

## 論 文

UDC 669.15-194.2 : 669.112.227.33 : 621.785.4 : 539.016.3 : 539.55

## 低炭素低合金ベイナイトの強度と靱性\*

大森 靖也\*\*\*・大谷 泰夫\*\*\*・邦武 立郎\*\*

## The Strength and Toughness of Low-carbon Low-alloy Bainite

Yasuya OHMORI, Hiroo OHTANI, and Tatsuro KUNITAKE

## Synopsis:

The relationship between the morphology and the mechanical properties in the isothermally transformed low-carbon low-alloy bainite has been investigated in comparison with those of tempered martensite.

The strength of bainite increased with lowering the transformation temperature because of the reduction of the thickness of the ferrite laths. As the decrease in the transformation temperature also reduced the unit crack path for cleavage fracture, the toughness in the impact test was improved. In the martensite-bainite duplex structure formed by isothermally below  $M_s$ , higher tensile strength was achieved without losing toughness and this structure exhibited better impact properties than the martensite tempered at lower temperatures to produce the equivalent strength. The toughness of this duplex structure, however, was not so good as that of the bainite-martensite duplex structure formed by the continuous cooling transformation in the vicinity of upper critical cooling rate.

(Received Aug. 11, 1971)

## 1. 緒 言

先の報告<sup>1)</sup>で、低炭素低合金鋼のベイナイトは、未変態オーステナイト（これはつづく焼入れの過程でマルテンサイトになるが）の層をその間に含む炭化物の析出していないフェライトの lath からなる I 型ベイナイト、典型的な上部ベイナイトである II 型ベイナイト、下部ベイナイトに類似したセメンタイトの微小な板状析出物を含むが上部ベイナイトと同じ  $\langle 111 \rangle_\alpha \langle 110 \rangle_\alpha$  晶癖を示す III 型ベイナイトの 3 つに分類できることを示した。したがって、このような形態学的な差異は鋼の強度と靱性に大きく影響することが予想される。

事実、靱性に対する顕微鏡組織の影響は従来から多くの研究の対象とされ、現在ではパーライトからベイナイトを経てマルテンサイトへと組織が変化することによつて衝撃性質が改善されることは広く受け入れられている<sup>2,3)</sup>。0.34% C 鋼のベイナイト組織については、中島と荒木<sup>4)</sup>によつて等温変態温度を下げると劈開破面がこまかくなつて衝撃遷移温度が著しく低下することが確められている。

このような遷移温度の低下は通常、結晶粒度の微細化によるものと考えられてきたが、最近の研究<sup>5)-8)</sup>によると、靱性は個々の粒とは直接には対応しない破面単位

の大きさに、より密接に関連していることが明らかになった。井上<sup>9)</sup>は焼戻しマルテンサイトにおいて、このような破面単位は方位がほぼ同じフェライト lath の束からなつていたことを示した。寺崎と大谷<sup>7)</sup>はこの考えを進展させ破面単位は、その  $\{100\}_\alpha$  劈開面が互いに  $10^\circ$  以上かたむいていないフェライト粒の集合からなつていたことを見出した。したがって、この場合、破面単位はほぼ同一の方位をもつたフェライトの束とする場合よりも多くのフェライト粒を含むことになる。

最近、EDWARDS<sup>10)</sup>は 0.34% C-3% Ni-Cr-Mo 鋼において下部ベイナイトとマルテンサイトの複合組織がベイナイトあるいはマルテンサイトの単独組織よりすぐれた靱性を示すことを見出しているが、その原因の解明にはいたっていない。低炭素低合金鋼の連続冷却変態においても大谷<sup>8)</sup>は同種の効果を認めている。後者の場合は III 型ベイナイトとマルテンサイトの 2 相共存組織であり、かれらはベイナイトの生成がオーステナイト粒を分割する結果破面単位が小さくなつて靱性が改善されることを示した。したがって、今回の実験の目的は低炭素低

\* 昭和46年4月本会講演大会にて発表  
昭和46年8月11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. The chemical compositions of the steels used (wt%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	sol Al
7	0.30	0.30	0.84	0.004	0.005	0.30	1.11	0.53	0.47	0.03	0.030
5	0.24	0.24	0.83	0.007	0.011	0.30	1.06	0.54	0.51	—	0.029

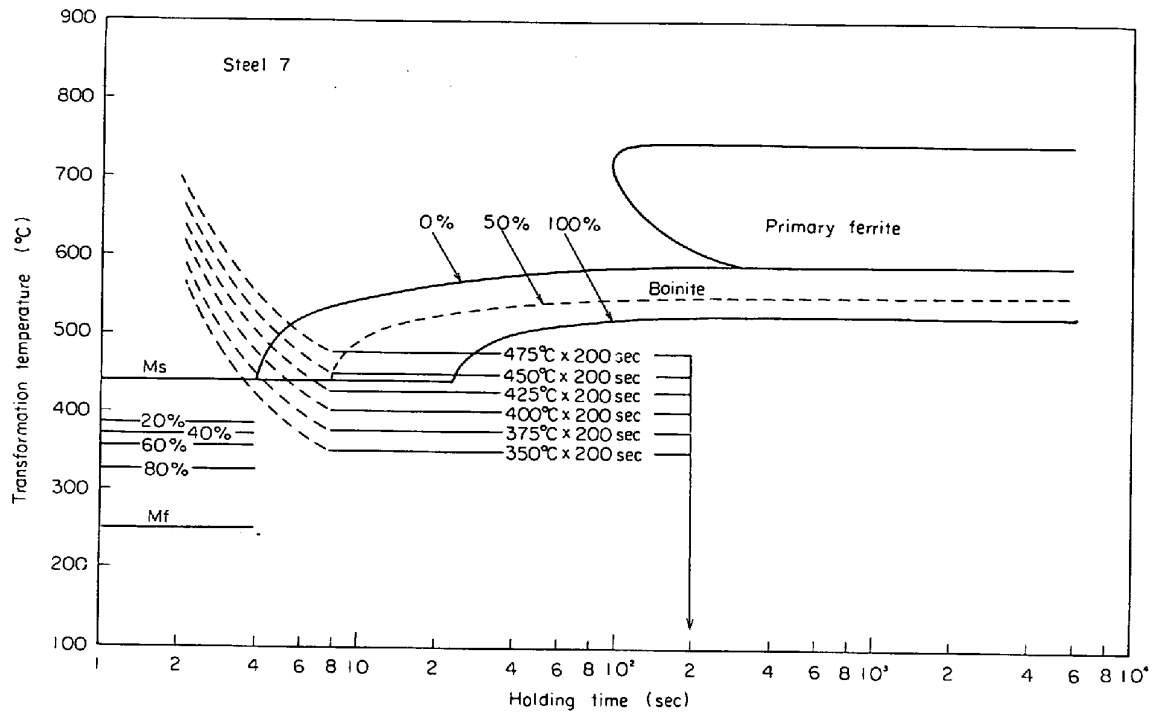


Fig. 1. The TTT diagram and the details of the heat treatments for the steel 7.

