

論 文

UDC 669.15'24'28-194.55 : 669.15'24'28-194.591 : 539.4 : 539.56

5%Ni-0.5%Mo 鋼の焼もどしマルテンサイトと
ベイナイトの強度と靱性*

鎌田 晃郎**・腰塚 典明**・船越 督己**

Strength and Toughness of Tempered Martensite and Bainite
in 5%Ni-0.5%Mo Steels

Akio KAMADA, Noriaki KOSHIZUKA, and Tokushi FUNAKOSHI

Synopsis:

The relation between strength and toughness of tempered martensite and bainite was investigated for 5%Ni-0.5%Mo steels containing 0.15% or 0.30%C with various austenite grain size. When toughness of martensite is compared with that of bainite in the same strength level, former is more affected by austenite grain size and less affected by carbon content.

The surface and cross sections of fractured specimens after impact tests were examined by scanning and ordinary electron microscopy in order to investigate the structural factors affecting toughness. These microscopic observation indicated that the fracture facets were formed at the large martensites or bainites and at the packets of relatively thick laths which were found when the austenite grains were coarse or the C content was low. Although the concept of the effective grain size seemed to be valid in the martensite and bainite structure as the fracture facet size coincided with those of packets in these structures, behavior of toughness was not completely explained by this factor only. The role of carbide to impair toughness is emphasized from the point that the increase of C content decreases the toughness of the bainite, in spite of the structure becoming fine, where the carbides become coarse and abundant.

(Received Dec. 8, 1973)

1. 緒 言

最近の高張力鋼は焼もどしマルテンサイト組織にすることにより高い強度と靱性を得ているものが多い。しかしベイナイト組織も焼もどしマルテンサイトと類似の組織であることが知られており¹⁾、近年ベイナイトの強度と靱性が焼もどしマルテンサイトと比較のうえで検討されるようになってきた^{2)~4)}。今までの文献をしらべてみると同一強度で比較した場合、焼もどしマルテンサイトの靱性がすぐれているものとするもの^{5)~10)}と、ベイナイトの靱性が優るとするもの^{11)~16)}と相なかばしているように思われる。最近でも M_s 点直上で生成するベイナイトは焼もどしマルテンサイトよりも同一強度での靱性がすぐれているという報告⁹⁾があり、関心が高まっている¹⁷⁾。

一方これらの変態生成物は再結晶による等軸フェライト粒組織とはいちじるしく異なっており。それらの強度と靱性を支配する組織的因子についてもさかんに研究さ

れている。一つの考え方は松田ら²⁾の大傾角境界によって囲まれるパケットの大きさをマルテンサイト、ベイナイトの有効結晶粒とする考え方であり、大谷ら¹⁸⁾の unit crack length を支配的因子とする考え方もこれに近いものと考えられる。これらの考えは大傾角境界が脆性クラックの伝播の抵抗になるという考えに立っており、マルテンサイト、ベイナイト組織ではこの有効結晶粒の大小によって靱性が左右されると考えている。これに対して等軸フェライト粒組織では炭化物が脆性クラックの源となるという研究²⁷⁾も多く、焼もどしマルテンサイト、ベイナイト組織でも炭化物が重大な役割を演ずることが考えられる。

これらの観点から本研究ではC含有量とオーステナイト粒度を変化させた5%Ni-0.5%Mo鋼を用い、種々の条件で焼もどしマルテンサイトとベイナイトの強度と靱性を比較し、また破面と組織の対応をしらべて靱性を支

* 昭和48年12月8日受付

** 川崎製鉄(株)技術研究所

Table 1. Chemical composition of the material.

Steel	C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo	Al sol.
A	0.15	0.30	0.54	0.003	0.008	4.86	0.48	0.054
B	0.29	0.22	0.53	0.003	0.007	4.96	0.50	0.052

配する因子を追求することにした。

2. 試料および実験方法

試料に用いた鋼種および焼もどしマルテンサイトとベイナイトの生成に用いた条件は前報¹⁹⁾の微視組織の研究に用いた条件とほとんど同じである。Table 1 に示す 2 種の成分の大気溶解 50 kg 鋼塊を 15 mm 厚の鋼板に鍛造し、12□×55 mm (鋼種 A)、10□×55 mm (鋼種 B) に切削加工し、シャルピー衝撃試験片素材とした。オーステナイト粒が微細な場合と粗大な場合についてしらべるためにオーステナイト化条件は Ar 雰囲気中で 950°C×15 min および 1200°C×15 min の 2 種とした。得られたオーステナイト粒度番号は前者の条件で鋼種 A では No 7.8、鋼種 B では No 8.8、後者の条件ではそれぞれ No 2.3 と No 0.9 であった。ベイナイトはオーステナイト化温度から TTT 図¹⁹⁾にしたがつて 400°~450°C (鋼種 A)、315°~400°C (鋼種 B) の間の各種の温度に保持したソルトバス中で高温変態を完了させたのち水冷した。下部ベイナイトと上部ベイナイトの境の温度は鋼種 A で 400°~425°C、鋼種 B で 350°C 付近であった。一方、焼入れ焼もどし材はオーステナイト化温度から氷水中に焼入れ、さらにサブゼロ処理後、315°~600°C の間の種々の温度のソルトバス中で焼もどして水冷した (Fig. 1)。

