

## 論 文

UDC 669.14.018.295 : 669.112.333 : 539.4.014

## 低炭素低合金ベイナイトの機械的性質と合金元素\*

邦武 立郎\*\*・寺崎富久長\*\*・大森 靖也\*\*\*

## The Relation between the Alloying Elements and the Mechanical Properties of Low-carbon Low-alloy Bainite

Tatsuro KUNITAKE, Fukunaga TERASAKI, and Yasuya OHMORI

## Synopsis:

The effect of alloying elements on the mechanical properties of bainite in some low carbon Ni-Cr-Mo steels was investigated, and was compared with that in tempered martensite. The bainite formation was achieved in a salt bath held at 350°C after the austenitization.

Although the heat treatment was carried out in the salt bath using the plates as thin as 7 mm thick, the cooling rate was not fast enough to completely avoid the austenite decomposition prior to the isothermal transformation. Therefore, the variation of the mechanical properties of the bainite with the addition of alloying elements could mainly be interpreted in terms of the transformation characteristics. For instance, nickel improved both the strength and toughness of the bainite by lowering the formation temperature of the bainite, resulting in the fine bainite laths with cementite laths on a specific ferrite plane (B-III type bainite). This provided a fine unit crack path, which consisted of a bundle of the ferrite laths approximately sharing a common  $\{100\}_\alpha$  cleavage plane. It was shown that the results could be explained in terms of the unit crack path, the dislocation density, and the morphology of the precipitates.

(Received Mar. 7, 1972)

## 1. 緒 言

従来の非調質高張力鋼の開発は主としてフェライト・パーライト組織を利用するため、圧延過程の制御によって微細な組織を得、強靱な鋼を製造することに焦点が絞られてきたが、最近、さらに高張力化をはかるとともにすぐれた低温靱性を確保する必要性から低C低合金鋼の圧延のまま生成させたベイナイトの利用が注目されてきた<sup>1)</sup>し、熱処理材においてもベイナイトを利用した高張力鋼が実用化されつつある<sup>2)</sup>。

しかしながら、ベイナイト組織の強度と靱性は、それが連続冷却過程で生成したか、等温変態によつて生成したか、あるいは、その場合の変態温度や添加した合金元素、また焼もどしを施したかどうかといった要因によつて支配され、必ずしも統一された見解に到っていない。たとえば、IRVINE と PICKERING<sup>3)</sup>によると低C低合金鋼のベイナイトは上部ベイナイトと下部ベイナイトでその靱性は不連続的に変化し、下部ベイナイトの衝撃遷移温度がきわめて低くなると報告しているが、そのベイナイトは連続冷却によつて生成したもので組織的に適確な

分離がなされているとはいいがたいし、また、このベイナイト自身の形態についても不明な点が多かつた。

筆者ら<sup>4)</sup>は、低C低合金ベイナイトをフェライトの形態とセメントタイトの析出という観点から、B-I、B-II およびB-III型ベイナイトと分類し、その生成温度域を決定した。これらのベイナイトはいずれも $\langle 111 \rangle_\alpha \{110\}_\alpha$ 晶癖を示すという点で高Cの下部ベイナイトと本質的に異なり、フェライトの晶癖に関する限り上部ベイナイトに一致する。ここで、B-I型ベイナイトは炭化物反応を伴わないベイニティック・フェライト、B-II型はフェライト lath 界面に層状セメントタイトを析出した典型的な上部ベイナイトで、B-III型ベイナイトはフェライト粒内の特定面上に微細なセメントタイトを析出した lath 状ベイナイトである。さらに、このような低C低合金ベイナイトの強度と靱性は変態温度の低下とともに改善され、とくに  $M_s$  点近傍で生成するB-III型ベイナイトは同じ強度まで焼もどした同一鋼種のマルテンサイトより

\* 昭和47年3月7日受付

\*\* 住友金属工業(株)中央技術研究所 理博

\*\*\* 住友金属工業(株)中央技術研究所

Table 1. Chemical compositions of the steels (wt %).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Sol Al	B
E 318	0.16	0.26	1.03	0.011	0.011	0.02	—	1.00	0.50	0.024	—
E 319	0.15	0.27	1.00	0.012	0.011	0.02	1.01	1.01	0.50	0.032	—
E 320	0.15	0.27	1.00	0.011	0.011	0.02	1.97	1.02	0.50	0.028	—
E 321	0.16	0.27	1.02	0.012	0.011	0.02	2.98	1.01	0.50	0.037	—
E 322	0.15	0.30	2.50	0.011	0.011	0.03	1.00	1.00	0.50	0.035	—
E 323	0.16	0.28	1.05	0.011	0.010	0.02	0.95	0.50	0.50	0.019	—
E 324	0.25	0.25	1.02	0.011	0.011	0.02	0.99	1.00	0.50	0.028	—
E 325	0.15	0.25	1.04	0.011	0.012	0.02	1.00	1.00	0.49	0.041	0.0023

すぐれた靱性を示すことを明らかにした<sup>6)</sup>。

ベイナイトやマルテンサイトの靱性を支配する因子については必ずしも明確になつていないとはいいが、PICKERING<sup>7)</sup> は一つの劈開破面が、ほぼ同一の方位にそろつたベイナイト lath の束に対応しているのを見出した。松田ら<sup>8)</sup> は焼もどしマルテンサイト組織において、このような lath の束が破壊に対する有効結晶粒になることを示したが、寺崎と大谷<sup>9)</sup> は、これとは独立に破壊機構を考慮することによつて破面単位という概念を導入した。この破面単位は「 $\{100\}_a$ を微小な角度で共有する領域の大きさ」と定義され、その領域内では破面単位の境界近傍より破壊が発生し、放射状に伝播してつぎの破面単位の境界で停止する。この破面単位の導入によつて鋼材の靱性はかなり定量的に評価されるに到つたが同時に、変態組織や焼もどしの効果など、これでは説明できない因子の存在も明らかになつた<sup>5)10)</sup>。

本実験は、このような観点から、ベイナイトおよびその焼もどし組織の機械的性質におよぼす各種合金元素の影響を調査し、焼もどしマルテンサイトのそれと比較検討しようとするものである。

## 2. 実験内容

### 2.1 供試鋼

実験に用いた鋼の化学成分を Table 1 に示す。いずれも 100 kg の高周波炉を用い大気中で溶製し、7 mm 厚の鋼板および 30 mm  $\phi$  の棒鋼に熱間圧延あるいは鍛伸し、前者は熱処理後に機械的性質の調査に、後者はジョミニー端焼入試験に供した。鋼 E319 は 0.15% C-1% Mn-1% Ni-1% Cr-0.5% Mo 鋼で本実験における基本成分であり、鋼 E318 から E321 は Ni 量の効果、鋼 E322 は Mn, E323 は Cr, E324 は C 量の効果を検討し、鋼 E325 によつて B 添加の効果をはかりにする。

### 2.2 熱処理

まず、本実験における熱処理を決定するために、ジョミニー端焼入試験により、焼入性を調査するとともに Formaster-F 熱膨張計を用いて連続冷却時の変態挙動を

調査した。ジョミニー試験におけるオーステナイト化条件は 950°C で 30 min, 熱膨張試験におけるそれは 950°C で 15 min である。これらの結果から試料の寸法効果を考慮した上で、 $M_s$  点近傍のベイナイト生成に都合のよい熱処理として、7 mm 厚、250 mm 幅、60 mm 長さ (圧延方向) の鋼板を 950°C で 20 min 間オーステナイト化したのち 350°C に保持した塩浴炉中に焼入れ、適当な時間等温保持し水冷することにした。この熱処理条件の詳細は Table 2 に示し、保持時間は熱膨張測定の結果から、ほぼ変態が完了する時間を目標に決定した。焼もどし材の熱処理条件は 650°C で 1 hr 水冷である。

これに対し、比較のための焼入焼もどし材の熱処理としては、同様に 950°C で 20 min のオーステナイト化後、水焼入し、450°C ないし 650°C の温度域で 50°C 間隔でおのおの 1 hr 焼もどし水冷した。焼入によつて完全マルテンサイト組織になつていることはジョミニー試験および組織観察で確認している。

Table 2. Details of the isothermal heat treatments.

Steel	Heat treatment
E 318	950°C × 20 min → 350°C × 2 min WQ
E 319	950°C × 20 min → 350°C × 2 min WQ
E 320	950°C × 20 min → 350°C × 2 min WQ
E 321	950°C × 20 min → 350°C × 5 min WQ
E 322	950°C × 20 min → 350°C × 20 min WQ
E 323	950°C × 20 min → 350°C × 2 min WQ
E 324	950°C × 20 min → 350°C × 3 min WQ
E 325	950°C × 20 min → 350°C × 2 min WQ

### 3. 機械試験

衝撃性質は圧延方向に平行に採取した 5 mm 幅の JIS 4号サブサイズ・シャルピー試験片 (2 mm V 切欠き) を用いて決定した。引張試験片の形状は Fig. 1 に示すと

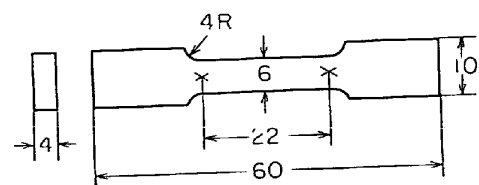


Fig. 1. Tensile specimen (mm).