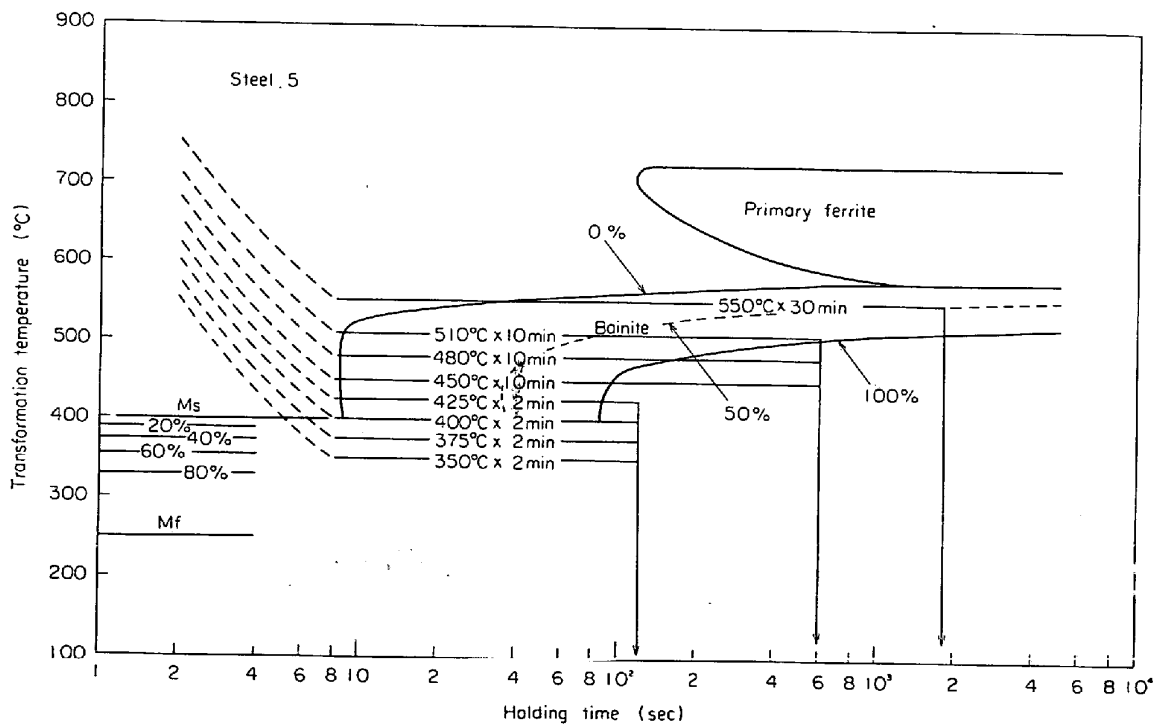


Fig. 2. The TTT diagram and the details of the heat treatment for the steel 5.

合金鋼の強度と靱性をとくにその変態温度との関連において調査し、結果を焼戻しマルテンサイトの挙動と比較検討することである。

## 2. 実験方法

### 2.1 供試鋼と熱処理

実験に供した2種の鋼の化学成分をTable 1に示す。これらは7 mm厚の熱延鋼板として入手し7×15×70 mm<sup>3</sup>の短冊型に加工した。

ベイナイト組織を生成するための熱処理は先に決定したりTTT図を用いて行なつた。試料はアルゴン雰囲気の中で1200°Cで15 minのオーステナイト化を行なつたのち必要な分解温度に保持した鉛浴炉に焼入れた。適当な時間その温度で等温変態したのち氷水中に焼入れた。熱処理の詳細はFig. 1およびFig. 2に模式的に示す。

ベイナイト組織と焼戻しマルテンサイトの性質を比較するために鋼5は1200°Cで15 minオーステナイト化し、氷食塩水に焼入れ完全マルテンサイト組織とした。焼戻しは200ないし650°Cの温度域で1 hr行なつた。

### 2.2 機械的性質

衝撃遷移温度は5 mm厚の2 mmV切欠きシャルピー・サブサイズ試験片を用いて決定した。引張り試験片の形状はFig. 3に示すとおりで試験条件は常温で引張り歪速度が6.7%/minである。このほか、焼戻しマルテンサイトの硬度も測定した。

### 2.3 顕微鏡組織の観察と破面観察

顕微鏡組織の観察には光学顕微鏡および電子顕微鏡を用いた。薄膜は硝酸・クロム酸電解液を用いて作成し加速電圧200kVの日立製作所製HU-200電子顕微鏡によつて観察した。これに対し、シャルピー衝撃試験片の脆性破面は日本電子光学製JSM-2型走査型電子顕微鏡によつて調べた。

## 3. 実験結果

### 3.1 機械的性質

ベイナイト

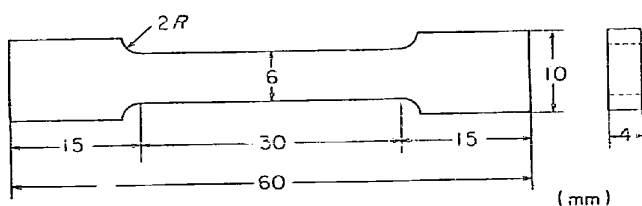


Fig. 3. The shape of the tensile specimens.

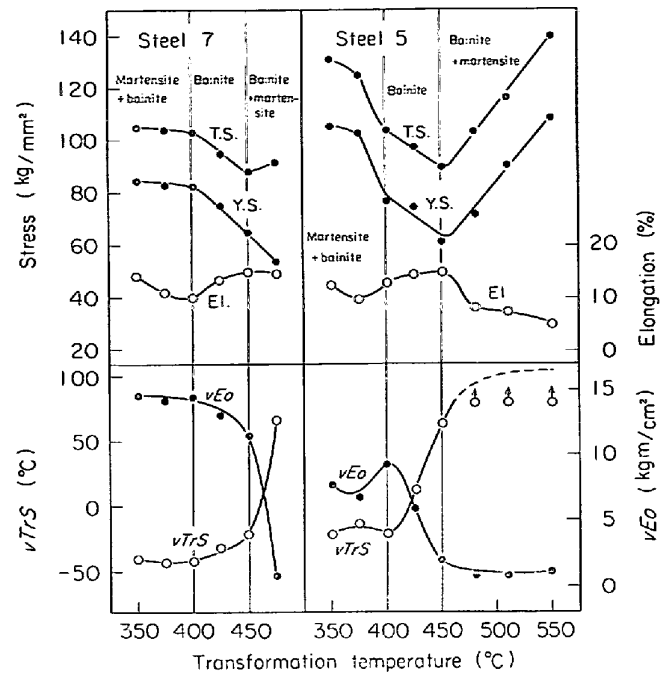


Fig. 4. The effect of the isothermal transformation temperatures on the mechanical properties of the steels 7 and 5.

