1 に変化すると  $vT_{rs}$  は約 70°C 上昇することを報告している。しかし CAPUS<sup>21)</sup> によると 0.33% C-Ni-Cr 鋼で、粒度番号が 7 から 0 に変化した場合  $vT_{rs}$  は 16°C しか上昇せず、また久保田ら<sup>19)</sup>によると低炭素低合金鋼について、炭素量が高くなると  $vT_{rs}$  のオーステナイト結晶粒度依存性が小さくなる。

0.54% C の B 鋼について、マルテンサイトおよび 250, 300, 350°C で生成したベイナイトを HRC 40 に焼もどしたときの  $vT_{rs}$  とオーステナイト結晶粒度との関係を Fig. 9 に示す。粒度番号が 10.5 から 0.5 に減少した場合、 $vT_{rs}$  の上昇はマルテンサイトでは約 20°C、ベイナイトでは 60~80°C であつた。この場合マルテンサイトの焼もどしは 600°C × 1hr であつたが、オーステナイト結晶粒が大きくなると焼もどし脆性によるかなりの量の粒界破壊が観察された。したがつてマルテンサイトの結果にはこの影響が含まれていると考えられる。

Fig. 9 の黒印の曲線は、これらの各組織を 650°C × 1 hr 焼もどしたとき\*の結果である。この焼もどし条件で

\* かたさはマルテンサイトで HRC 35, 250, 300, 350°C のベイナイトでそれぞれ 32, 31, 30.5 であつた。





a, b, c: Martensite, d, e, f: Bainite, Austenite grain size No: a, d—10.5, b, e—4.5, c, f—0.5

Photo. 6. Brittle fracture surface of bainite and martensite, when austenite grain size was varied (B steel). All were tempered at 650°C for 1hr.

は粒界破壊はごく少量しか観察されなかつた。そしてこの場合には、マルテンサイトの  $vT_{rs}$  には事実上変化が認められなかつた。一方ベイナイトでは、HrC 40 の場合よりもやや小さくなり 40~60°C 上昇した。

マルテンサイトの  $vT_{rs}$  に及ぼすオーステナイト結晶粒度の影響は、従来の報告を合わせて考えると、炭素量が高くなるにつれて小さくなり、ある炭素量以上（この量は鋼の化学成分によつて異なると思われる）ではほとんどなくなると考えられる。また、ベイナイトの  $vT_{rs}$  は結晶粒度の増大とともに上昇したが、粒度依存性に及ぼす生成温度の影響は 350~250°C の範囲では認められなかつた。

低炭素低合金鋼ではオーステナイト結晶粒が粗大化した場合、 $vT_{rs}$  の上昇に対応してへき開破面単位が大きさが增加することが報告されている<sup>13)15)</sup>。オーステナイト結晶粒度の変化に伴う脆性破面の変化を、マルテンサイトおよび 300°C で生成したベイナイトについて Photo. 6 に示す。また、Fig. 10 は両組織の  $vT_{rs}$  とへき開破面単位の大さの  $-1/2$  乗の関係である。オーステナイト結晶粒が粗大化した場合、へき開破面単位の大さは、ベイナイトでは増加するがマルテンサイトではほとんど変化せず、両組織における  $vT_{rs}$  の変化の相違によく対

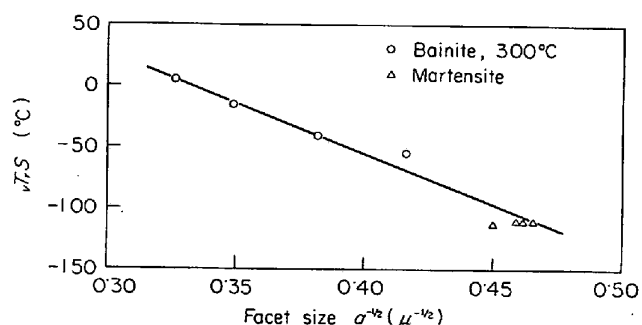
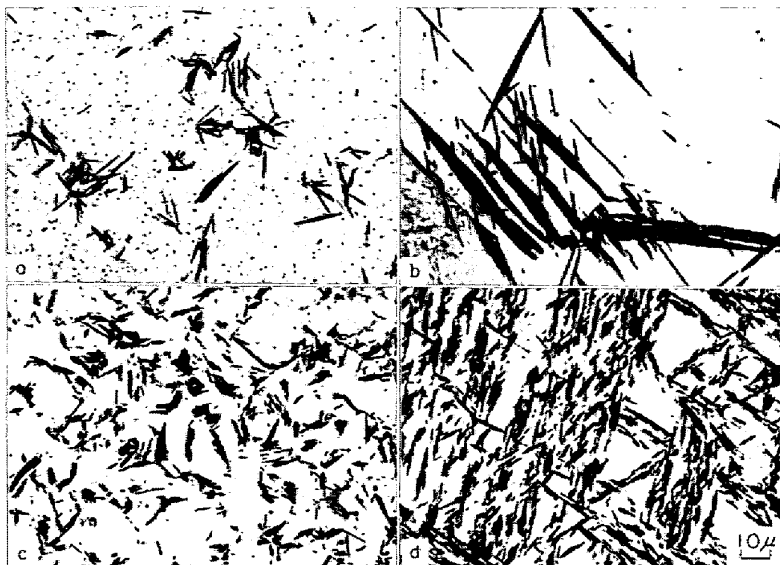