おりでインストロン引張試験機を用い歪速度  $1.0 \times 10^{-3}/\text{sec}$  で試験した。

4. 組織観察と衝撃破面の観察

熱処理組織は光学顕微鏡および透過電子顕微鏡によつて調べた。薄膜はリン酸-クロム酸電解液を用い BOLLMANN 法<sup>11)</sup>によつて作成し、加速電圧 200kV の日立 HU-200 型電子顕微鏡によつて検鏡した。一方、シャルピー衝撃破面は JEOL JSM-2 型走査電子顕微鏡によつて観察し破面単位<sup>9)</sup>の大きさを測定した。

3. 実験結果

3.1 変態特性

950°C で 15 min 間オーステナイト化した場合の連続冷却変態特性を Fig. 2 および Fig. 3 に示す。Fig. 2 は Ni の効果を明らかにするもので Ni 量の増加につれてつぎのような変化がおこることがわかる。Fig. 2 および Fig. 3 に太線で示した冷却速度に対応するベイナイト変態の開始温度（以下、これを  $B_s$  点とする）は Ni が 0% でほぼ 530°C、1% では約 505°C になり冷却速度の影響は小さいが、2% を越えると  $B_s$  点は急激に下がり、しかもその冷却速度依存性が増大し冷却速度の大きい側で低くなる。 $M_s$  点は Ni 量が 2% までは、あまり変化せず約 390°C であるが 3% になると約 340°C と大きく低下する。

Fig. 3 は Mn, Cr, C, B の効果を示すもので、Cr を 0.5% に減少すると  $B_s$  点は上昇し、B を添加すると  $B_s$  点は低下するが、いずれの場合も上部臨界冷却速度と  $M_s$  点は、ほとんど変化しない。これに対して Mn を 2.5% あるいは C を 0.25% にすると  $M_s$  点は約 340°C に下がり上部臨界冷却速度も小さくなる。しかし図から明らかなように、 $B_s$  点を示す C 曲線の形状が Mn と C で大きく異なっているのは興味深い。

いま、参考のために、オーステナイト化した 7mm 厚の鋼板を 350°C に保持した塩浴炉に焼入れた場合のベイナイト変態の開始温度を Fig. 2 および Fig. 3

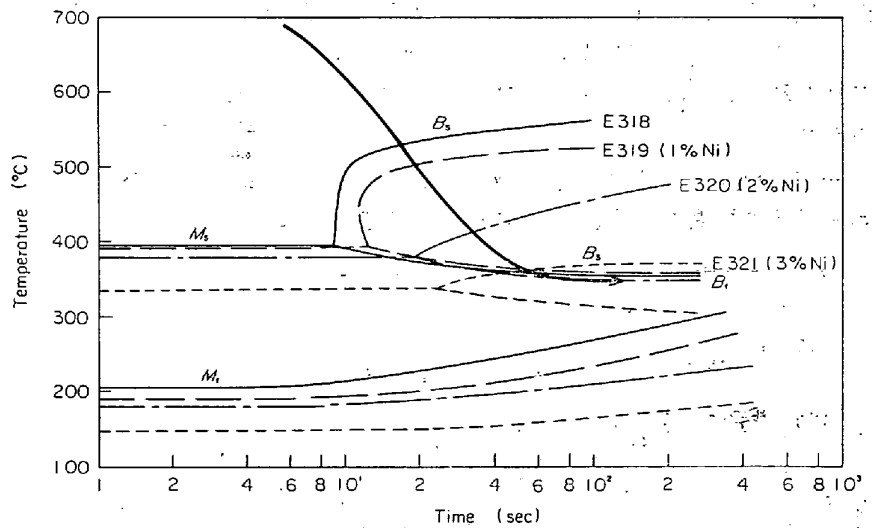


Fig. 2. The effect of Ni content on the CCT diagram. The bold line refers to the cooling curve of the quenching into the salt bath held at 350°C.

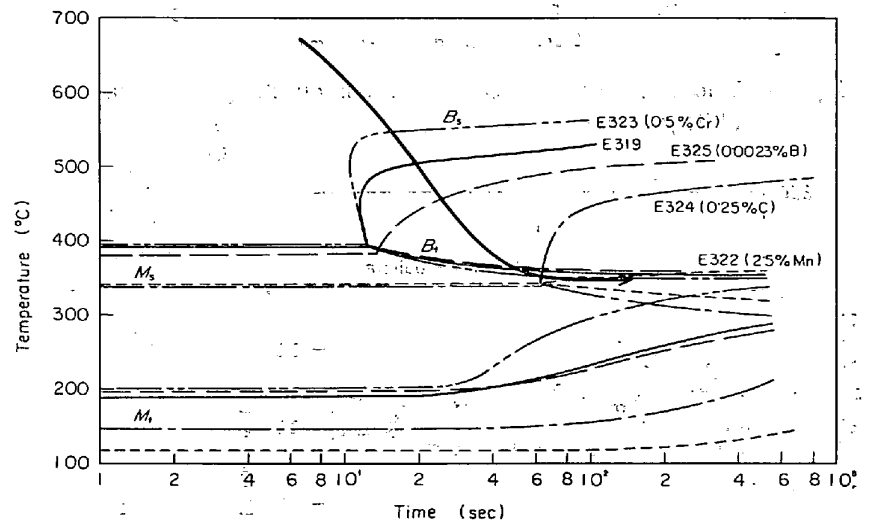


Fig. 3. The effect of Mn, Cr, C, and B on the CCT diagram. The bold line refers to the cooling curve of the quenching into the salt bath held at 350°C.

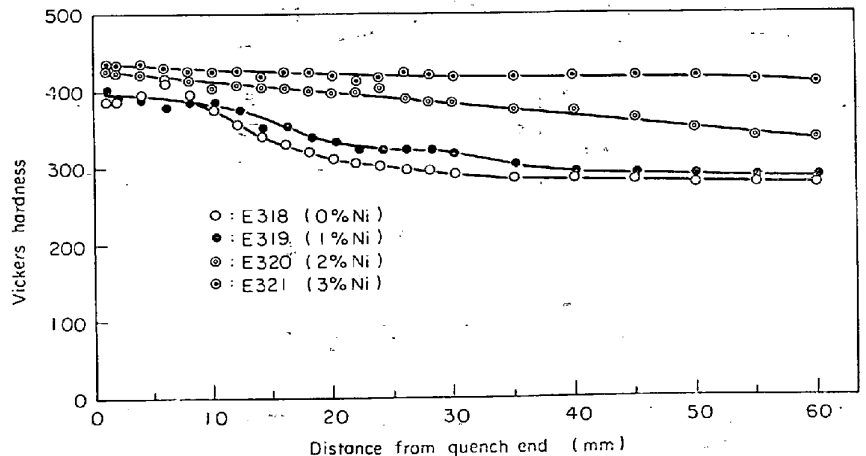


Fig. 4. The effect of Ni content on the Jominy hardenability curve.

から決定すると鋼 E 318 は 530°C, E 319 は 505°C, E 320 は 415°C, E 321 は 365°C, E 322 は 350°C, E 323 は 545°C, E 324 は 350°C, E 325 は 455°C となる。

一方, Fig. 4 および Fig. 5 は焼入性を調べたジョミニ試験の結果で, 前者は Ni の効果, 後者は Mn, Cr,

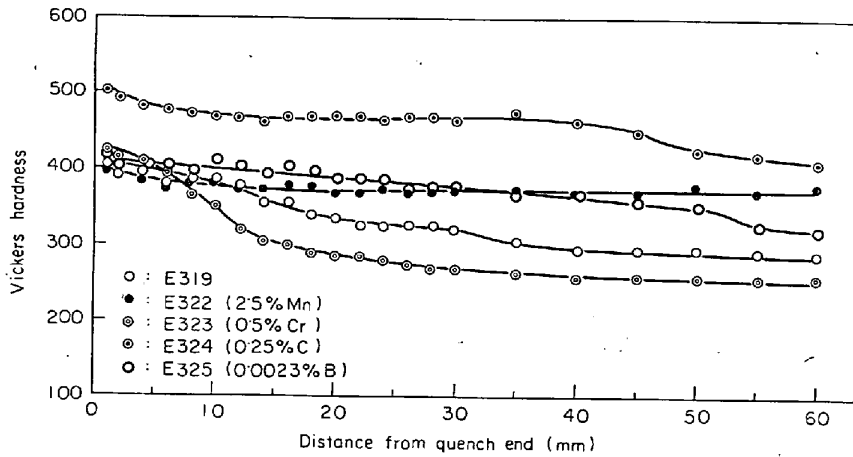


Fig. 5. The effect of Mn, Cr, C, and B on the Jominy hardenability curve.

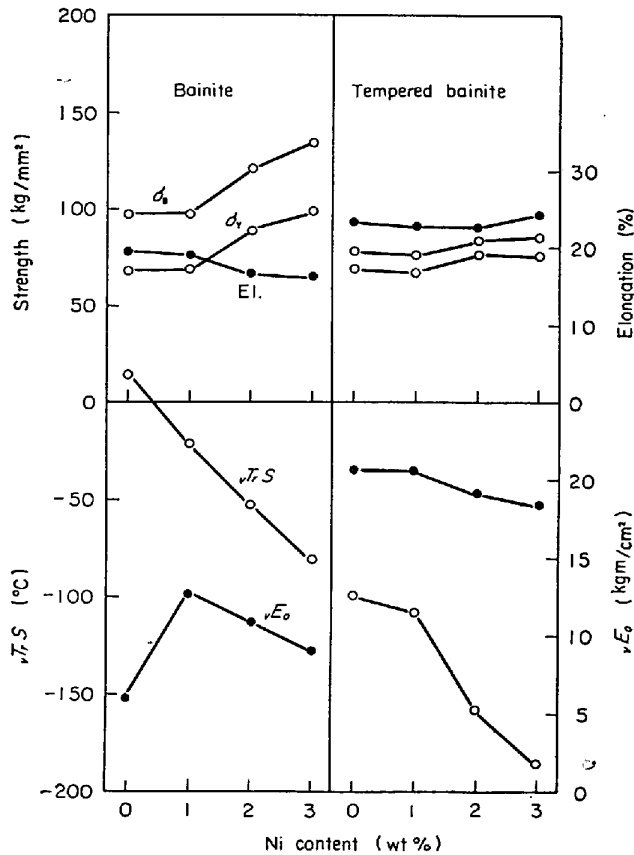


Fig. 6. The effect of Ni content on the mechanical properties of the bainite formed by the heat treatment described in Fig. 2 and Table 2, and the tempered bainite.