鋼7および5のシャルピーおよび引張り性質と等温変態温度の関係を示すFig. 4に示す。450°C以上では、鋼5の引張り強さは変態温度が上昇すると上昇するが靱性は急激な低下を示す。これは、つづく焼入れ中に未変態オーステナイトが変態して生成するマルテンサイトに起因するものとして説明できると考えられる\*。

450°Cから400°Cの温度域では、変態温度の低下につれて衝撃性質、強度とも改善される。また鋼7と鋼5がこの温度域で全く同じ強度とその温度依存性を示し、この組織の強度に対しては0.1%のC濃度差がほとんど影響しないことは興味深い現象である。400°C以下では鋼7の強度がほとんど変化しないのに対し鋼5は温度低下とともに著しく強度が上昇する。これらの温度域では各鋼の靱性は400°Cのそれとほとんど変わらない。

焼戻しマルテンサイト

Fig. 5に鋼5の機械的性質と焼戻し温度の関係を示す。焼戻し温度が高くなると、当然のこととして強度は低下するが、350°Cおよび550°C近傍で軟化の遅延が認められる。これに対して、衝撃性質は全く異なつた挙動を示し、250°Cないし400°Cの間で脆化がおこる。

これはいわゆる低温焼もどし脆性でセメント析出に

\* Fig. 2に示したTTT図によると480°Cにおける変態ではマルテンサイトの生成は予想されないが、本実験ではオーステナイトが完全には分解されておらず、つづく焼入れによつて未変態オーステナイトがマルテンサイト変態していることが顕微鏡観察によつて確認された。

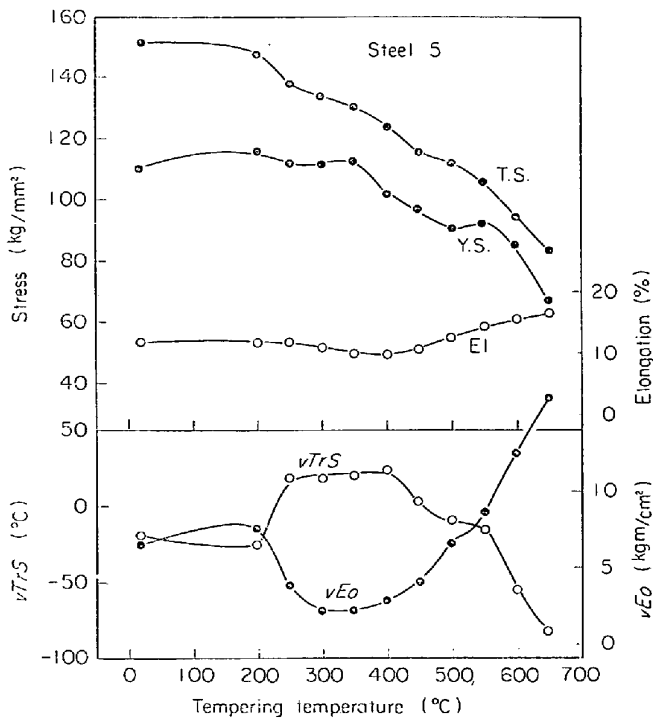
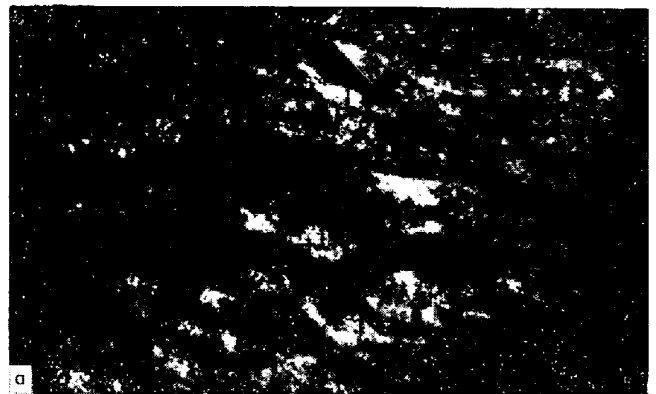


Fig. 5. The effect of the tempering temperature on the mechanical properties of the martensite (the steel 5).



×500 (3/5)

Photo. 1. The carbide-free bainite laths (the bainite I) formed by the isothermal transformation at 510°C in the steel 5.



×20 000 (4/9)

Photo. 2. Typical upper bainite (the bainite I) formed at 475°C in the steel 7 (a) the bright field image, and (b) the dark field image using a cementite reflection.

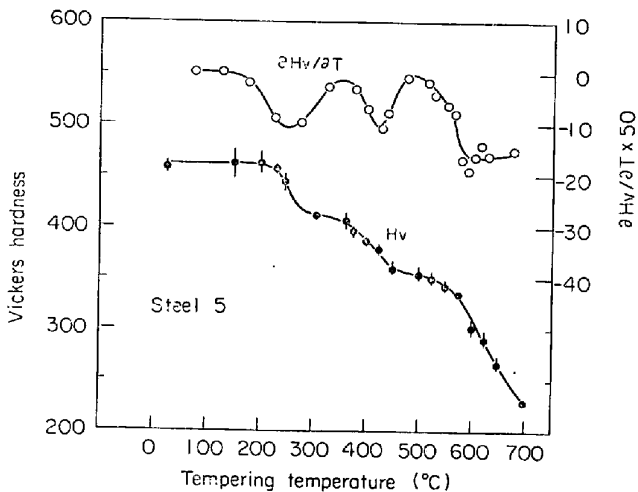


Fig. 6. The effect of the tempering temperature on the hardness of the martensite.

よるものと考えられている<sup>9)</sup>. 高温で焼戻すと靱性は改善されるが、550°C 近傍でこの改善がやや遅延されているのは注意する必要がある。このような複雑な焼戻し挙動を解明するために、焼戻しマルテンサイトの硬度を測定し、その温度微分とともに結果を Fig. 6 に示した。ここで、硬度の温度微分が 250°C ないし 420°C および 430°C ないし 600°C で大きな増加を示すことがわかる。

### 3.2 顕微鏡組織

500°C 以上で等温変態すると変態は未完了で炭化物析

出を伴わないフェライトが lath の束として生成し、未変態オーステナイトはつづく焼入れの過程でマルテンサイトに分解する (Photo. 1)。この種の組織は先に 1 型ベイナイト<sup>1)</sup>と分類したものである。475°C 近傍まで変態温度をさげるとフェライト lath の界面にセメンタイトの層が析出した典型的な上部ベイナイト、すなわち II



×20 000 (4/9)

Photo. 3. The bainite I formed at the temperature as low as 475°C (a) the bright field image, and (b) the dark field image using a martensite reflection which arose from the layers between the bainite laths.