熱処理後、7 mm 角 (鋼種 A)、10 mm 角 (鋼種 B) の 2 mm V ノッチシャルピー衝撃試験片に加工し、衝撃値および破面率をもとめた。得られた破面的一方は走査型電子顕微鏡による観察に、他方は Ni メッキを施して破面横断面の光学顕微鏡、電子顕微鏡による観察に供した。さらに同一処理の試験片について、硬さ測定および透過電子顕微鏡観察を行なった。

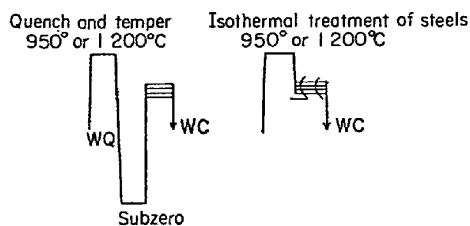


Fig. 1. Heat treatment of steels.

3. 実験結果

3.1 強度と靱性の関係

C含有量とオーステナイト化条件を変えた場合の焼もどしマルテンサイトとベイナイトの焼もどし温度あるいは生成温度による硬さの変化を Fig. 2 に、シャルピー衝撃試験の破面遷移温度 vT_s の変化を Fig. 3 に示す。焼もどしマルテンサイトもベイナイトも焼もどし温度あるいは生成温度の上昇とともに硬さは低下するが、ベイナイトの方がより急激に低下する。双方ともオーステナイト化条件による硬さの変化はほとんどなく、焼もどし温度あるいは生成温度に対して 1 本の曲線にのる。C量の影響は焼もどしマルテンサイトには顕著にあらわれるが、ベイナイトにはあまりない。一方、 vT_s にあらわされる靱性の挙動は焼もどしマルテンサイトとベイナイトでは逆の傾向が多い。まず焼もどし温度の上昇によってマルテンサイトでは靱性が改善されるが、ベイナイトで

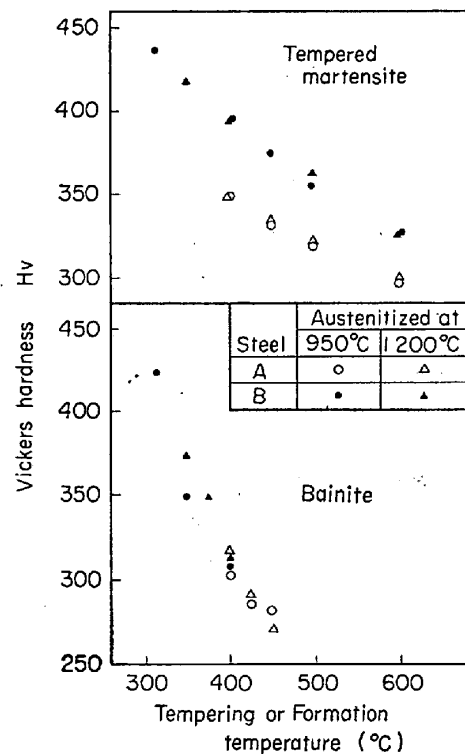


Fig. 2. Relationship between Vickers hardness and tempering or formation temperature of various martensites and bainites.

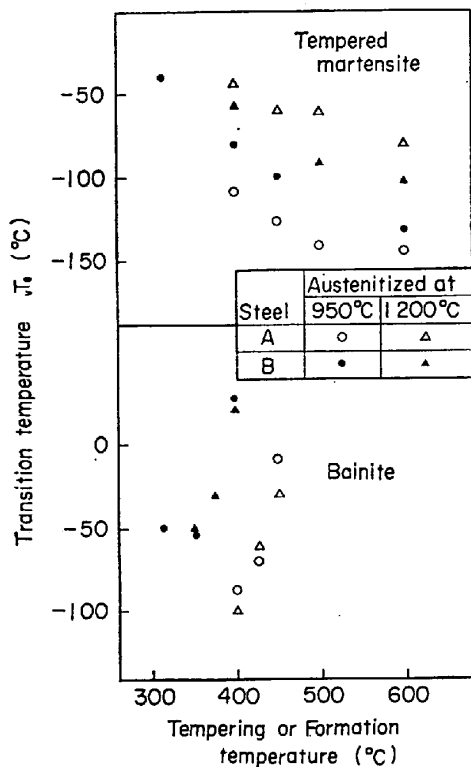


Fig. 3. Relationship between impact transition temperature and tempering or formation temperature of various martensites and bainites.