C, B 添加の効果を示すものである。Ni は 2% 以上添加すると焼入性の向上が著しいし, また, よく知られたように Cr, B, Mn, C の添加あるいは増加によつて焼入性が改善されることがわかる。マルテンサイトの硬さは C 量 0.1% あたりピッカース硬さにして約 100 上昇している。いずれにしても, これらのジョミニ曲線から

950°C でオーステナイト化した 7 mm 厚の鋼板を水焼入すると完全マルテンサイト組織になることは明らかである。

3.2 機械的性質

ベイナイトおよび焼もどしベイナイトの機械的性質を Fig. 6 および Fig. 7 に示す。まず, ベイナイトの強度は Fig. 6 のように Ni 量が 1% までは変化しないが, それ以上では Ni 量の増加に伴つて上昇する。衝撃遷移温度は本実験の範囲内に関するかぎり Ni 量との間に直線関係が存在し, 1% あたり約 30°C も低下する。このベイナイトを 650°C で 1 hr 焼もどすと強度はかなり低下し, 焼もどさない場合に比べて Ni 量依存性が小さくなる。衝撃遷移温度は焼もどし効果のみによつて約 100°C 低下するが, Ni 量依存性は焼もどさない場合と大差なく, しかも 0°C における衝撃値は約 20 kg m/cm<sup>2</sup> と延性破壊における吸収エネルギーが高くなる。

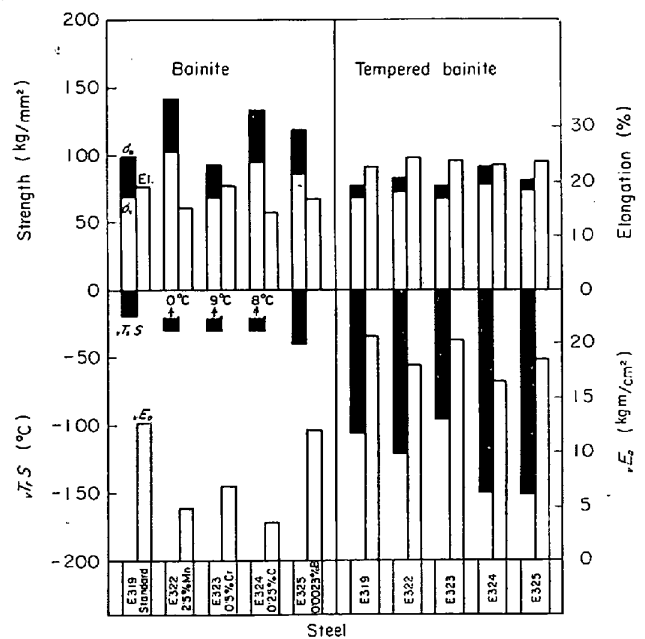


Fig. 7. The effect of Mn, Cr, C, and B on the mechanical properties of the bainite formed by the heat treatment described in Fig. 3 and Table 2, and the tempered bainite.

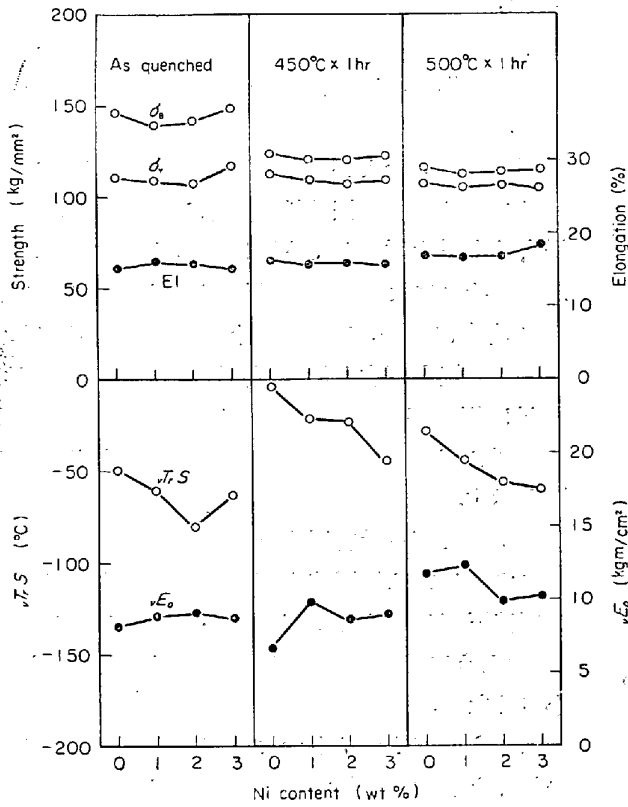


Fig. 8. The effect of Ni content on the mechanical properties of the tempered martensite (I).

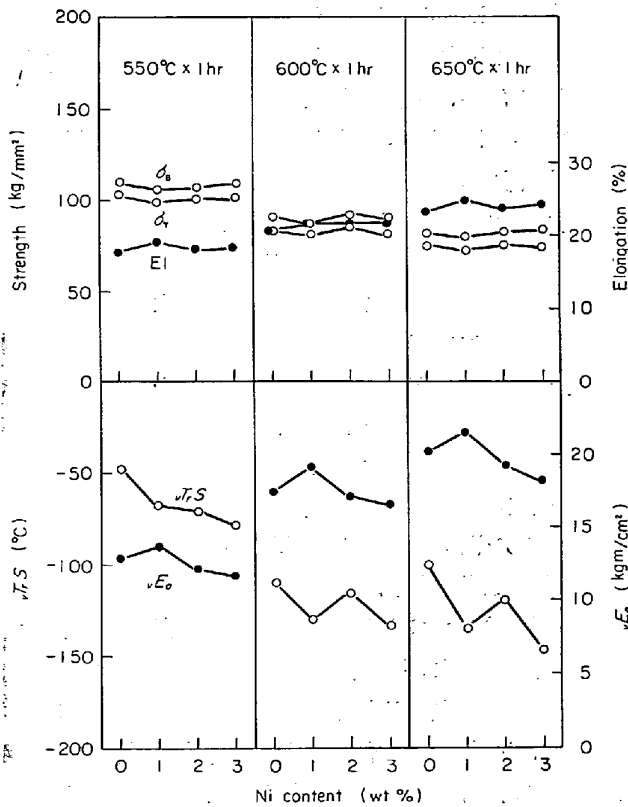


Fig. 9. The effect of Ni content on the mechanical properties of the tempered martensite (II).

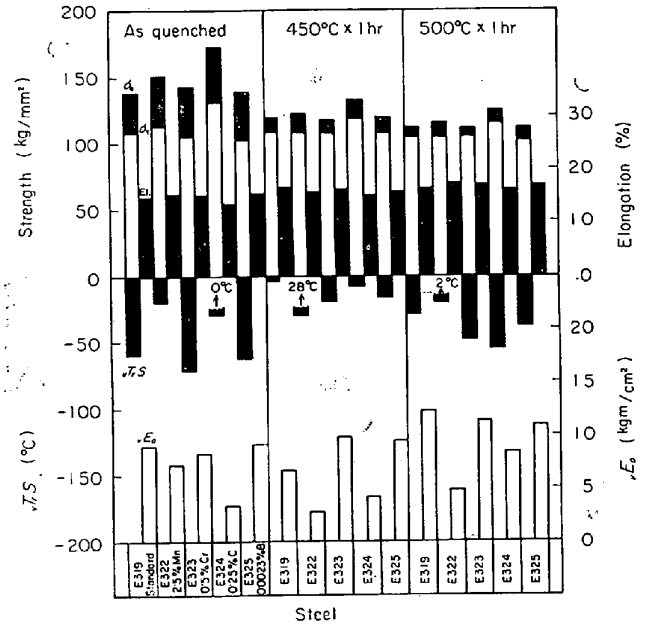


Fig. 10. The effect of Mn, Cr, C, and B on the mechanical properties of the tempered martensite (I).

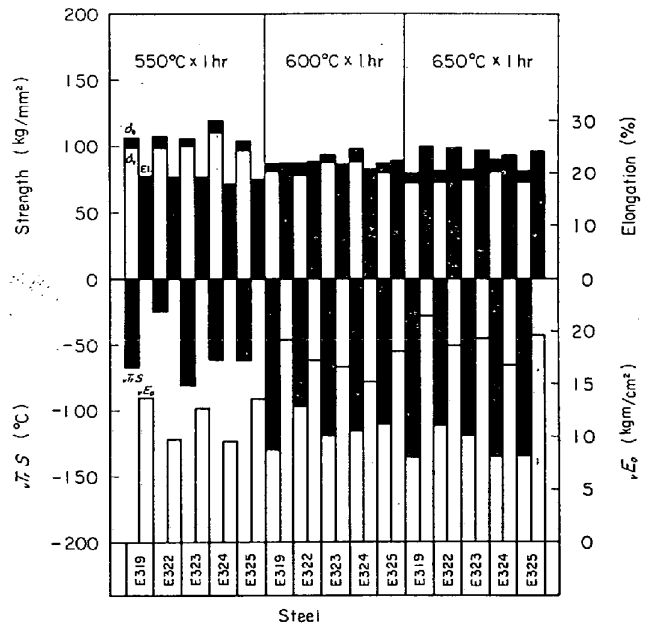


Fig. 11. The effect of Mn, Cr, C, and B on the mechanical properties of the tempered martensite (II).

Ni 以外の合金元素の影響は Fig. 7 に示すように、Mn を 2.5% あるいは C を 0.25% にするとベイナイトの強度は上昇するが、衝撃遷移温度も同時に上昇する。ただし、後述のように Mn を 2.5% にすると、オーステナイトが一部未変態でこれがマルテンサイト変態するので完全にベイナイト組織とはいえない点は注意する必要がある。これに対し Cr を 0.5% に減少すると強度

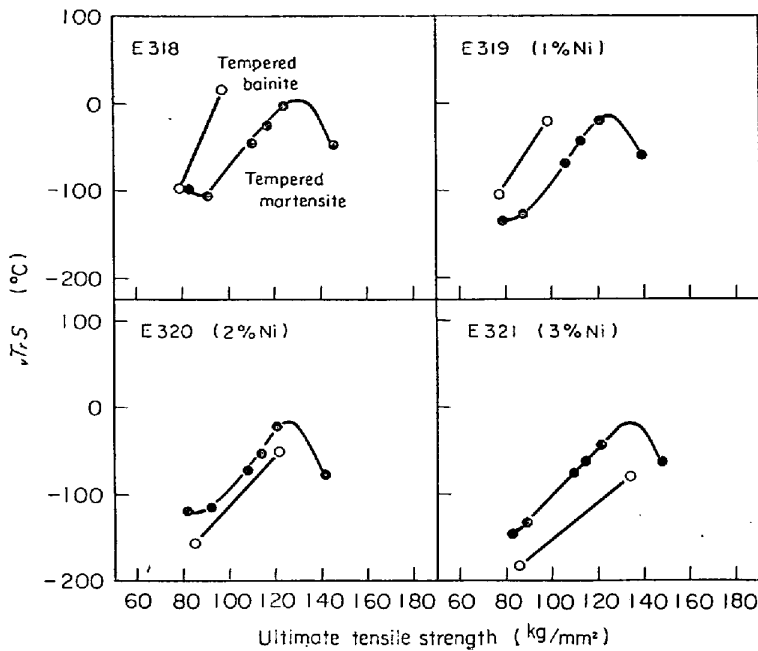


Fig. 12. The effect of Ni content on the relationship between the strength and toughness of both bainite and tempered martensite.