型ベイナイト<sup>1)</sup>が生成する (Photo. 2 (a) および (b)). しかしながら Photo. 3 (a) および (b) に示すように I 型ベイナイトも、なお存在していることがわかった. この事実はオーステナイトがはまだ完全には分解していないことを示しており Fig. 1 および 2 に示した TTT 図<sup>2)</sup>と矛盾する. しかし、これは熱処理材の寸法効果として説明できると考えられる. すなわち、試料が大きいために等温変態温度までゆつくり冷却されると、かなりの量の炭化物の析出していないベイナイトが生成しオーステナイト中に C 原子が濃縮される結果、この未変態オーステナイトが安定化されるであろう.

450°C から 400°C の温度域では、典型的な III 型ベイナイト<sup>3)</sup>となり Photo. 4 (a) に示すようにフェライト lath は  $\langle 111 \rangle_{\alpha} \{110\}_{\alpha}$  晶癖を示すもののセメンタイトの形態は下部ベイナイトのそれに類似している. セメンタイトの回折点を用いた暗視野像、制限視野電子回折像、およびその模式図を Photo. 4 (b), (c), (d) に示す. この電子回折像よりフェライトとセメンタイトの間関係は次のような ISAICHEV の結晶方位関係<sup>10)</sup>になつていくことがわかる.

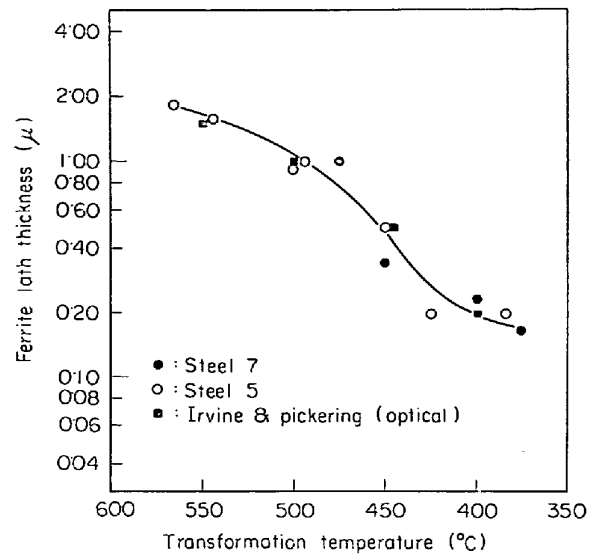


Fig. 7. The effect of the isothermal transformation temperature on the thickness of bainite laths.

$$(010)_{c} // (\bar{1}\bar{1}\bar{1})_{\alpha}$$

$$(\bar{1}03)_{c} // (011)_{\alpha}$$

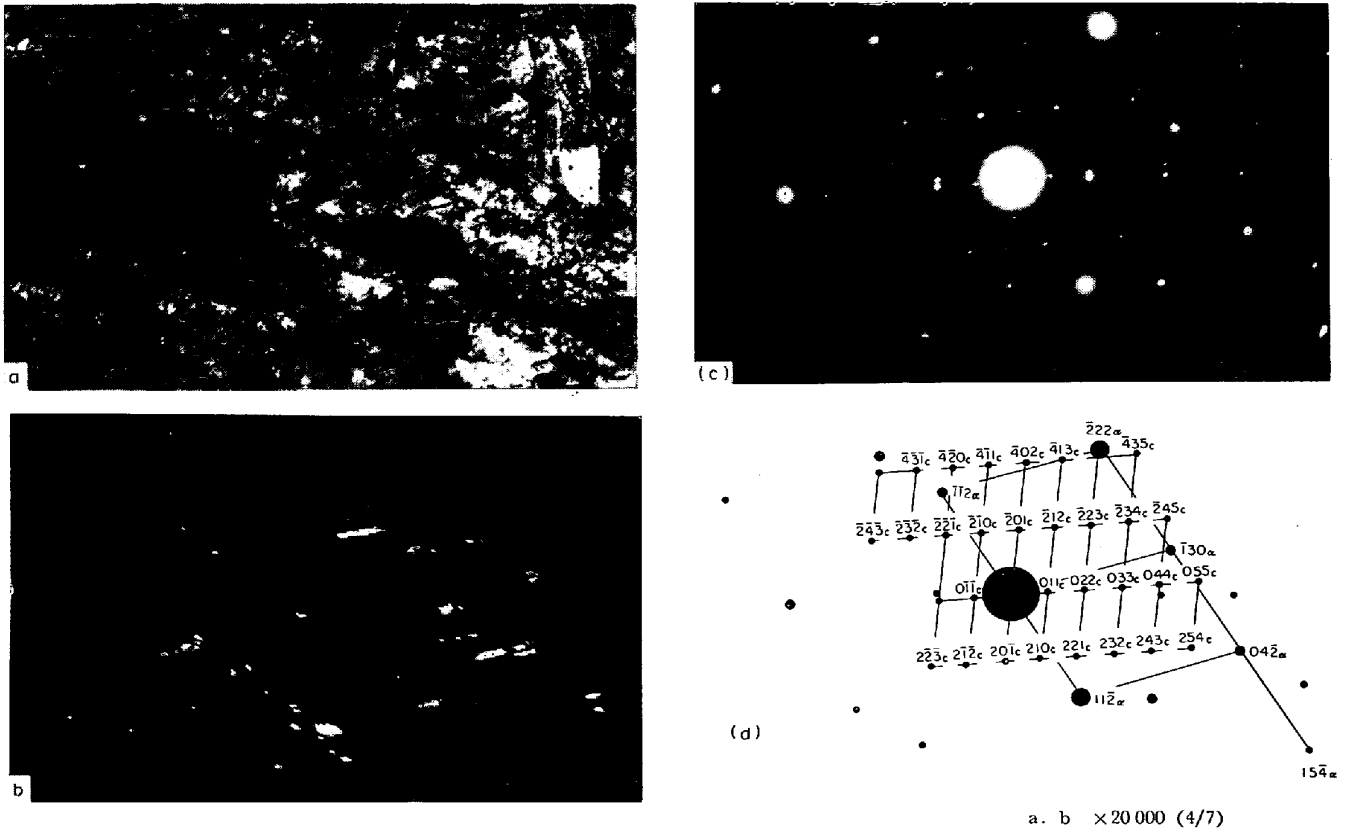
しかしながら BAGARYATSKII の関係<sup>11)</sup>にもきわめて近いので、この電子線入射方向からの回折像では両者の区別は困難である. 鋼 7 の Ms 点は 400°C 以上であるが 400°C でもマルテンサイトの生成は認められなかつた. これも同じく試料の寸法効果によるものであろう.

変態温度が 400°C から Mf 点の間の領域まで下ると、マルテンサイトとベイナイトの 2 相共存組織となるが Photo. 5 および Photo. 6 に示すようにマルテンサイトおよびベイナイトの lath はそれぞれ、個々の束として生成する.