は生成温度が上昇すると上部ベイナイトの生成とともに劣化する。オーステナイト粒粗大化による脆化は一般にいわれているように²⁰⁾焼もどしマルテンサイトであきらかであり、とくに低炭素鋼の場合にいちじるしいが、ベイナイトではあまり脆化は顕著でない。またC含有量が0.15%から0.3%に増加した場合、両鋼の vT_s は焼もどしマルテンサイトではあまり大きな差はないがベイナイトでは顕著な差がある。

焼もどしマルテンサイトとベイナイトの焼もどし温度あるいは生成温度による硬さ変化の一致した挙動と vT_s の相反する挙動から強度と靱性の関係としてあらわすと、同じ強度でくらべてベイナイトの方がマルテンサイトよりも靱性がすぐれる場合が出てくることも考えられる。これらの関係を示した Fig. 4 では0.3%C鋼の微細オーステナイトから得られた下部ベイナイト*でそのことが実現されている。0.15%C鋼の場合も粗大オーステナイトから得られた下部ベイナイト*は焼もどしマルテンサイトよりも靱性がすぐれている。しかしオーステナイト粒が微細な場合は焼もどしマルテンサイトの方が

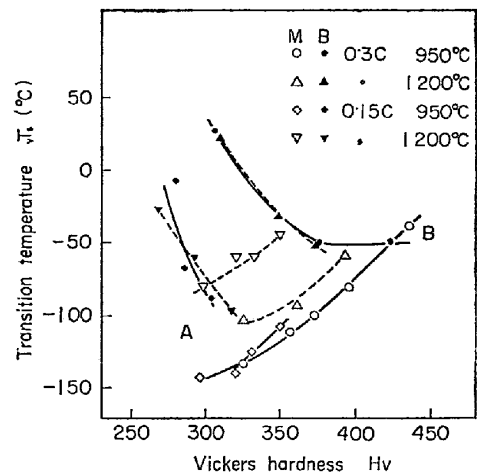


Fig. 4. Relationship between strength and toughness of the various structures.

はるかに靱性がよい。このように下部ベイナイトの靱性はかならずしもつねに焼もどしマルテンサイトよりもすぐれているわけではない。後に述べるように下部ベイナイトの利点は焼もどしマルテンサイトにおける焼もどし脆性のような脆化の危険なしに比較的高い強度と靱性が得られることである。

3.2 フラクトグラフィ

前述の実験で得た破面を走査型電子顕微鏡で観察してみた。Photo. 1に0.3%C鋼を950°Cでオーステナイト化後得られた焼もどしマルテンサイトとベイナイトの脆性破面を示す。400°Cで生成した上部ベイナイトの破面のみが比較的平滑な破面を示し、それ以外はすべて平らな部分が少なく複雑でマトリックスの組織と破面との対応は一見まったくつけられない。

つぎに破面遷移曲線(Fig. 5)上の破面の変化をしらべてみた。Photo. 2は上部ベイナイトについての例である。巨視的靱性破面はもちろんすべてディンプルからなっている(a)が、巨視的脆性破面にも一部ディンプルが混在し、脆性破面率の増加とともにロゼット²¹⁾**があちこちにあらわれる(b)。さらに試験温度が低くなるとロゼットの集落の数は増えてくる(c)が一つの集落の中ではリバー・パターンの流れは連続して、その中で発生した脆性破壊が伝播していることがわかる。脆性破面率が100%の場合、破面全面がファセットにおおわれ、破壊は連続的に伝播している。後に述べるように脆性破面は始めはやや円錐形のロゼット状であるが、脆性破面率の増加とともに平坦なファセットに近くなる。このように上部ベイナイトの破壊はフェライト・パーライト鋼の

* 下部ベイナイト、上部ベイナイトの定義は前報¹⁹⁾を参照されたいが、ベイナイトの形態の観察から0.15%C鋼では400°C、0.3%C鋼では350°C以下で生成するものを下部ベイナイト、それらの上の温度で生成するものを上部ベイナイトとした。

** SCHMITT-THOMASら²¹⁾によればロゼット(Rossette=Quasi-cleavage-facet)はディンプルの特殊な形態でいくつかのクラックが一つの面に形成、成長、結合したものでほぼ平らであるが特定の結晶学的な面ではないとされている。