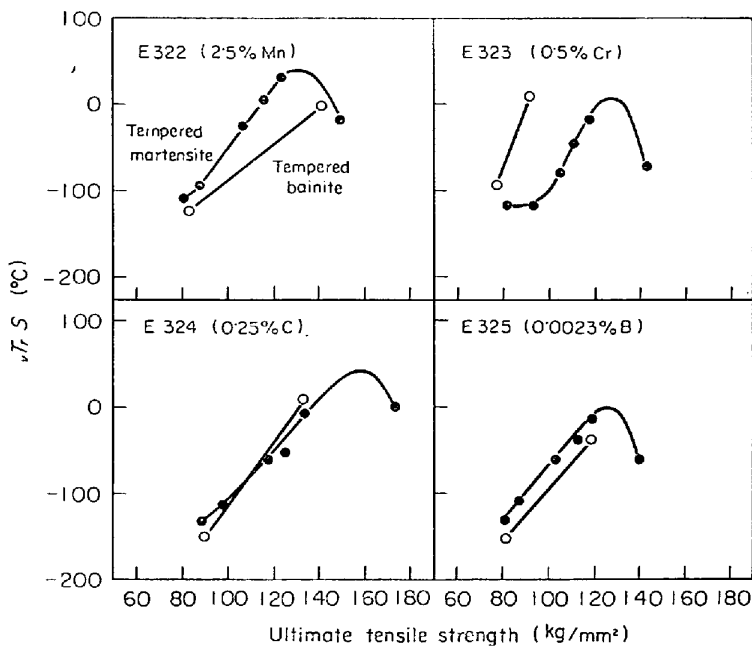


Fig. 13. The effect of Mn, Cr, C, and B on the relationship between the strength and toughness of both bainite and tempered martensite.

も靱性も劣化する。これらの中で、最も興味あるのは B 添加で、強度を上げるとともに衝撃遷移温度も下げ 1% Ni-1% Cr-0.5% Mo 系鋼のベイナイトの靱性改善にきわめて有効といえる。これらのベイナイトを 650°C で焼もどすと強度は低下して、ほぼ同一水準にそろい衝撃遷移温度も Ni 量の効果を調べた場合と同様に約 100°C

低下する。しかし、焼もどしベイナイトにおいて基準成分系より衝撃性能の劣るものは低 Cr の鋼 E 323 のみで、ほかはいずれも靱性が改善されている。

Fig. 8, 9 および Fig. 10, 11 は焼もどしマルテンサイトの機械的性質を示したもので、この場合 Ni 量を増加しても強度は全く変化せず、しかも、それによる衝撃遷移温度の低下もベイナイトの場合に比べてかなり小さい (Fig. 8, 9)。450°C で焼もどすと衝撃遷移温度は上昇するが焼もどし温度がさらに高くなると次第に低下し、600° ないし 650°C の焼もどしで最もすぐれた靱性を示す。

Mn および C 量を増すと Fig. 10 のように焼入のままあるいは低温焼もどしの場合に強度が上昇し遷移温度が高くなるが、高温で焼もどすと Fig. 11 のように強度、靱性とも合金元素による差が小さくなる。

これらのベイナイトおよび焼もどしベイナイトの強度と靱性を評価するために、焼もどしマルテンサイトのそれと比較して Fig. 12 および Fig. 13 に示した。Fig. 12 は Ni 量の増加に伴う変化を示すもので、同一強度で比較すると低 Ni 側では焼もどしマルテンサイトの靱性がベイナイト系のそれよりすぐれているが、Ni 量が 2% を越えるとベイナイト系の衝撃遷移温度が焼もどしマルテンサイトに比べて低くなり、両者の相対的關係は逆転する。Fig. 13 は Mn, Cr, C, B の効果を示すもので、Cr を減少した場合はベイナイト系の靱性がマルテンサイト系に比較して極端に悪いが、C 量を 0.25% にすると同一強度水準で両者の遷移温度はほぼ同等、さらに Mn 量を 2.5% にしたものでは後述のように等温熱処理を施したものの中にマルテンサイトが混入しているので問題はあるが、B を添加したものでは焼もどしマルテンサイトよりベイナイト系の衝撃性質のほうがはるかにすぐれていることがわかる。

### 3.3 顕微鏡組織

代表的なベイナイト組織の光学顕微鏡写真を Photo. 1 (a) および (b) に示す。Photo. 1 (a) は Ni 量が 1% で  $B_s$  点の比較的高い鋼 E 319 のベイナイトでフェライト lath の界面に黒い点列状の炭化物が認められるのに対し、Photo. 1 (b) は Ni が 3% の鋼 E 321 のベイナイトで、CCT 図 (Fig. 2) から明らかのように 360°C 近傍で変態するため炭化物の観察は困難になる。



Photo. 1. The optical micrographs of the bainite.  
 (a) The steel E 319 (1%Ni) heat treated in the salt bath held at 350°C for 2 min after austenitizing at 950°C.  
 (b) The steel E 321 (3%Ni) transformed similarly at 350°C for 5 min.

このようなベイナイトを透過電子顕微鏡によつて観察すると、鋼 E 319 は Photo. 2 のように比較的粗いフェライト lath の界面に層状のセメンタイトが析出しており、B-II 型のベイナイトになつてゐるが、同時に下部ベイナイト状のセメンタイト析出を伴つた B-III 型ベイナイトも観察された (Photo. 3)。鋼 E 321 のベイナイトは Photo. 4 (a) のように B-III 型ベイナイトのみであるが、セメンタイト粒子は鋼 E 319 に比べてかなり細かく比較的低温で変態\* したことを示している。Photo. 4 (b) はその制限視野電子線回折像で、(c) の解析図から明らかなようにフェライトとセメンタイトの方位関係は ISAICHEV のそれ<sup>12)</sup>：

$$\begin{aligned} & [010]_c // [\bar{1}11]_\alpha \\ & (10\bar{3})_c // (110)_\alpha \end{aligned}$$

に一致している。高 Mn 鋼 E 322 を等温変態した場合は Photo. 5 のように  $B_S$  点が低い鋼 E 321 と、ほぼ同様な lath 状微細セメンタイトを含んだ B-III 型ベイナ



Photo. 2. The B-II type bainite<sup>1)</sup> formed in the steel E 319, heat treated in the salt bath held at 350°C for 2 min after austenitizing.



Photo. 3. The B-III type bainite formed in the steel E 319 heat treated in the salt bath held at 350°C for 2 min after austenitizing at 950°C.

イトと、Photo. 6 のように未変態オーステナイトがつづく焼入れによつて変態したマルテンサイトからなつてゐる。ここで注目すべき点は、セメンタイトがフェライトの特定面上に析出した B-III 型ベイナイトの中にも焼もどしマルテンサイトの場合<sup>13)</sup>と同様に 4 つの等価な  $\langle 111 \rangle_\alpha$  成長方向を持つセメンタイトの析出が認められることであり (Photo. 5 参照)、350°C 近傍のベイナイト変態においてフェライト中に C 原子がある程度過飽和に固溶しており、これがつづく等温保持の間にセメンタイトとして析出することを示唆している。また、高 Mn 鋼の未変態オーステナイトには C 原子が濃縮されるようで、それから生成するマルテンサイトは Photo. 6 (b) の暗視野像から明らかなように、高 C 鋼の場合と同様に多数の変態双晶を含んでいる。鋼 E 322 を完全オーステナイト域から直接水焼入すると、Photo. 7 のように双晶を含まない典型的な低 C lath マルテンサイトが生成し、

\* 塩浴炉の温度は 350°C で一定であるが、この温度に到るまでに変態が開始している。

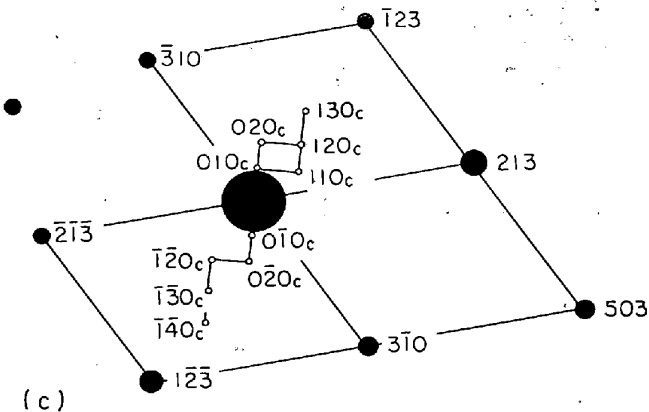
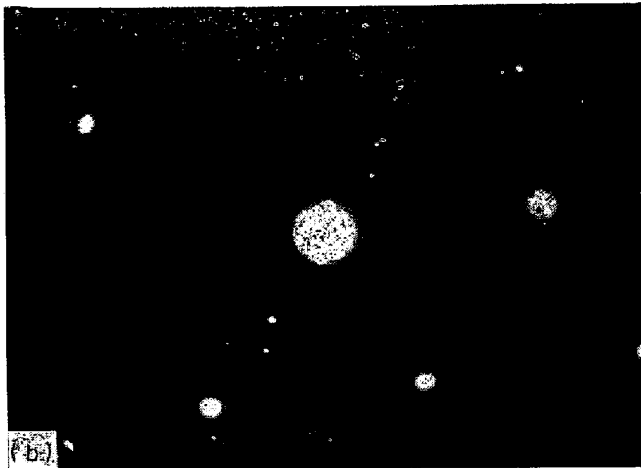
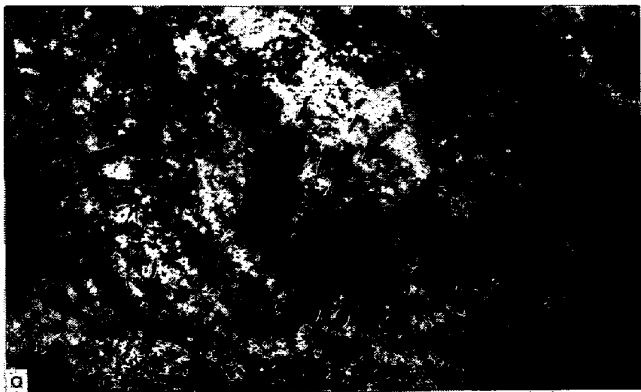
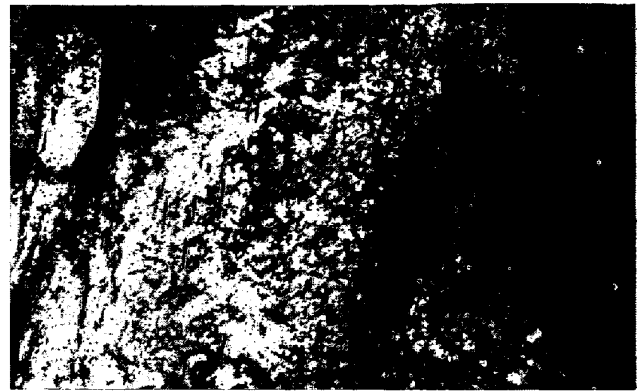