このようなベイナイト lath の厚さは顕微鏡写真を用いて測定し結果を IRVINE と PICKERING の低炭素低合金鋼に対する結果<sup>12)</sup>に重ね合せて、Fig. 7 に示した.

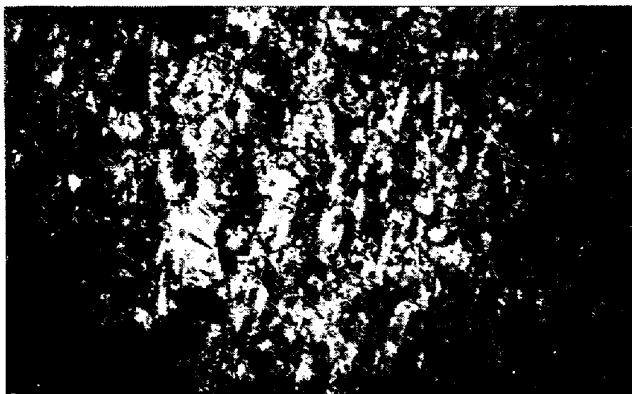
#### 焼戻しマルテンサイト

鋼 5 のマルテンサイトは Photo. 7 に示すようにウィドマンステッテン状の微細な析出物を含んだ lath の束からなつている. これらの autotemper によつて析出した炭化物からの回折点はあまりはつきりしたものではないので、その構造決定は困難であるがその晶癖、すなわち、成長方向と晶癖面は  $\langle 111 \rangle_{\alpha} \{110\}_{\alpha}$  であつた. 200°C ないし 300°C の焼戻しでは、このウィドマンステッテン状の炭化物にほとんど変化は認められないが、300°C 以上で焼戻すと Photo. 8 (a) および (b) に示すように微細でほぼ連続な炭化物粒子がマルテンサイトの



a, b  $\times 20\,000$  (4/7)

Photo. 4. The bainite III formed at  $450^\circ\text{C}$  in the steel 7 (a) The bright field image, (b) The dark field image using a cementite reflection, (c) The selected area electron diffraction pattern, and (d) Its schematic representation.



$\times 20\,000$  (4/7)

Photo. 5. The bunch of bainite laths in the martensite-bainite duplex structure.



$\times 20\,000$  (4/7)

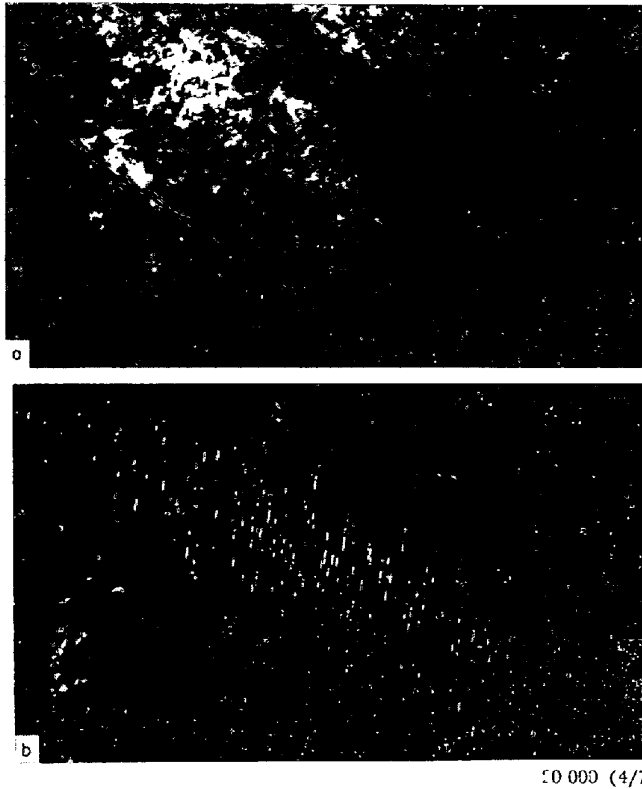
Photo. 6. The bunch of martensite laths in the martensite-bainite duplex structure.

lath 界面や元のオーステナイト粒界に析出する。  $450^\circ\text{C}$  以上で焼戻すと、これらの炭化物は凝集し球状化する。

### 3-3 破面観察

シャルピー衝撃試験片の脆性破面を走査型電子顕微鏡によつて調べた。  $450^\circ\text{C}$  および  $400^\circ\text{C}$  で生成したベイナイト組織に対応するものをそれぞれ Photo. 9 (a) および Photo. 10 (a) に示す。 これらから破面の大部分はその中にリバーパターンが見える典型的な劈開破面であ

ることがわかる (Photo. 9 (a) の A, Photo. 10 (a) の B)。 個々の破面単位を分割する境界には延性破壊の領域が認められ、また劈開破壊にとりのこされた領域は比較的広い延性破面を示している (Photo. 9 (a) の B, Photo. 10 (a) の A)。 このような破面単位の境界は模式的に Photo. 9 (b) および Photo. 10 (b) に示す。 変態温度が下ると破面単位が小さくなっているのはこれらの比較から明らかであろう。



50 000 (4/7)

Photo. 7. Widmanstätten array of the carbide laths in the martensite of the steel 5.  
(a) the bright field image, and (b) the dark field image using a carbide reflection.

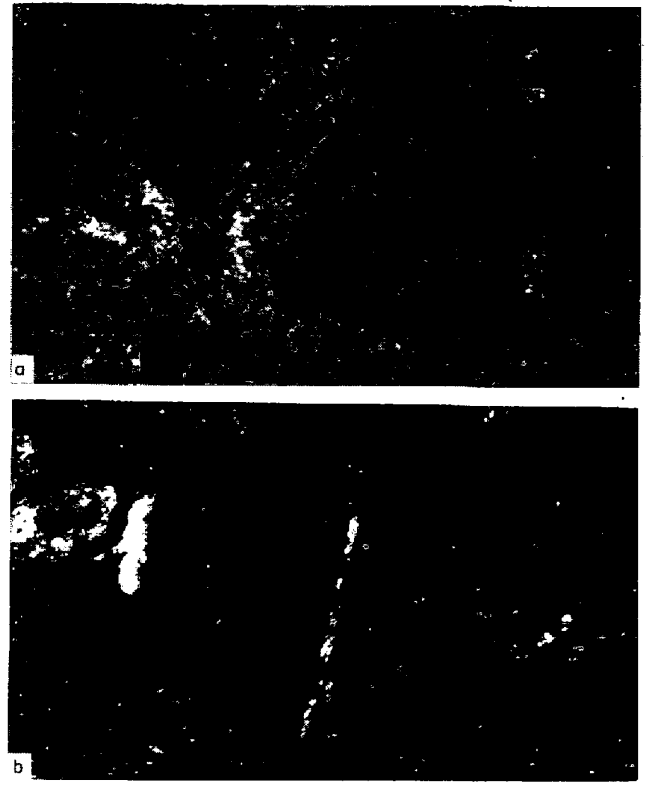
400°C で 1 hr 焼戻したマルテンサイトの破面は Photo. 11 に示すように典型的な粒界破壊を示しておりベイナイトの場合と完全に異なっている。