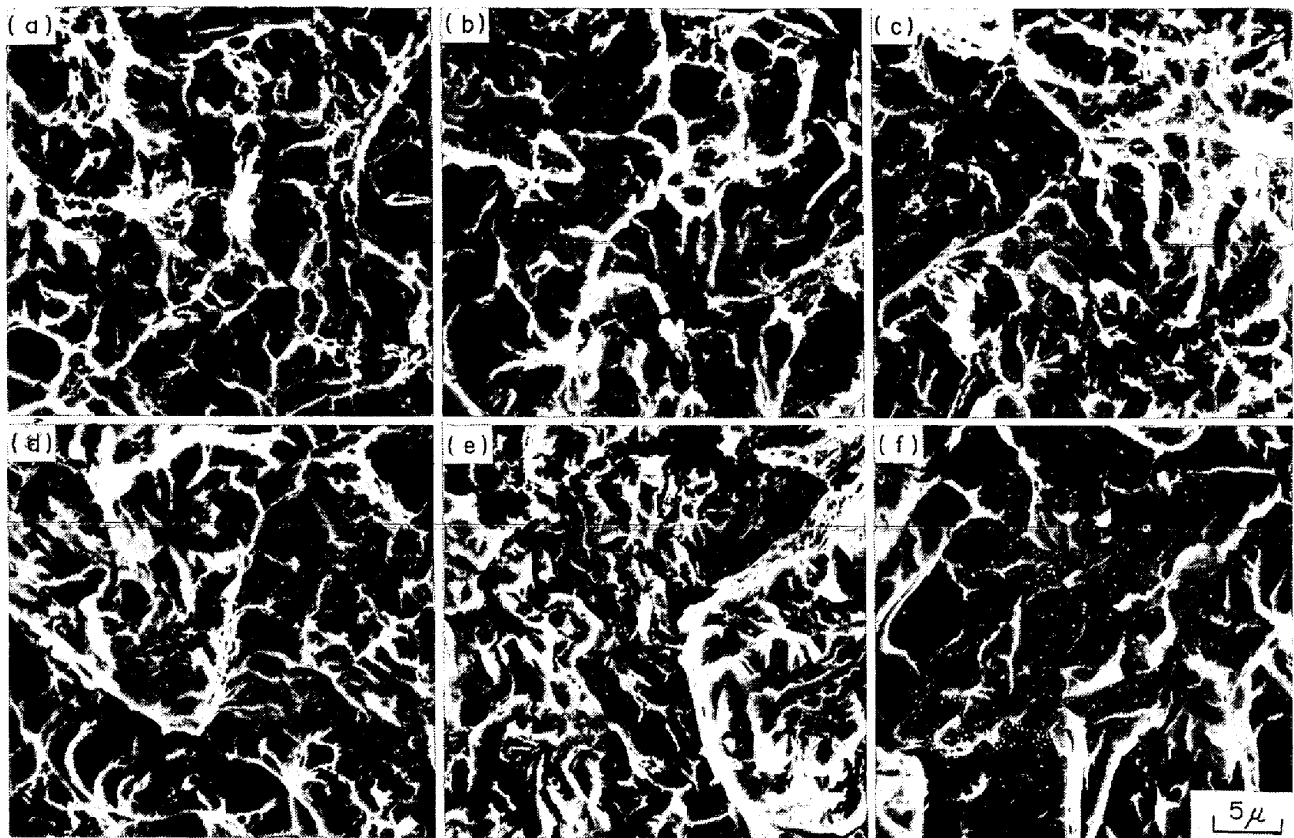


Photo. 1. Brittle fracture appearance of the tempered martensite and bainite samples of Steel B with fine austenite grain size. (a), (b), and (c); martensites tempered at 315°, 350°, and 400°C, respectively. (d), (e), and (f); bainites formed at 315°, 350°, and 400°C.

劈開破壊に近い挙動を示す。これらの破面の横断面を組織と関連づけてみるために破面に Ni メッキを施し、ノッチと直角方向の中央の横断面を研磨エッチし、レプリカを用いて電子顕微鏡で観察してみた。Photo. 3はその例であつて (a) はディンプルの横断面を示す。かなりの塑性変形をしていることがわかる。粒界はほとんどディンプルの底部になつており、変形しにくいことを示している。(b) は脆性破面率が 35% のところで、ディンプルが浅く大きくなって塑性変形量が少なくなり、また脆性破壊ファセットもみられるが、その両端は丸くもち上がつている(ロゼットの断面と考えられる)。(c) は脆性破面率 100% の場合であるが、なおティアの部分があり、完全な劈開破壊ではなく、またファセットは旧オーステナイト粒界ではなくフェライトの粒界で終わつていることがわかる。このように上部ベイナイトの脆性破壊はフェライト粒を単位とした劈開破壊に近いが、ティアも見られ、擬劈開的な要素もある。上部ベイナイト組織は等軸フェライト粒組織とマルテンサイト、下部ベイナイト組織の中間の組織と考えられるが、破壊挙動もこのように中間的であるのは興味深い。また靱性域ではディン