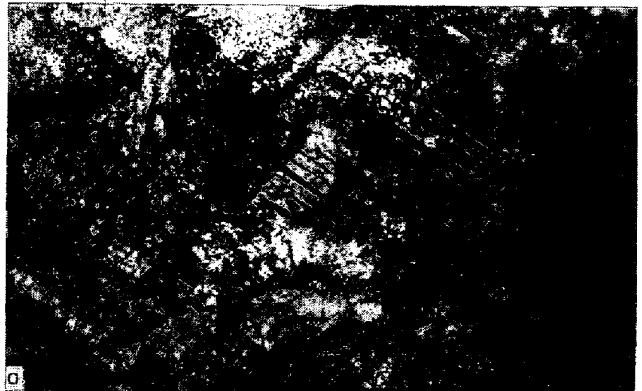
Photo. 4. The B-III type bainite formed in the steel E 321 heat treated in the salt bath held at 350°C for 5 min after austenitizing at 950 °C. (a) The bright field image  $\times 37\,500$  (2/5), (b) the selected area electron diffraction pattern, and (c) its schematic representation.

その Photo. 6 との相違は明らかである。Photo. 8 (a) および (b) は、それぞれ C 量を 0.25% にした場合の B-III 型ベイナイトの明視野像とセメントイトからの反射を用いた暗視野像で、セメントイト lath の寸法は比較的微細であるが、鋼 E 321 の場合に比較してセメントイト量がかかなり多くなっているのがわかる。



$\times 37\,500$  (2/5)

Photo. 5. The B-III type bainite in the steel E 322 involving the Widmanstätten arrays of cementite laths which were precipitated during the isothermal holding after the transformation.



$\times 37\,500$  (2/5)

Photo. 6. The twinned martensite formed by the decomposition of the untransformed austenite after the isothermal holding at 350 °C. (a) The bright field image, and (b) the dark field image using a twin reflection.

3.4 衝撃破面の観察

衝撃破面は本実験の基本成分系である鋼 E 319 および  $B_s$ ,  $M_s$  点ともに低い 3% Ni の鋼 E 321 について走査電子顕微鏡によつて調査した。組織はマルテンサイト、





Photo. 7. The low carbon lath martensite formed in the steel E 322 by quenching after the austenitization at 950°C.

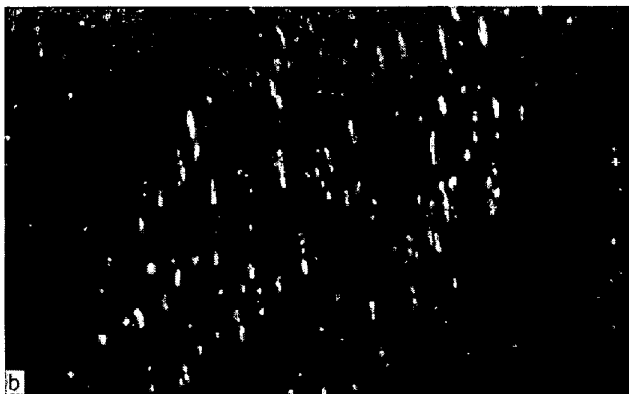
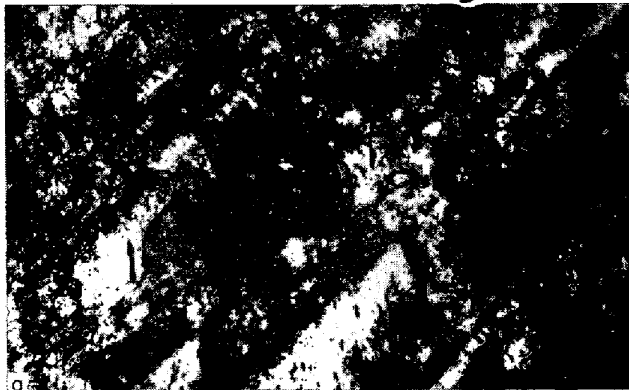


Photo. 8. The B-III type bainite formed in the steel E 324. (a) The bright field image, and (b) the dark field image using a cementite reflection.

ベイナイトおよびそれらの焼もどし組織で、延性-脆性遷移領域で破壊したシャルピー衝撃試験片（約 30% 延性破壊）を試料として用いた\*。破面単位<sup>6)</sup>の測定例を Photo. 9 から 12 に示す。Photo. 9, 10 は鋼 E 319 のベイナイトおよびその焼もどし組織の破面で Photo. 11,

\* 一般に破面単位は衝撃試験温度によつて変化しないので、100%脆性破面を用いるよりも遷移温度直下の方が測定しやすい。この領域では破面単位の周囲に延性帯が観察され破面単位がより明りようになる<sup>14)</sup>。

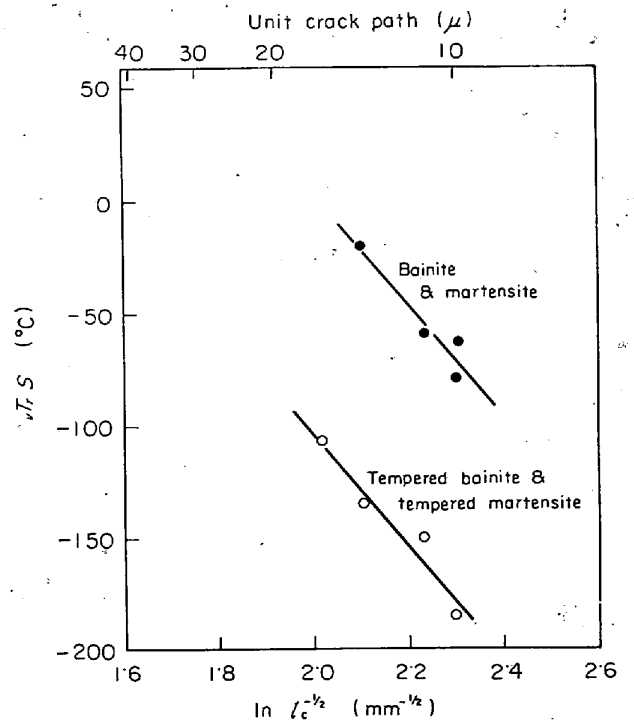


Fig. 14. The relationship between the unit crack path and the 50% fibrous fracture transition temperature.

12 は、それぞれ、鋼 E 321 のベイナイトおよび焼もどしベイナイトに対応している。これらより明らかなように、破面単位は Ni 量が増加して変態温度が下がると微細化する。一方、650°C で 1 hr の焼もどしを施すと、やや粗大化する傾向がある。また、ベイナイトの破壊は劈開あるいは擬劈開亀裂の伝播によつて進行するが、もとのオーステナイト粒界やフェライト lath 界面に沿つた粒界破壊は全く観察されなかつた点は注意する必要がある。このような破面単位の測定結果\*\*は Table 3 に示すとおりで、破面単位  $l_c$  としては走査電子顕微鏡写真上にひいた任意の直線から切る破面境界間の平均距離をとつている。

Table 3 に示した破面単位の  $-1/2$  乗の対数値  $\ln l_c^{-1/2}$  と衝撃試験における破面遷移温度  $vT, S$  の関係を図示すると Fig. 14 のようになり、マルテンサイトおよびベイナイト組織は 1 つの直線にのり、それらの焼もどし組織

Table 3. The results of the unit crack path determination.

Steel	Bainite	Tempered bainite	Martensite	Tempered martensite
E 319	15 $\mu$	18 $\mu$	11 $\mu$	15 $\mu$
E 321	10 $\mu$	10 $\mu$	9 $\mu$	11 $\mu$

\*\* 測定値は測定者、すなわち、破面単位のとり方および測定視野によつて若干ばらつくが、前者の最大のもので測定値の  $\pm 10\%$ 、後者はこれよりはるかに小さい、ただし、1 視野は約 60 000  $\mu^2$  である。