Fig. 10. Relation between  $vT_{rs}$  and cleavage facet size of bainite and martensite, tempered at 650°C for 1hr, when austenite grain size varied from No. 10.5 to 0.5 (B steel).

応している。

低炭素低合金鋼では、オーステナイト結晶粒が大きくなつても、マルテンサイト lath の大きさはほとんど変化しないことが報告されている<sup>4)</sup>。本実験の中炭素低合金鋼でも、オーステナイト結晶粒が粗大化した場合、マルテンサイトでは小数の大きな plate が観察されたが、大多数の plate の大きさはほとんど変わらなかつた。一方、ベイナイトの plate はオーステナイト結晶粒の粗大化とともに大きくなつた (Photo. 7)。オーステナイト結晶粒度が変化した場合、マルテンサイト plate の大きさ



a. Bainite, 850°C→300°C×540 sec→WQ  
 b. Bainite, 1 200°C→300°C×780 sec→WQ  
 c. Martensite, 850°C→222°C×20 sec→300°C×5 sec→WQ  
 d. Martensite, 1 200°C→220°C×20 sec→300°C×5 sec→WQ

Photo. 7. Effect of austenite grain size on the size of martensite and bainite plate (B steel).

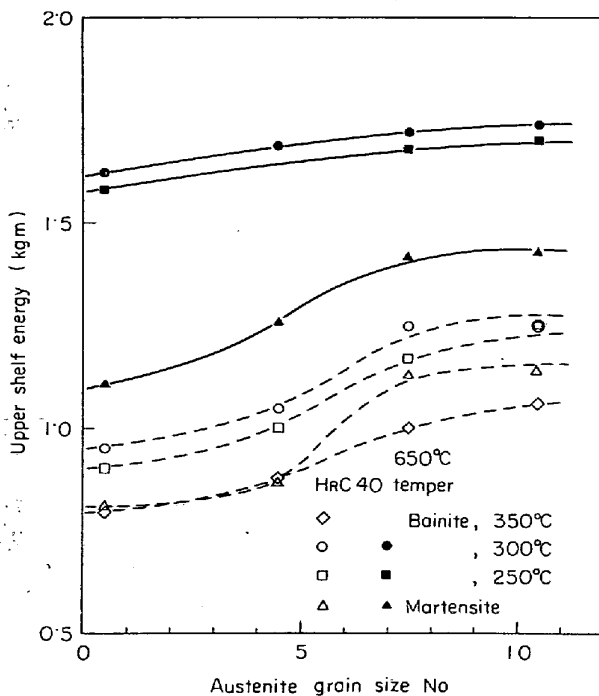


Fig. 11. Effect of austenite grain size on the upper shelf energy of bainite and martensite (B steel).