ブルの底も深く塑性変形が大きかつたが、温度の低下とともにディンプルは浅く大きくなり、大きな炭化物が塑性変形を妨げることも考えられる。

Photo. 1に見られたように上部ベイナイトを除いてはこの鋼種の焼もどしマルテンサイト、下部ベイナイトの脆性破面は非常にティアの多い破面であつた。破面遷移曲線 (Fig. 6) 上に示したそれぞれの温度における脆性破面の形成過程を 315°C で焼もどしたマルテンサイトについて観察した (Photo. 4)。脆性破面率 0% ではほとんど微細なディンプルである (a) が、一部にディンプルが浅く大きくなつてところがある (b)。これらのディンプルの底にはまだ炭化物が見られる (Photo. 4 下方)。温度が低下するとディンプルと脆性破面の中間的なものが見られる (c)。脆性破面率 100% ではいわゆる擬劈開破面となる (d) が、ティア・リッジ²³⁾は断続して、破壊は粒から粒へ連続的に伝播するのではなく断続的におこると考えられる。このような擬劈開破壊にいたる破面の遷移過程のプロファイルを同じ焼もどしマルテンサイトについて観察したのが Photo. 5 である。(a) は靱性破面でディンプルの横断面である。上部ベイナイトにく

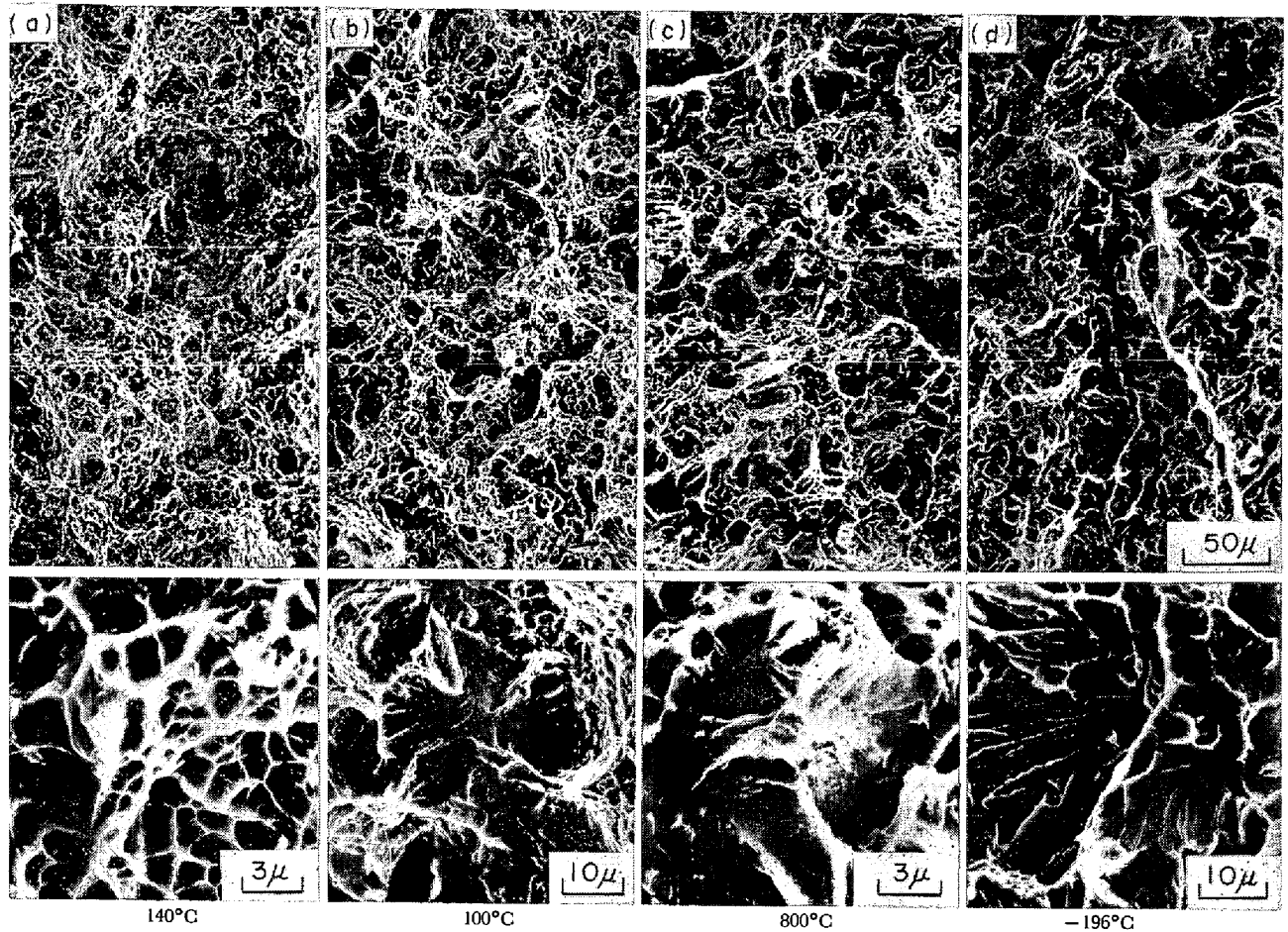


Photo. 2. Transition of fracture appearance of upper bainite sample transformed at 450°C from fine austenite of Steel B. Scanning electron microscopy.