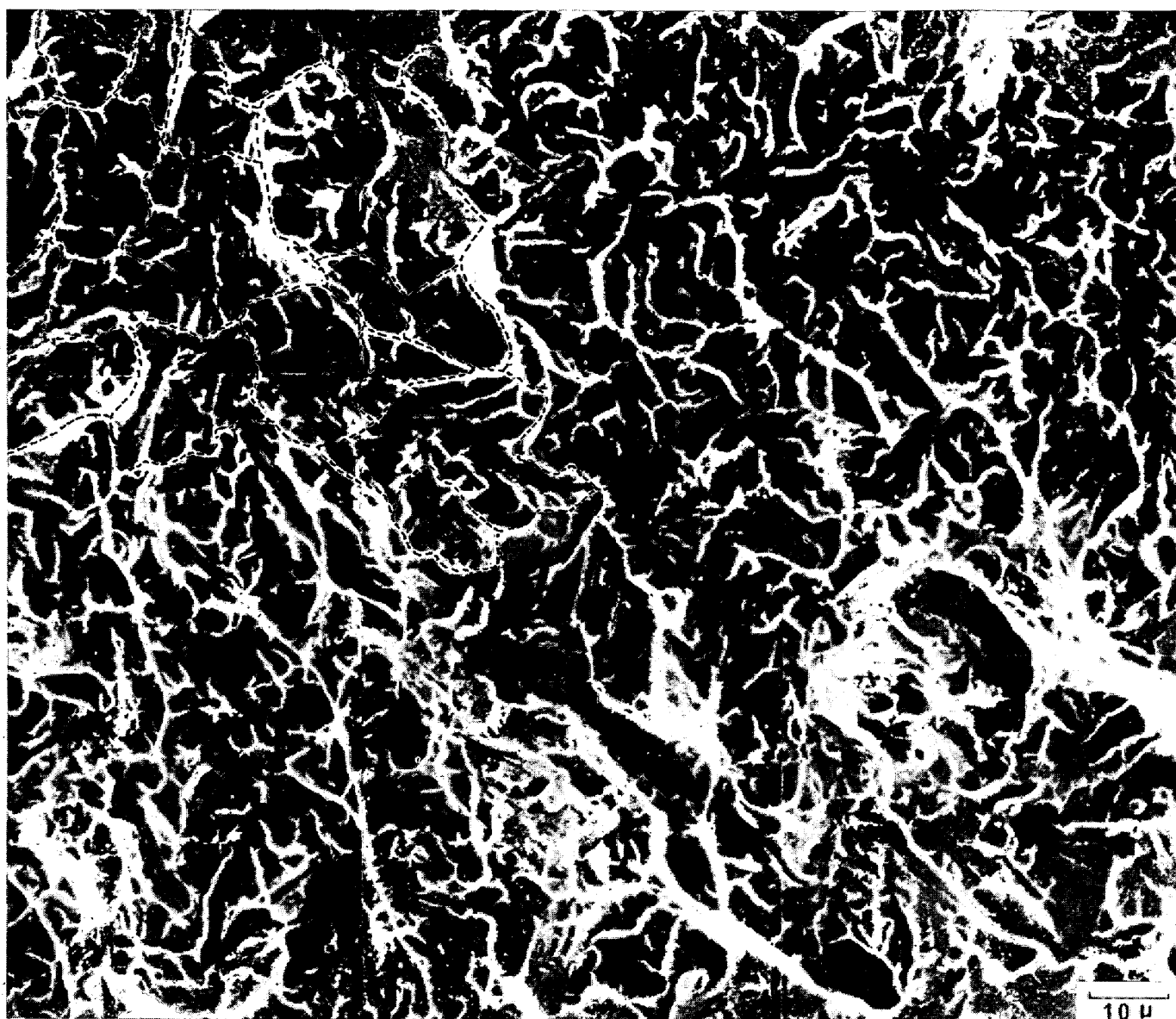


Photo. 9. The brittle fracture surface of the bainite in the steel E 319 transformed in the salt bath held at 350°C for 3 min. (Fractured at  $-40^{\circ}\text{C}$ ).

の場合は  $vT_s$  の絶対値が約  $100^{\circ}\text{C}$  低い直線となるが、それらの勾配は変わらないことがわかる。

#### 4. 考 察

##### 4.1 合金元素による変態挙動の変化

合金元素によつて CCT 曲線の形状が変化することは従来からよく知られているが、その原因がオーステナイト中の析出によるものか、B のように粒界偏析<sup>15)16)</sup>によるものか、または固溶効果によるものかで CCT 図の変化の仕方が異なるであろう。

まず、固溶によつてオーステナイトを安定化する Mn や Ni を増加すると  $M_s$  点、 $B_s$  点は低下し上部臨界冷却速度が小さくなるであろうし、実際に Fig. 2 および

Fig. 3 に示す結果もこれを裏づけている。したがつて、Ni や Mn を増加すると Fig. 2 や Fig. 3 の太線のように冷却して等温処理しても、高温で生成する B-I 型や B-II 型のベイナイトにかわつて B-III 型ベイナイトの生成が容易になることは理解できる。しかし同時に、Photo. 5 に見られるように鋼 E322 の B-III 型ベイナイト中には過飽和な C 原子が析出したと考えられる Widmanstätten 状のセメントイトも観察された。低温で生成したベイナイトが過飽和に C 原子を固溶している可能性についてはすでに VASUDEVAN ら<sup>17)</sup>によつて示唆され、のちに PICKERING<sup>7)</sup>によつて、転位と C 原子の相互作用に基づくと解釈されている Köster ピーク<sup>18)</sup>の測定によつて確認されている。したがつて  $350^{\circ}\text{C}$  近傍の低

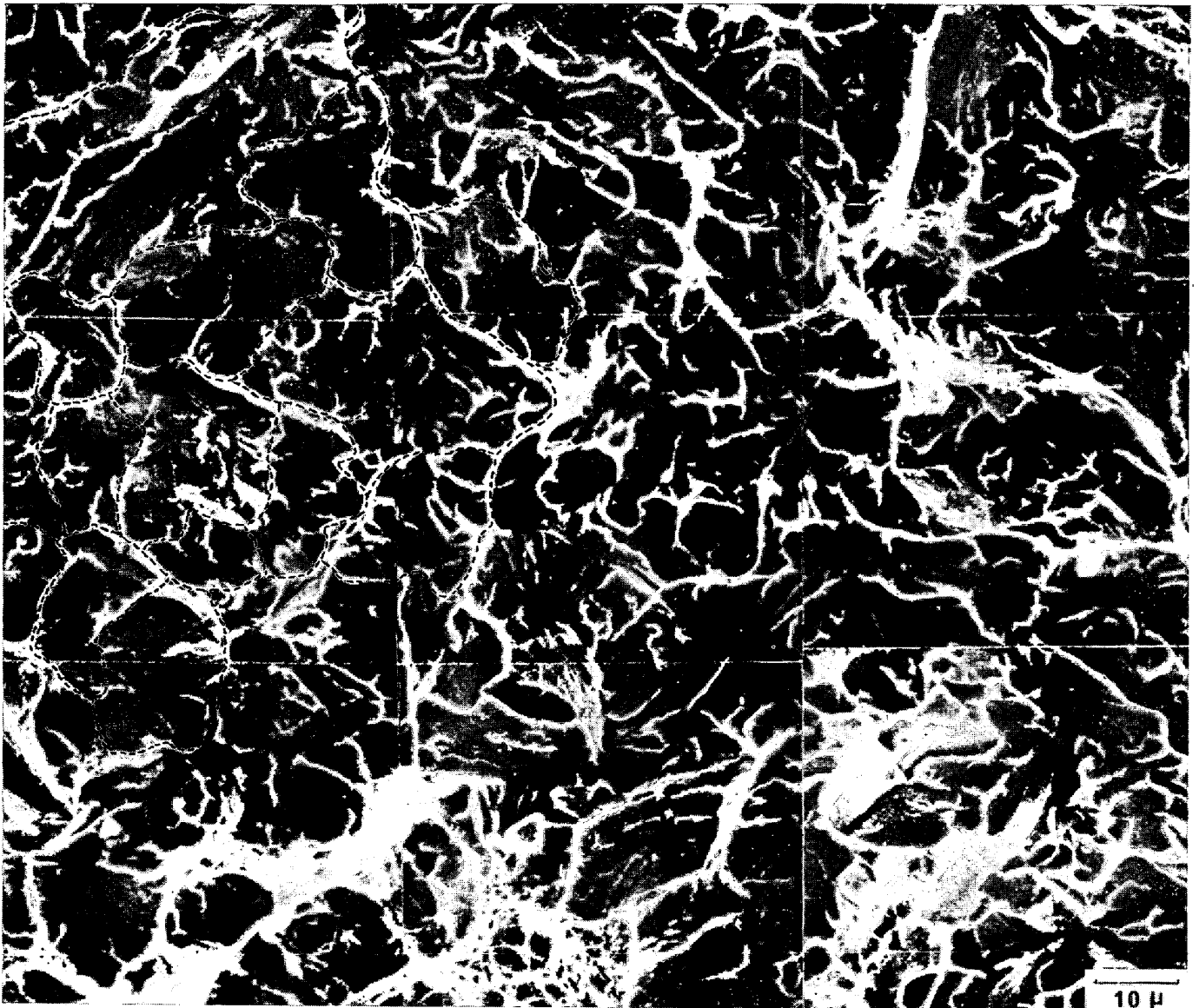


Photo. 10. The brittle fracture surface of the tempered bainite in the steel E 319.  
(Transformed in the salt bath held at 350°C for 3 min and tempered at 650°C for 1hr, and fractured at -140°C.)

温で変態し、しかも変態完了までの時間が長い高 Mn 鋼の E322 における B-III 型ベイナイト中で、このようなセメンタイトが析出することは当然予想されよう。

一方、C 原子を増加すると拡散を伴わないマルテンサイト変態の開始温度、 $M_s$  点は下がるがオーステナイト/フェライト界面からオーステナイト中に C 原子を拡散しながら進行するベイナイト変態<sup>19)</sup>の開始温度、 $B_s$  点、には影響しないはずである。しかしながら排除せねばならない C 原子が多いために、変態の開始に到る時間およびその進行速度は遅れることが予想され、Fig. 3 の結果に一致している。

粒界偏析によって拡散変態の核生成位置であるオーステナイト粒界を安定化すると考えられる B<sup>15)16)</sup>を添加す

ると、 $M_s$  点や上部臨界冷却速度は変化せず  $B_s$  点のみが低下した (Fig. 3 参照)。微量 B の添加によつて C 原子などの合金元素の拡散現象はほとんど影響されない<sup>20)</sup>ので、オーステナイト粒界におけるフェライトの核生成を抑制することによつてベイナイト変態の核生成のみ (もちろん、フェライト・パーライトも影響を受けるが本実験に用いた鋼には生成しなかつた) が影響を受けるであろう。

#### 4.2 ベイナイトの機械的性質

中炭素鋼ベイナイトの衝撃性質は中島と荒木<sup>21)</sup>によつて調べられており、下部ベイナイトの靱性が上部ベイナイトのそれよりすぐれていることが明らかにされた。これに対し低 C 低合金鋼のベイナイトも古くから調べられ