は炭素量にかかわらず変化しないにもかかわらず、へき開破面単位の大きさは低炭素鋼では変化する<sup>13)15)</sup>のに対して中炭素鋼ではほとんど変化しないのは、炭素量の増加にしたがつて  $M_s$  の低下とともにマルテンサイトの結晶学的形態が複雑になることと関連しているかもしれな

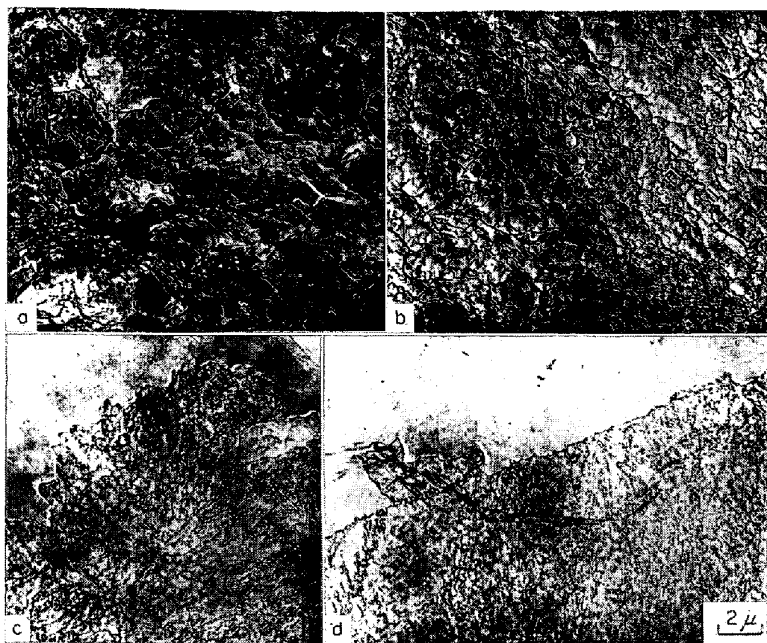
い。

つぎに、上部 shelf エネルギーの値は Fig. 11 に示すように、一般にオーステナイト結晶粒の粗大化とともに低下する。そして低下の程度はベイナイトよりもマルテンサイトの方が大きい。破面を観察すると、オーステナイト結晶粒度が小さい場合には、いくつかの dimple がグループになつて集まりこのグループを単位として方向が大きく変化している (Photo. 8 a および c)。ところが結晶粒が粗大になると、dimple グループの大きいものがみられるようになり (Photo. 8 b および d)、しかもベイナイトよりもマルテンサイトにより多く観察された。dimple グループのこのような変化は、dimple の生成に要するエネルギーを減少させると考えられ、Fig. 11 の結果の原因になつているのであろう。また、dimple グループの広い面はもとのオーステナイト粒界に沿っていることが多かつた (Photo. 8 d)。そこでこのような面がベイナイトよりマルテンサイトに多く観察されたことは、粒界炭化物の析出がマルテンサイトの方により多いことと関連していると考えられる。

#### 4. 考 察

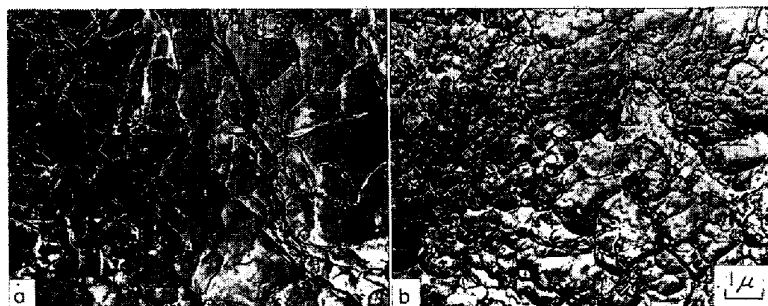
靱性とくに  $\sigma_{T_{rs}}$  を支配する主要因子としては、結晶粒度、強度、炭化物の形態が考えられる。まず結晶粒度については、一般に小さくなるほど  $\sigma_{T_{rs}}$  は低下する。結晶粒度としては変態前のオーステナイト粒度および変態後のフェライト粒度が考えられるが、実際に  $\sigma_{T_{rs}}$  を支配している結晶粒度を正確に把握することが重要である。

ベイナイトおよびマルテンサイトにおいては、ベイナイトの lath の大きさは生成温度の低下とともに小さくなり<sup>16)</sup>、マルテンサイトの lath は、さらにやや小さい (Photo. 2)。したがつて靱性を支配する因子となる結晶粒度として lath の大きさを考えても<sup>12)</sup>、本実験のベイナイトおよびマルテンサイトにおける  $\sigma_{T_{rs}}$  の相違を一応説明できる。しかし、オーステナイト結晶粒度が変化すると、マルテンサイトの lath の大きさが変化しなくても  $\sigma_{T_{rs}}$  が変化することが報告され<sup>13)</sup>、また本実験ではオーステナイト結晶粒度が変化しても  $\sigma_{T_{rs}}$  が変化しない場合があることがわかつた。そしてこれらの場合にも、へき開破面単位の大きさは  $\sigma_{T_{rs}}$  とよい対応をなし変化している。さらに、へき開破面単位の大きさは組織がマルテンサイト、ベイナイトのみでなくフェライト