#### 4. 考 察

##### 4.1 ベイナイト

400°C ないし 450°C で等温変態させると両鋼は C 量が 0.1% も異なるにもかかわらず全く同じ強度水準および変態温度依存性を示している。この温度域で生成された組織は主としてⅢ型ベイナイトであつた。IRVINE と PICKERING<sup>12)</sup> はすでに低炭素低合金鋼のベイナイトの硬さは主としてフェライト粒度に依存し、炭化物の分散密度はほとんど影響しないことを指摘している。同様の結果は炭素鋼においても認められ<sup>13)</sup>、いずれも今回の結果、すなわち、変態温度によつてのみベイナイトの厚さが変化しそれが強度変化に対応している事実とよく一致している。

ベイナイトの衝撃遷移温度は変態温度が下ると低下している。この事実は従来から変態温度の低下に伴うフェライト粒の微細化ということで説明されてきた<sup>14)</sup>。もちろん、今回の実験においても、これは定性的に正しいとい



40 000 (4/7)

Photo. 8. The grain boundary precipitation of carbides in the martensite tempered at 400°C for 1 hr.  
(a) the bright field image, and (b) the dark field image using a carbide reflection

えるが、最近の研究<sup>5)・8)</sup>によると個々の粒より破面単位の方が、より密接に衝撃性質と関連することが知られている。事実、本実験においても Photo. 10 および Photo. 9 に示すように 400 および 450°C の変態に対応して破面単位がそれぞれ約 20 $\mu$  および 50 $\mu$  (直径) であるのに個々のフェライト lath の厚さは 0.2 $\mu$  および 0.5 $\mu$  程度である。(破面単位の測定誤差は  $\pm 5\mu$  程度で 20 $\mu$  および 50 $\mu$  の差は完全に有意である) したがって、個々のフェライト粒は破面の大きさとの直接対応は考えられず破面単位 (unit crack path)<sup>7)</sup> の概念の導入が不可欠になる。ここで注意すべきは変態温度の低下とともに破面単位が小さくなつてきていることで、これは変態温度が下ると、同じオーステナイト粒内に生成するほぼ同じ方位のフェライト lath の束の数が増加することを示すものであろう。HEHEMANN と TROIANO<sup>15)</sup> によると成長可能なベイナイト核の数は温度が上れば減少することであるし、また AARONSON と WELLS<sup>16)</sup> はこのようなベイナイトの lath が "sympathetic" に束になつて生成することを示した。したがって lath の束の寸法は温度

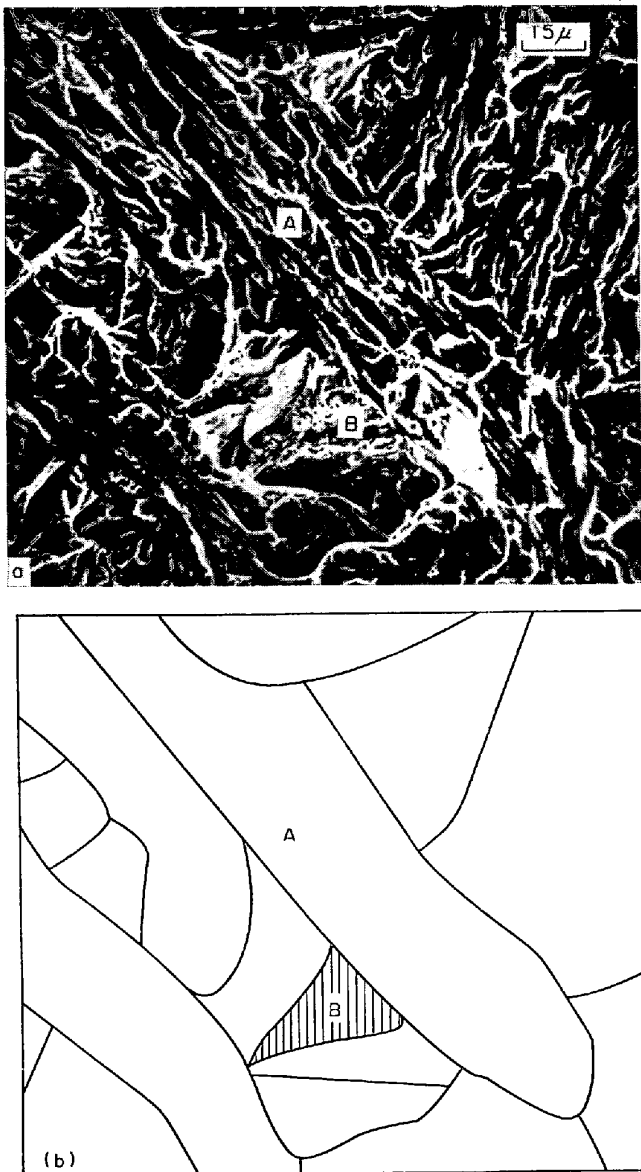


Photo. 9. Brittle fracture surface of the steel 5 isothermally transformed at 450°C for 10 min (broken at -40°C).  
 (a) the scanning electron micrograph,  
 (b) the schematic illustration of the facet interfaces (A : cleavage facet, B : ductile area)

の低下とともに小さくなることが予想され本実験結果とよく合っている。Fig. 4 から明らかなように C 量が変化すると、衝撃性質は著しく変わり、ベイナイト中の微細セメント板が何らかの意味で劈開破壊を誘起していることを示唆している。これはまた McMAHON と COHEN<sup>17)</sup>の実験とよく一致するものである。すなわち、彼らは多結晶鉄中のフェライトのクラックの大部分は炭化物から発生していることをつきとめている。本実験では延性破壊における吸収エネルギーが、C量の減少とと