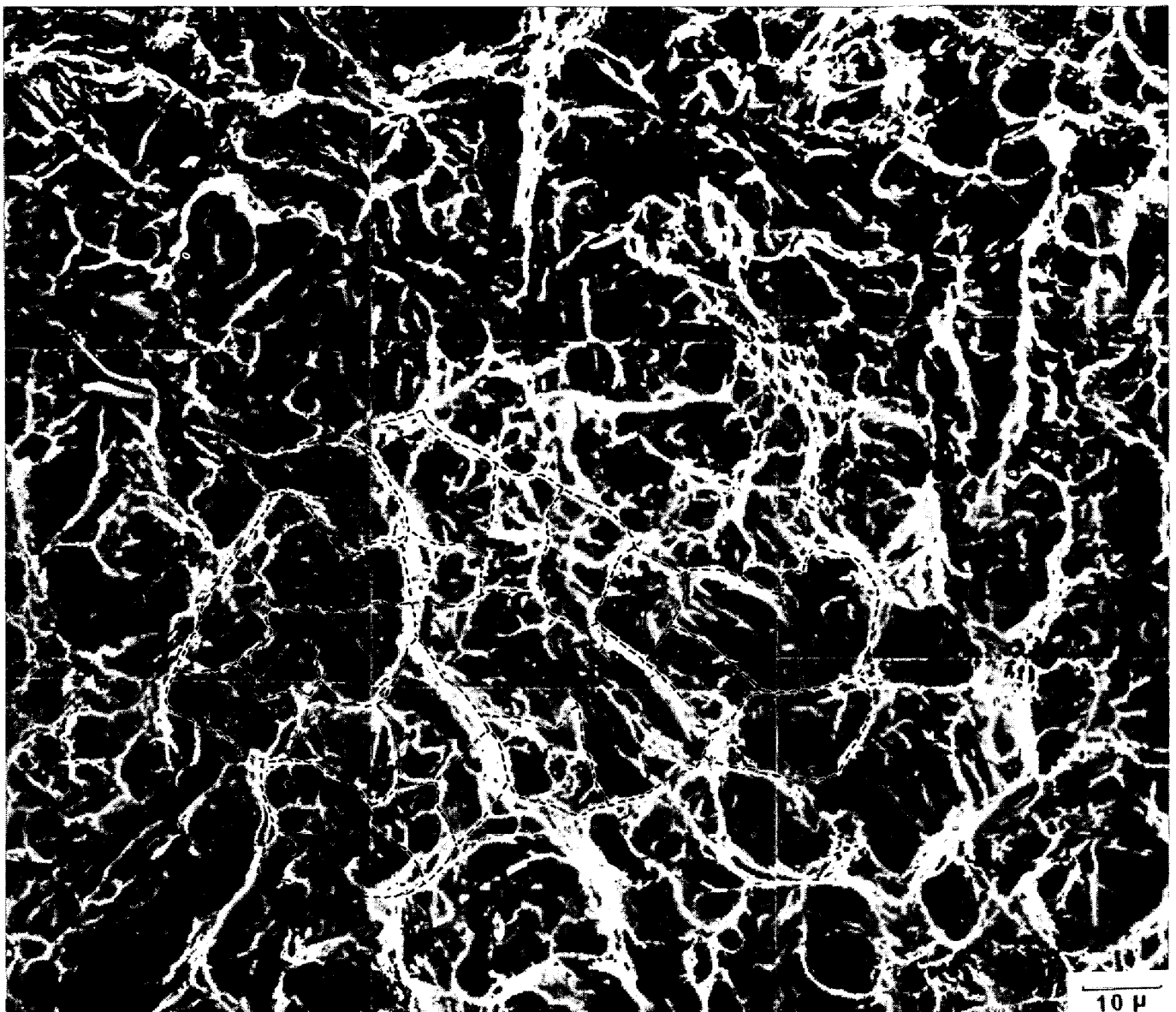


Photo. 11. The brittle fracture surface of the bainite in the steel E 321 transformed in the salt bath held at 350°C for 5 min. (Fractured at -120°C)

てはいるものの、その多くは連続冷却によつて生成したベイナイトであり、その結果はかなり複雑である。たとえば IRVINE と PICKERING<sup>3)</sup> によると、上部ベイナイトにおいては引張強さが上昇するにつれて 95 kg/mm<sup>2</sup> までは衝撃遷移温度も上昇するが、下部ベイナイト組織に対応する 95 kg/mm<sup>2</sup> で急激に不連続低下し、きわめてすぐれた衝撃性質が得られると報告している。彼らの主張する下部ベイナイト<sup>7)</sup> は本実験で B-III 型と分類されたもので、セメント析出は下部ベイナイトに類似しているがフェライトが典型的な上部ベイナイトの晶癖、 $\langle 111 \rangle_{\alpha} [110]_{\alpha}$  を示す点で中島らの結果<sup>21)</sup> に直接対応するものではない。筆者ら<sup>6)</sup> は、最近、同じく低C低合金鋼のベイナイトを等温変態によつて生成し、その変態温度

の関数として引張強さ、遷移温度を調べた。それによると変態温度の低下につれてベイナイトの lath 厚がうすくなり、同時に、B-I、B-II、B-III 型と変化するが遷移温度は連続的に低下して IRVINE ら<sup>3)</sup> の主張する不連続は認められず、強度上昇につれて連続的に靱性が改善されることを明らかにした。

つぎに問題になるのはベイナイトの機械的性質におよぼす合金元素の影響であるが、それが固溶によるものか、あるいは炭化物の性質をかえるためか、または上述の変態挙動を通じて寄与するの点をはつきりさせる必要がある。このような効果の分離には焼もどしマルテンサイトとベイナイトの機械的性質の比較が有効であろう。



Photo. 12. The brittle fracture surface of the tempered bainite in the steel E 321. (Transformed in the salt bath held at 350°C for 5 min and tempered at 650°C for 1hr, and then fractured at -196°C.)

まず、Niの効果を検討するために Fig. 8 および Fig. 9 をみると、主として固溶効果が現われていると考えられる焼もどしマルテンサイトにおいては、Ni 量が 0% から 3% まで増加しても強度はほとんど変わらず衝撃遷移温度も 20° ないし 50°C 低下するにすぎない。しかし、Fig. 6 から明らかなようにベイナイトあるいは焼もどしベイナイトにおいては約 100°C も低下し、その靱性改善には固溶以外の因子の効果がきわめて大きいといわざるをえない。事実、Ni の増加に伴ってベイナイトは B-II 型から B-III 型に移行し、また同じ B-III 型ベイナイトでも高 Ni のものは析出セメンタイト lath が微細になり変態温度が低下していることを示唆している。

本実験では測定していないが変態温度が低下するとフェライト lath の厚さが減少する<sup>4)6)22)</sup>し、変態の駆動力も大きくなるので、ベイナイト lath の核生成位置が多くなるはずで、1つのオーステナイト粒内で、ほぼ同じ方位に揃ったベイナイト lath の束の数が多くなるであろう。この事実は前報<sup>9)</sup>のように  $\{100\}_\alpha$  面を微小な角度で共有するベイナイトの束の大きさが Ni の増加につれて微細化することであり、破面単位  $l_c$  が小さくなることに対応する。(ほぼ同じ方位のベイナイト lath の束が1つの劈開面となることは PICKERING<sup>7)</sup> によつて報告されているが、ここでは破壊を構成する微細亀裂を破面単位としており、その領域内では  $\{100\}_\alpha$  を近似的に共有

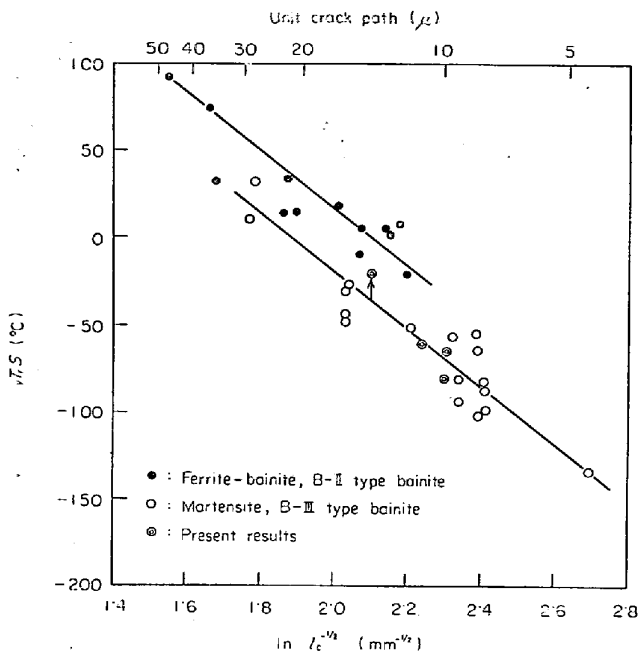


Fig. 15. The relationship between the unit crack path and the 50% fibrous fracture transition temperature of the bainite and the martensite. The present results were superimposed on the diagram determined previously<sup>5)10)</sup>.

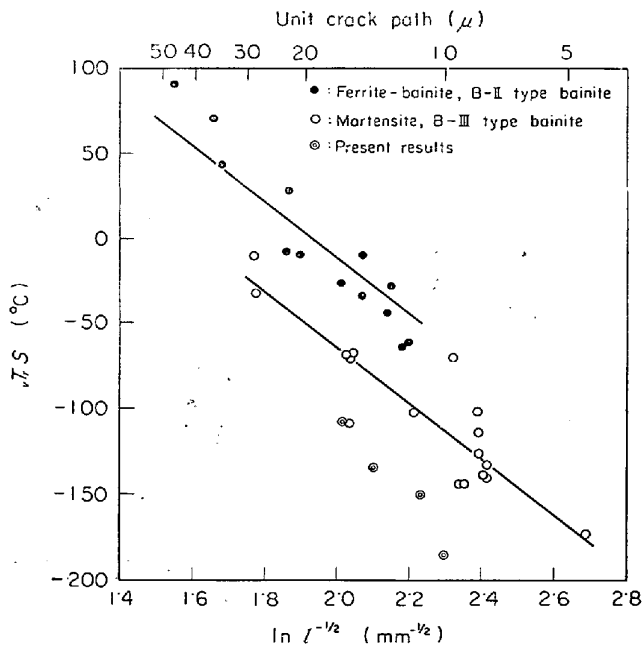


Fig. 16. The relationship between the unit crack path and the 50% fibrous fracture transition temperature of the tempered bainite and the tempered martensite. The present results were superimposed on the diagram determined previously<sup>5)10)</sup>.