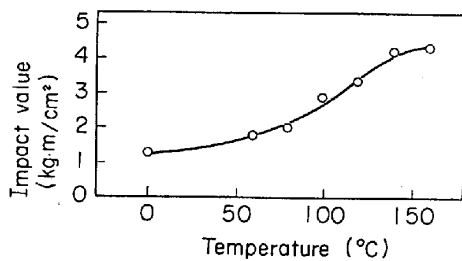


Fig. 5. Charpy impact test result of upper bainite transformed at 450°C from fine-grained austenite of Steel B.

らべるとディンプルは小さく塑性変形は少ない。これは吸収エネルギーの低いことに対応すると考えられる。温度が低くなるとディンプルは浅く大きくなる(b)。脆性破面率 75% になると脆性破面ファセットに対応すると思われる直線的なプロフィールが見られる(Photo. 5 (c))が、ファセットの中央にはティア・リッジの断面がみられ、またファセットの両端はもち上つてティアの形跡を示している。Photo. 5 (d)の浅く大きなディンプルの底にもティア・リッジの断面と思われる突起がみられる。

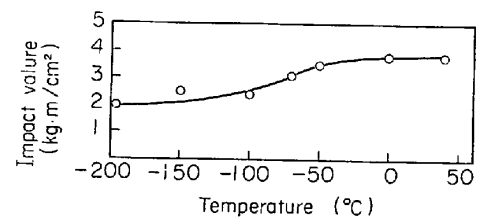


Fig. 6. Charpy impact test result of martensite sample tempered at 315°C which have been obtained from fine-grained austenite of Steel B.

このようなプロフィールの観察から一般にいえることは、ファセットは前報¹⁹⁾に述べたラス状でないブロック状のマルテンサイトに選択的に見られ、組織の大半をしめるラスの部分は塑性変形により絞れてティアとなるか、またはほとんど塑性変形をとまわずにち切れギザギザの破面を呈する。Photo. 6は2次クラックの例であるが先行したクラックがたがいに成長して結合する過程を示している。先行クラックがブロック状マルテンサイトに選択的に起こり写真下方の破面で平らなファセットを形成している。しかし写真上方に見られるこれらの反対側の

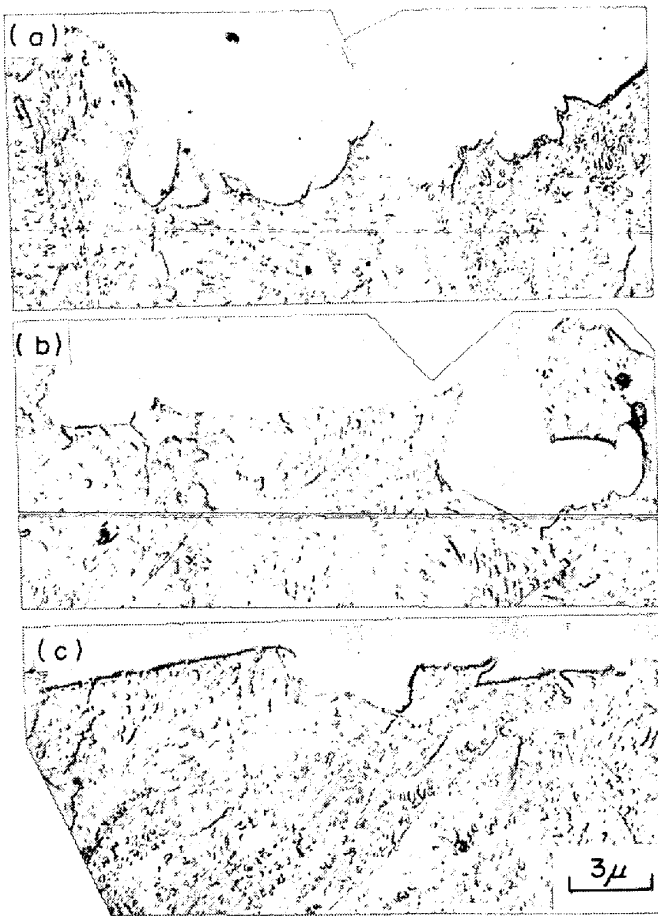


Photo. 3. Transition of fracture appearance of upper bainite sample transformed at 400°C from fine austenite of Steel B. Cross sections through Ni-plated fracture edges. Test Temperature: (a) +60°C, (b) +40°C, (c) -70°C

破面は塑性変形のために丸くなっている。このように焼もどしマルテンサイトの脆性破壊は等軸粒フェライトや



Photo. 5. Transition of fracture appearance of the martensite samples of Steel B with fine austenite, tempered at 315°C. Test temperature (a) 0°C, (b) -50°C, (c) and (d) -100°C.