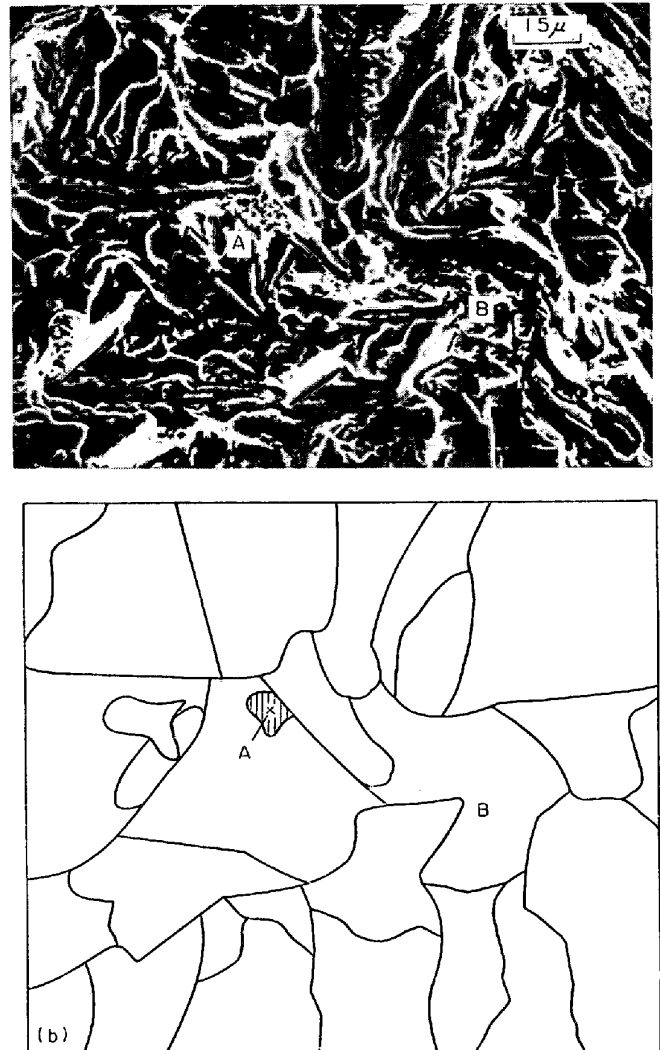


Photo. 10. Brittle fracture surface of the steel 5 isothermally transformed at 400°C for 2 min (broken at -60°C)  
 (a) the scanning electron micrograph,  
 (b) the schematic illustration of the facet interfaces.  
 (A : ductile area, B : cleavage facet)

もに増大しているが、これもまた GURLANDとPLATEAU<sup>18)</sup>の結果とよく合っているといえよう。彼らによれば延性は分散粒子の体積含有率が増加すると急激に劣化することであり、その原因としては単位面積あたりの dimple の数の増加が考えられている。

#### 4.2 マルテンサイト-ベイナイト2相共存組織

400°C から Mf 点の間で変態させるとマルテンサイト-ベイナイト2相共存組織の生成が観察された。この組織の強度はC量の増加に伴って著しく上昇している。これはマルテンサイトの強度のC量依存性が著しく大きい<sup>19)</sup>という事実によっても説明しうるものである。IRVINE ら<sup>20)</sup>はこのような低炭素マルテンサイトの硬化を主として固溶C量の差に帰しているが本実験ではマル



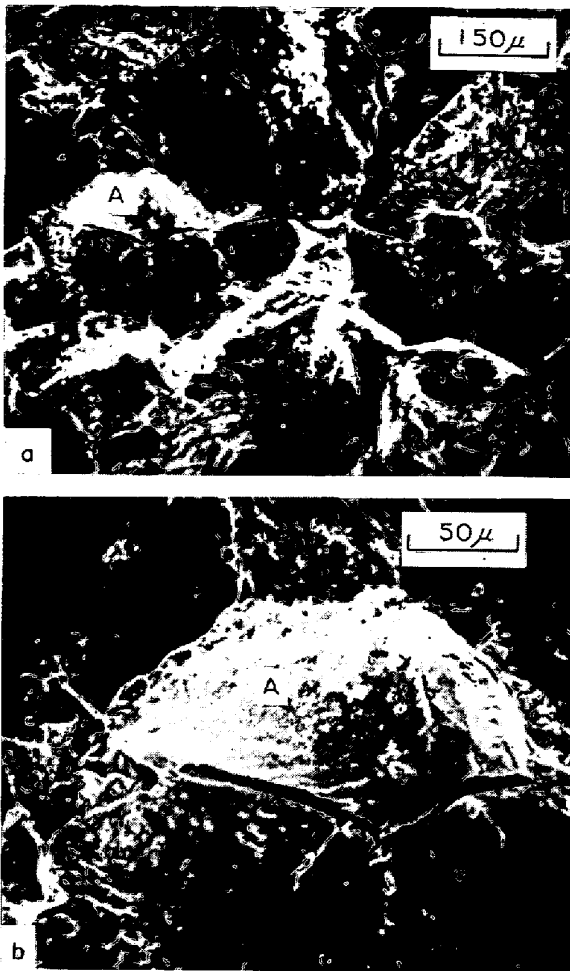


Photo. 11. A typical intergranular fracture surface in the martensite tempered at 400°C for 1hr (broken at -80°C).  
(a) lower magnification, and (b) higher magnification

テンサイトがほぼ完全に焼戻されているので疑問と云わざるをえない。すなわち、今回の実験ではマルテンサイトは等温変態温度まで下がる過程で形成されたもので保持温度に到達後はベイナイト変態がおこる。したがって、はじめに生成したマルテンサイトは、この等温保持の間に完全に焼戻され固溶Cはウィドマンステッテン状の炭化物として析出される。かくしてC量の変化に伴う強度の変化はマルテンサイト中に微細に分散したウィドマンステッテン状炭化物の量か、あるいは、保持温度への不完全焼入れによるベイナイト生成量の差によつてのみ説明しうるものであろう。

これに対して衝撃遷移温度は等温変態温度が 400°C から 350°C に下つてベイナイト変態に先行するマルテンサイト量が増加してもさらに完全マルテンサイト組織でもほとんど変化せず一定であつた。これは、これらの温度域で生成した2相共存組織やマルテンサイトの破面

単位<sup>2)</sup>が変化しないことを示唆しており、この温度域で生成したベイナイトあるいはマルテンサイトの lath の厚さが 0.2 μ 程度でほぼ一定であることもよい一致を示すものであろう<sup>3)</sup>。

しかしながら、連続冷却変態の場合はⅢ型ベイナイトとマルテンサイトの2相共存組織はマルテンサイト単独組織よりはるかにすぐれた衝撃性質を示した<sup>2)</sup>。この事実は靱性を改善する上で変態の順序がきわめて重要な意味をもつことを示しているといえる。すなわち、マルテンサイト変態に先行して 10~20% のⅢ型ベイナイトが生成すると靱性は著しく向上するが 70~80% のマルテンサイトが先に生成し、のちにベイナイトが形成されても靱性はほとんど変化しない。この点に関しては、すでにマルテンサイトに先行するベイナイト変態がオーステナイト粒をいくつかの部分に分割する結果、破面単位が小さくなるという事実が指摘されている<sup>2)</sup>。これはまた、かなりの量のマルテンサイトが生成したあとにベイナイトが生成する結果、ベイナイト自身にもはやオーステナイト粒の分割能力のない今回の実験結果をも説明しうるものである。