するという点で、それよりやや大きくなるものと考えられる。) Table 3の結果は、まさにこれを支持するもので、ベイナイトの  $l_c$  が鋼 E319 で  $15\mu$  であるのに対し鋼 E321 では  $10\mu$  となっている。このベイナイト、マルテンサイトおよびその焼もどし組織の  $l_c$  と  $vT_s$  の関係を従来の結果<sup>5)10)</sup>に重ねて示すと Fig. 15 および Fig. 16 のようになる。Fig. 15 はマルテンサイトとベイナイトの結果であり、B-I および B-II 型ベイナイトと、マルテンサイトおよび B-III 型ベイナイトの2つのグループに分けて示している。鋼 E319 のベイナイトの  $vT_s$  がマルテンサイトおよび B-III 型ベイナイトの破面単位から予想される値からずれているのは Ni 量の差も若干関係するかもしれないが、その組織が Photo. 2 のように主として B-II 型ベイナイトからなっている事実を考慮すると今回の結果は前報<sup>5)10)</sup>のものにきわめてよい一致を示すといえる。しかしながら、焼もどしを施すと遷移温度が約  $100^\circ\text{C}$  も下がり、Fig. 16 から明らかのように前報<sup>5)10)</sup>の焼もどしの場合と相対的にかなりずれる\*\*。この原因は従来の結果が Cu-Ni-Cr-Mo-V 系鋼を用いたのに対し本実験では Ni-Cr-Mo 鋼を用いたことに起因するもので、ベイナイトおよびオート・テンパーされたマルテンサイト中の析出物がセメントイトのみで前報<sup>5)10)</sup>と本実験の間に差がないのに対し、焼もどすと前者は後者の炭化物のほかに  $\text{V}_4\text{C}_3$  が析出し二次硬化

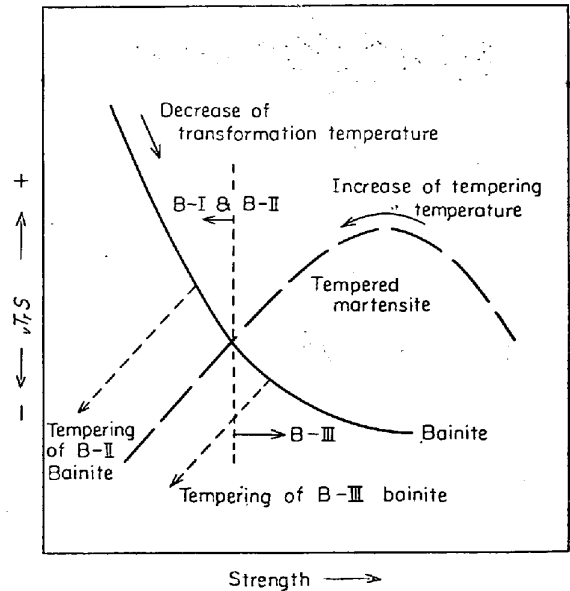


Fig. 17. The effect of the heat treatment on the relationship between the strength and the toughness.

\* 前報<sup>5)10)</sup>では焼もどしの場合の破面単位は測定しておらず、焼入のままの破面単位と仮定して、その  $vT_s$  との関係求めた。本実験で焼もどしによって破面単位が、やや粗大化することが確認されたが、その効果は、ここでのおずれを説明するには小さすぎる。

を示すことによるものであろう。以上の結果をまとめると衝撃遷移温度  $vT_{r,S}$  は PETCH の式<sup>23)</sup>に類似の式：

$$vT_{r,S} = A - 165 \ln l_c^{-1/2}$$

$$(vT_{r,S} : ^\circ\text{C}, l_c : \text{mm})$$

で表わされ、定数  $A$  は変態温度、焼もどし条件さらには合金元素によつて大きな影響を受けることから炭化物の析出形態や転位密度の差などに関連する因子であると考えられる。ここで興味あるのは、焼もどしによつて  $vT_{r,S}$  が低下するにもかかわらず逆に破面単位  $l_c$  が若干粗大化することにある。マルテンサイトを焼もどすとマルテンサイト lath の束内における粒界（多くの場合、それは小傾角であるが）が回復によつて合体し lath の厚さが増すという観察結果<sup>24)25)</sup>があるが、それによつては破面単位が変化しないはずで本実験結果はフェライトの再結晶によるものであろうが、さらに検討を要する。また、焼もどしによつて破面単位がやや粗くなるにもかかわらず遷移温度がきわめて低くなるのは、転位密度の減少あるいは炭化物の球状化を考えざるをえず、 $vT_{r,S}$  の絶対値は破面単位で一義的に決定されるものではない。

以上の結果を参考に強度と衝撃遷移温度の関係を模式的に示すと Fig. 17 のようになる。変態温度が低下するとベイナイトの強度は上昇し遷移温度が低下するのに対し、マルテンサイトを焼もどすと焼もどし温度の上昇につれて軟化するが靱性は低温焼もどし脆性によつて劣化したのち改善される。そのベイナイトを示す曲線と焼もどしマルテンサイトを示す曲線の交点は、ほぼ B-II 型から B-III 型ベイナイトへ移行する点に対応している。ベイナイトを焼もどすと転位密度の低下、炭化物の球状化などによつて軟化するがマルテンサイトの高温焼もどしと同様に靱性も改善されることがわかる。この模式図によつて他の合金元素の効果を考えると、B を添加すると主として B-III 型ベイナイトが生成し、同じ成分で同じ強度の焼もどしマルテンサイトよりすぐれた靱性を示すが、Cr を減少して B-II 型ベイナイトの量を増すと靱性が著しく劣化することが予想され Fig. 13 の結果に一致する。ただし、C 量が 0.25% になると B-III 型ベイナイトおよびその焼もどし組織であつても、その靱性は同じ強度の焼もどしマルテンサイトのそれと大差ないよう（Fig. 13 参照）、高 C の場合には B-III 型ベイナイトの靱性に C 量の影響があるかも知れず、今後検討する必要がある。

## 5. 結 論

基本成分系を 0.15% C-0.25% Si-1.0% Mn-1% Ni-1% Cr-0.5% Mo 鋼とする低 C 低合金ベイナイトの機械

的性質におよぼす Ni, Mn, Cr, C, B の効果を焼もどしマルテンサイトのそれとの比較において検討し、その顕微鏡組織や破面を観察し組織との関連性を調べた。

結果は次のとおりである。

- (1) ベイナイトの機械的性質におよぼす合金元素の効果としては、合金元素添加による変態温度の変化、すなわちベイナイト組織の変化による寄与が大きい。
- (2) 高温で生成したベイナイトの破面単位は低温で生成したもののそれに比べて粗い。
- (3) 合金元素の効果は破面単位、転位密度、炭化物の形態などの変化によつて説明しうる。
- (4) なお、合金元素の個々の効果について述べると次のとおりである。

(i) Ni は 3% まで添加しても焼入焼もどしでは固溶効果による強度上昇はほとんどなく、靱性が若干改善されるが、ベイナイト組織においては、一定速度で冷却してもその生成温度を下げるので強度、靱性とも著しく改善する。

(ii) Mn を 2.5% にするとマルテンサイトの強度が上昇し靱性も劣化する。等温変態させた場合、未変態オーステナイトがかなり残留し、これがマルテンサイト変態するため純粋のベイナイトの性質を検討するのは困難であった。

(iii) Cr を 0.5% に減少すると B-II 型ベイナイトが増加して靱性が劣化する。

(iv) 高 C の B-III 型ベイナイトは焼もどしマルテンサイトと同等の強度、靱性を示すようである。

(v) B の添加は高温におけるベイナイト生成を抑制し、B-III 型ベイナイトの生成を容易にするので靱性改善に有効である。

終わりに本実験結果の公表を許可された中央技術研究所長住友元夫博士に深く感謝いたします。また本実験の遂行にあたり熱処理、機械試験、金相試験に協力された佐多光雄氏、走査電子顕微鏡観察にご協力いただいた上野谷繁雄氏に感謝の意を表します。

## 文 献

- 1) T. TERAZAWA, H. HIGASHIYAMA, and S. SEKINO: Toward Improved Ductility and Toughness, Kyoto (1971), p. 113  
Y.E. SMITH, A.P. COLDREN, and R.L. CRYDERMAN: Toward Improved Ductility and Toughness, Kyoto (1971), p. 131
- 2) 鈴木, 下山, 浜田, 佐藤, 亀井, 塩谷: 三菱重工技報, 4 (1967), p. 271
- 3) K. J. IRVINE and F. B. PICKERING: JISI, 201

- (1963), p. 518
- 4) Y. OHMORI, H. OHTANI, and T. KUNITAKE: Trans. ISIJ, 11 (1971), p. 95
  - 5) T. KUNITAKE, F. TERASAKI, Y. OHMORI, and H. OHTANI: Toward Improved Ductility and Toughness, Kyoto (1971), p. 93
  - 6) Y. OHMORI, H. OHTANI, and T. KUNITAKE: Trans. ISIJ, 12 (1972), p. 146
  - 7) F. B. PICKERING: Transformation and Hardenability in Steels, (1967), p. 109
  - 8) S. MATSUDA, T. INOUE, and M. OGASAWARA: Trans. JIM, 11 (1970), p. 36
  - 9) 寺崎, 大谷: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 293
  - 10) 大谷, 寺崎, 邦武: 鉄と鋼, 58(1972), p. 434
  - 11) W. BOLLMANN: Phys. Review, 103(1956), p.1588
  - 12) I. V. ISAICHEV: Zhur. Tekhn. Fiziki, 17(1947), p. 835
  - 13) 清水, 康, 西山: 日本金属学会誌, 27 (1963), p. 506
  - 14) 寺崎, 大谷: 鉄と鋼, 58(1972), p. 885
  - 15) J. C. SHYNE, E. R. MORGAN, and D. N. FREY: Trans. ASM, 48 (1956), p. 265
  - 16) Y. OHMORI: Trans. ISIJ, 11 (1971), p. 339
  - 17) P. VASUDEVAN, L. W. GRAHAM, and H. J. AXON: JISI, 190 (1958), p. 381
  - 18) W. KÖSTER, L. BAGERT, and R. HAHN: Arch. Eisenhüttenw., 25 (1954), p. 569
  - 19) A. HULTGREN: Trans. ASM, 39 (1937), p. 915
  - 20) C. WELLS, W. BATZ, and R. F. MEHL: Trans. Met. Soc. AIME, 188 (1950), p. 553
  - 21) 中島, 荒木: 鉄と鋼, 57 (1971), S110
  - 22) K. J. IRVINE and F. B. PICKERING: JISI, 188 (1958), p. 101
  - 23) N. J. PETCH: Phil. Mag., 3 (1958), p. 1128
  - 24) T. KUNITAKE: Trans. ISIJ, 7 (1967), p. 254
  - 25) T. KUNITAKE: Symposium low alloy high strength steels, Nuremberg, (1970), p. 41