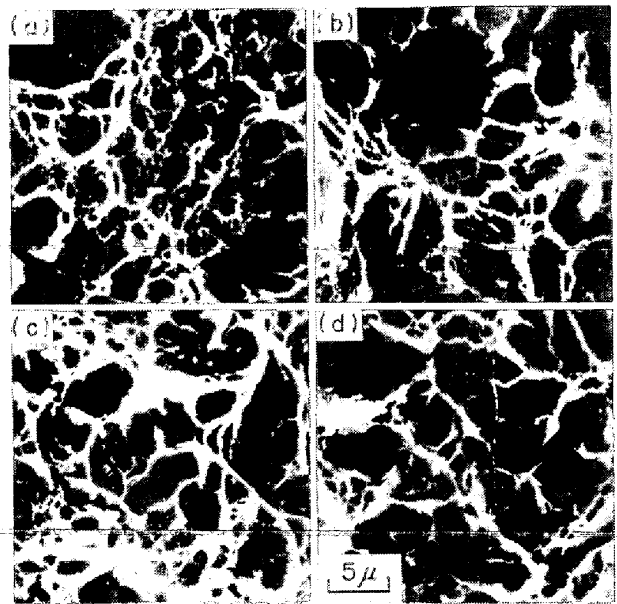


Photo. 4. Transition of fracture appearance of martensite samples of Steel B with fine austenite grain size, tempered at 315°C. Test temperature; (a) 0°C, (b) -50°C, (c) -100°C, and (d) -150°C.

上部ベイナイトの場合と異なり、脆性クラックは先行して生ずるが、そのまま伝播せずそれらの結合は塑性変形をとともなうことがわかる。このことからラス境界はクラック伝播の障害になると考えられる。また同時に多数の粒界を有するラスの部分が塑性変形により衝撃試験の吸収エネルギーに寄与すると考えられる。

下部ベイナイトも組織的には焼もどしマルテンサイトと共通点が多く¹⁹⁾その破壊の様相もよく似ている。

Photo. 7は350°Cで生成した0.3%C鋼の下部ベイナイトの100%脆性破面である。写真中央に見えるラスの部分は塑性変形して絞れている。このように焼もどし

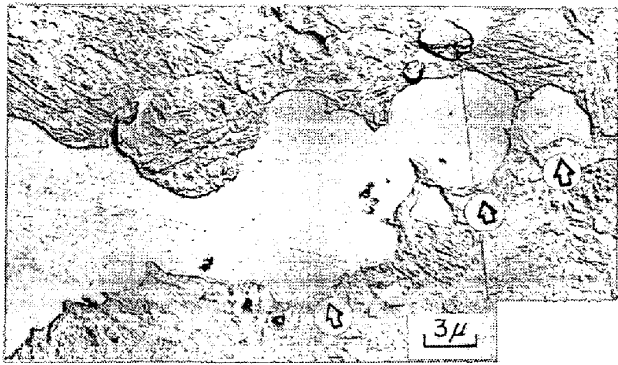


Photo. 6. An example of secondary crack showing the process of joining of cracks in the large martensites (shown by arrows). Specimen; the same as those used in Photo. 5.

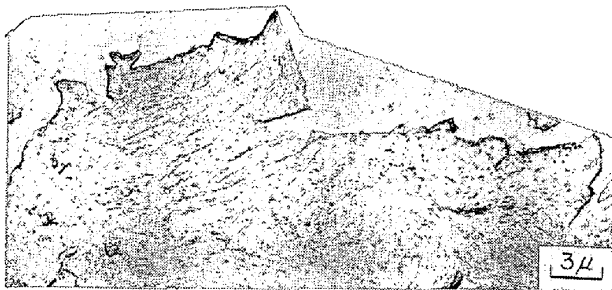


Photo. 7. Cross section of brittle fracture edge of the lower bainite sample transformed at 350°C from fine austenite of Steel B.

マルテンサイトにくらべて塑性変形量が多いのが下部ベイナイトの破面の特徴である。

Photo. 8 はオーステナイト粒の小さい場合の 0.15% C 鋼の焼もどしマルテンサイトと上部および下部ベイナイトの脆性破面の走査型電子顕微鏡写真である。上部ベイナイトの破面は劈開破壊に近く、焼もどしマルテン

サイトおよび下部ベイナイトでは擬劈開破面であるが、0.3% C 鋼の場合ほどその差異は顕著ではない。すなわち擬劈開破面は 0.3% C 鋼のそれにくらべいずれも平滑な部分が大きくなっている。これらの破面の断面のプロファイルを Photo. 9 に示す。前報に示した薄膜の電子顕微鏡観察および電子回折による方位解析の結果¹⁹⁾では 0.15% C 鋼の組織は 0.3% C 鋼のそれにくらべてまずラスの幅が太く、パッケージの大きさも増し、方位変化が