Austenite grain size No. : a, c—10.5, b, d—0.5  
Impact energy : a, c—1.12 kgm, b, d—0.80 kgm

Photo. 8. Ductile fracture surface (a and b) and fracture profile (c and d) of martensite fractured at 100°C, when austenite grain size was varied (B steel).



a. A steel, impact energy at 100°C : 1.41 kgm  
b. B steel, impact energy at 100°C : 1.20 kgm

Photo. 9. Ductile fracture surface of bainite of A and B steels at similar hardness of HRC 40.

の場合にも  $vT_{rs}$  とよい対応をなしている<sup>14)17)</sup>。これらのことから、へき開破面単位の大きさは、靱性を支配する因子としての結晶粒度として、より一般的であると考えられる。

強度も  $vT_{rs}$  を支配する重要な因子であり、 $vT_{rs}$  は降伏強さの低下とともに低下する。本実験では強度はかたさによつて代表されているが、A鋼の二、三の組織について、 $vT_{rs}$  とへき開破面単位の大きさとの関係に及ぼすかたさの影響を調べた。その結果を Fig. 7 に示す。へき開破面単位の大きさはその組織の生成温度によつてほぼ一義的にきまり、少なくとも結晶粒の粗大化が起こるまでは、焼もどしによつてかたさが変化してもほとんど変化しない。一方、 $vT_{rs}$  は焼もどしによつてかたさが

変化すると著しく変化する。このように結晶粒度は  $vT_{rs}$  を支配する唯一の因子ではないのであつて、強度もきわめて重要な因子なのである。さらに、本実験では強度の変化を焼もどしによつて行なつているので、この場合、強度の変化だけでなく炭化物の形態や転位の配列などにも変化がおり、実験結果にはこれらの影響も総合して現われていると考えられる。

炭化物の形態や分布状態も重要な因子である。炭化物が大きくなるほど、転位の移動を阻止し応力集中を強くする効果が大きくなり、へき開クラックの発生が容易になる。同一かたさ水準において比較した場合、マルテンサイトよりベイナイトの方が、そしてベイナイトでは生成温度が高くなるほど、炭化物は大きくなる<sup>18)</sup> (さらに Photo. 2) ことは、この順序で  $vT_{rs}$  の上昇していることの 1 つの原因になっていると考えられる。さらに分布状態も重要であり、粒内よりも粒界に存在する方が靱性を劣下させると考えられる。本実験において、サブグレインや lath の境界における炭化物の存在が  $vT_{rs}$  に悪影響を与えたと考えられたことは、このことを示しているであろう。

以上の議論は脆性破壊として粒内のへき開破壊を前提としているが、焼もどし脆性のように粒界破壊がおこるような場合には、さらに別の因子を考慮しなければならない。

次に衝撃エネルギー曲線の上部 shelf エネルギー値は、 $vT_{rs}$  のように複雑でなく、かたさの低下とともに比較的単純に増加しており、強度が重要な因子であることがわかる。また、炭素量の減少も上部 shelf エネルギー値を増加させている。せん断型の破壊はボイドの生成とその成長合体によつて行なわれる<sup>22)</sup> ので、エネルギー値はボイドの密度が小さいほど大きくなると考えられる<sup>23)</sup>。ボイドの密度の減少には析出物の量を減少させることが有効であるが<sup>23)</sup>、本実験でも Photo. 9 に示すように、炭素量の低いA鋼はB鋼よりも dimple の大きさが大きく、ボイドの密度が小さいことが確認された。

## 5. 結 言

炭素量の異なる 2 種類の Ni-Cr-Mo 鋼のマルテンサイトおよび 350°C 以下で生成したベイナイトの靱性を比較検討した。

1. ベイナイトの  $vT_{rs}$  は生成温度の低下とともに低

下し、焼もどしによつて強度が変化した場合にもほぼ同様な関係が保たれる。

2. マルテンサイトの  $vT_{rs}$  は、一般にベイナイトの  $vT_{rs}$  よりも低い、その差は焼もどし状態によつてかなり異なる。両組織の  $vT_{rs}$  の差は高強度と低強度において小さく、中強度において大きい。そして  $M_s$  直上で生成したベイナイトの  $vT_{rs}$  は高強度および低強度においてマルテンサイトの  $vT_{rs}$  にほぼ等しくなる。一方、上部 shelf エネルギー値は、マルテンサイトに比べて、高温で生成したベイナイトではやや低いが低温で生成したベイナイトではやや高くなる。