#### 4.3 焼戻しマルテンサイト

マルテンサイトを焼戻すと当然軟化するが 250°C から 420°C および 430°C から 600°C の温度域で軟化が若干遅れている。とくに前者は著しい靱性の低下を伴うもので GROSSMANN<sup>21)</sup> は最初、残留オーステナイトの分解によるものと考えた。しかし、のちに LEMENT<sup>22)</sup> はこれがセメンタイトの析出によることを示した。今回の結果ではマルテンサイトの lath 界面や元のオーステナイト粒界に沿つて炭化物がフィルム状に析出しており、脆性破壊はこの界面に沿つて進行しているので LEMENT<sup>22)</sup> の考えで説明することができる。ただ、最近の研究<sup>24)</sup>によると、多くの場合セメンタイトとほぼ同様な回折像を示す単斜晶の $\gamma$ 炭化物<sup>22)23)</sup>がこれらの温度域で生成することが高炭素マルテンサイトの焼戻し過程で見い出されているので、はたして低温焼もどし脆性が $\gamma$ 炭化物によるのかセメンタイトによるのかという点は明らかでない。

これに対し高温側での軟化の遅れは合金炭化物の析出による典型的な2次硬化で、この場合 Mo<sub>2</sub>C の析出がその原因と考えられる<sup>25)</sup>。

#### 4.4 ベイナイトと焼戻しマルテンサイトの比較

ベイナイトと焼戻しマルテンサイトの機械的性質を比

\* 400°C~350°C で等温変態させた場合の保持時間はわずか 2 min であり元のオーステナイト粒界にフィルム状にセメンタイトが析出しないので粒界破壊は現われていない。

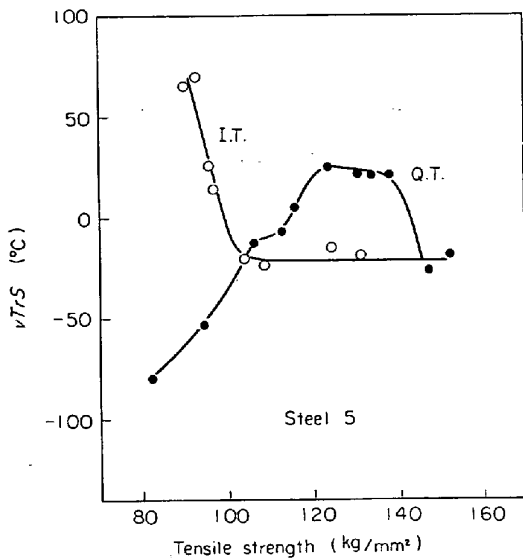


Fig. 8. The relationship between the strength and toughness.

較するために、これら組織の強度と靱性の関係をFig. 8に示した。引張り強さが  $100 \text{ kg/mm}^2$  以下では通常の焼入焼もどしの方がすぐれた衝撃性質を示すが、それ以上の強度水準では等温変態組織の方が靱性が改善される。これは前述のように焼戻しマルテンサイトの低温焼もどし脆性によるものであろう。したがって今後、低温焼もどし脆性を示さない焼戻しマルテンサイトとベイナイトあるいはマルテンサイトとベイナイトの2相共存組織の靱性を比較することは興味深いものと考えられる。

## 5. 結 論

等温変態によつて生成したベイナイトと焼戻しマルテンサイトの機械的性質を比較して次のような結論を得た。

- 1) 等温変態温度を  $450^\circ\text{C}$  から  $400^\circ\text{C}$  に下げると衝撃遷移温度が低下するとともに強度が上昇する。これはフェライト lath の厚さと破面単位<sup>2)</sup>の微細化で説明できる。
- 2) ベイナイトの強度はC量によつてほとんど変化しない。
- 3) マルテンサイトとベイナイトの2相共存組織の生成によつて靱性を失うことなく高強度水準が達成される。ただし、この場合は高Cの方が高強度を得るためには有効である。
- 4) マルテンサイトを  $250^\circ\text{C}$  から  $450^\circ\text{C}$  の間で焼戻すと大きな脆化を示し(低温焼もどし脆性)、脆性破壊は典型的な粒界破壊となる。
- 5) 低温焼もどし脆性が存在するため  $100 \text{ kg/mm}^2$  以

上の強度水準(引張り強さ)を得ようとすれば焼戻しマルテンサイトより等温変態組織の方が靱性の点ですぐれている。

本実験結果の公表を許可された住友金属工業株式会社中央技術研究所長専務取締役住友元夫博士、実験の遂行にあたりご指導いただいた三好栄次博士、また電子顕微鏡観察にあたり種々便宜をはかっていたいただいた白岩俊夫博士、寺崎富久長博士に深く感謝いたします。

また実験にご協力いただいた山本利明氏、佐多光雄氏に感謝いたします。

## 文 献

- 1) Y. OHMORI, H. OHTANI, and T. KUNITAKE: Trans. ISIJ, 11(1971), p. 250
- 2) B. CINA and P. JUBB: JISI, 189(1959), p. 329
- 3) D. P. EDWARDS: JISI, 207(1969), p. 1494
- 4) 中島, 荒木: 鉄と鋼, 57(1971), S 110
- 5) A. M. TURKALO: Trans. AIME, 218(1960), p. 24
- 6) T. INOUE, et al.: Trans. JIM, 11(1970), p. 36
- 7) 寺崎, 大谷: 鉄と鋼, 58(1972), p. 293
- 8) 大谷, 寺崎, 邦武: 鉄と鋼, 58(1972), p. 434
- 9) B. S. LENENT, B. L. AVERBACH, and M. COHEN: Trans. ASM, 46(1954), p. 851
- 10) I. V. ISAICHEV: Zhur. Tekhn. Fiz., 17(1947), p. 835
- 11) A. BAGARYATSKII: Dokl. Akad. Nauk SSSR, 73(1950), p. 1161
- 12) K. J. IRVINE and F. B. PICKERING: JISI, 188(1958), p. 101
- 13) Y. OHMORI and R.W.K. HONEYCOMBE: Proc. Int. Conf. Sci. Tech. Iron and Steel (Tokyo) (1970)
- 14) A. F. COTTRELL: Trans. AIME, 212(1958), p. 192
- 15) R. F. HEHEMANN and A. R. TROIANO: Trans. AIME, 200(1954), p. 1272
- 16) H. I. AARONSON and C. E. WELLS: Trans. AIME, 204(1956), p. 1216
- 17) C. J. McMAHON and M. COHEN: Acta Met., 13(1965), p. 591
- 18) J. GURLAND and J. PLATEAU: Trans. ASM, 56(1963), p. 442
- 19) P. G. WINCHELL and M. COHEN: Trans. ASM, 55(1962), p. 347
- 20) K. J. IRVINE, F. B. PICKERING and J. GARTONE: JISI, 190(1960), p. 66
- 21) M. A. GROSSMANN: Iron Age, July 17. (1924)
- 22) M. J. DUGGIN and L. J. E. HOFER: Nature, 212(1966), p. 248
- 23) K. J. JACK and S. WILD: Nature, 212(1966), p. 248
- 24) Y. OHMORI and S. SUGISAWA: Trans. JIM, 12(1971), p. 170
- 25) K. J. IRVINE and F. B. PICKERING: JISI, 190(1960), p. 137