3.  $M_s$  以下において生成するマルテンサイト+ベイナイト混合組織の  $vT_{rs}$  は、 $M_s$  以上のベイナイトよりも低くなるが、生成温度の低下による効果は  $M_s$  以上よりも小さい。また、昇温焼入れによつて生成するマルテンサイト+ベイナイト混合組織の  $vT_{rs}$  はベイナイトのみの組織よりも低下し、その効果はベイナイトの生成温度が高いほど大きい。しかし、これらの両処理における混合組織の  $vT_{rs}$  は、マルテンサイトのそれよりも低くなることは困難なようである。

4. 炭素量が増加すると、同一温度で生成したベイナイトの  $vT_{rs}$  はかなり上昇するが、マルテンサイトの  $vT_{rs}$  は低強度でやや上昇した以外ではほとんど変わらなかつた。一方、上部 shelf エネルギー値はベイナイト、マルテンサイトともに炭素量の増加によつて減少した。

5. 0.54% C-Ni-Cr-Mo 鋼の  $vT_{rs}$  は、オーステナイト結晶粒の粗大化によつて、ベイナイト組織ではかなり上昇するが、マルテンサイト組織ではほとんど変化しなかつた。ただし結晶粒の粗大化とともに高温の焼もどし脆性に対する感受性は強くなり、この場合にはマルテンサイトでも  $vT_{rs}$  は上昇した。一方、上部 shelf エネルギー値は、マルテンサイト、ベイナイトともに、オーステナイト結晶粒の粗大化とともに低下した。

6. 本実験において得られた各組織の  $vT_{rs}$  は、へき

開破面単位の大きさとよい相関関係を示した。

#### 文 献

- 1) 中島, 荒木: 鉄と鋼, 51(1965), p. 2130, 52 (1966), p. 1621
- 2) B. S. LEMENT, B. L. AVERBACH, and M. COHEN: Trans. ASM, 46(1954), p. 851
- 3) C. J. McMAHON and M. COHEN: Acta Met., 13(1965), p. 591
- 4) 邦武: 鉄と鋼, 56(1971), S 310
- 5) D. HARDWICK and K. R. PIRT: JISI, 196(1960), p. 301
- 6) B. CINA and P. JUBB: JISI, 193(1959), p. 329
- 7) R. F. HEHEMANN, V. J. LUHAN, and A. R. TROIANO: Trans. ASM, 49(1957), p. 409
- 8) 中島, 荒木: 鉄と鋼, 53(1967), p. 1296
- 9) W. OWEN, D. H. WHITEMORE, M. COHEN, and B. L. AVERBACH: Welding J., 36(1957), 503 S
- 10) K. W. BURNS and F. B. PICKERING: JISI, 202 (1964), p. 899
- 11) J. M. HODGE, R. D. MANNING, and H. M. REICHHOLD: Trans. AIME, 185(1949), p. 233
- 12) A. M. TURKALO: Trans. AIME, 218(1960), p. 24
- 13) S. MATSUDA, T. INOUE, and M. OGASAWARA: Trans. JIM, 9(1968), p. 343
- 14) 寺崎, 大谷: 鉄と鋼, 56(1970), S 169
- 15) 松田, 岡村, 井上: 鉄と鋼, 57(1971), S 718
- 16) 邦武, 寺崎, 大森, 大谷: 鉄と鋼, 57(1971), S 725
- 17) 寺崎, 大谷: 鉄と鋼, 57(1971), S 239
- 18) 腰塚, 鎌田, 船越: 鉄と鋼, 57(1971), S 721
- 19) 久保田, 大須賀, 田中, 大内: 日本金属学会講演概要, (1970. 4), p. 156
- 20) 金沢, 鈴木, 今野: 鉄と鋼, 56(1970), S 306
- 21) J. M. CAPUS: JISI, 200(1962), p. 922
- 22) C. D. BEACHEM: Trans. ASM, 56(1963), p. 318
- 23) A. S. TETELMAN and A. J. McEVILY Jr.: Fracture of Structural Materials, (1967), p. 193, [John Wiley & Sons]