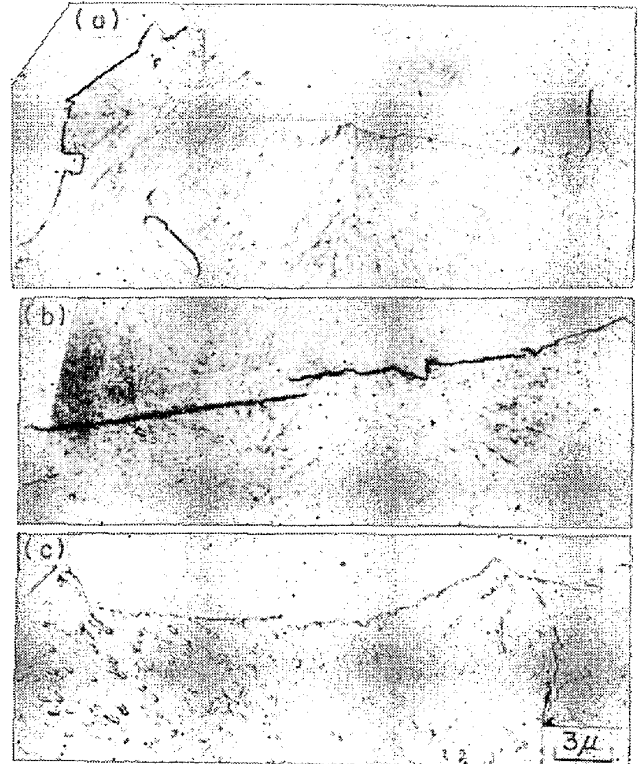


Photo. 9. Cross sections through brittle fracture edges of (a) tempered martensite and (b) lower bainite obtained from fine-grained austenite of Steel A.

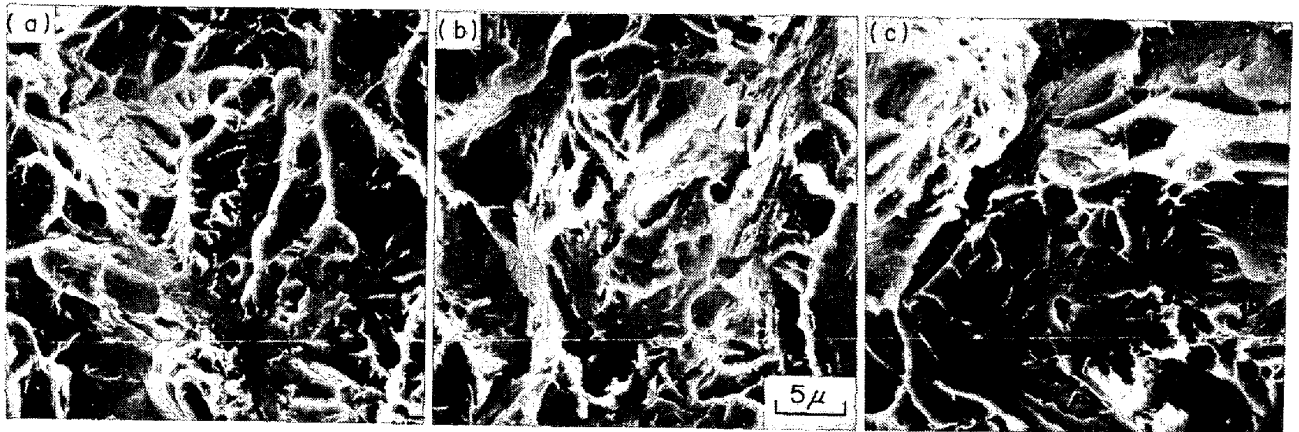


Photo. 8. Brittle fracture appearance of (a) tempered martensite, (b) lower bainite formed at 400°C, and (c) upper bainite formed at 450°C, obtained from fine grained austenite of Steel A.

少なくなっている。組織が Photo. 5 の 0.3% C 鋼のそれにくらべて粗くなっていることは明りようであり、フェレットはブロック状マルテンサイト¹⁹⁾の部分ばかりでなく 1~2 μ 程度の幅のラスのところでも頻繁に生じるようになってきている (Photo. 9 (a)). 破面が 0.3% C 鋼のそれにくらべて大きく見えるのは、このこととブロック状マルテンサイトの数も多くなり大きさも大きくなったことによる。ラスの部分のフェレットはラス境界のところでもわずかな屈曲を生じている。そしてラスの部分でも塑性変形している個所の数は 0.3% C 鋼にくらべて少なくなっているが、1個所あたりの量は大きい。下部ベイナイト (Photo. 9 (b)) はラスの side-by-side growth により、パケットの中の方角がよく揃っており (このことはエッチによってラスの境界がきわめて薄くしか現出されないことでもわかる)、フェレットもラスの存在いかんにかかわらず直線的に走っている部分が多い。パケットの大きさは炭化物の向きが変わることで判断されるが、破面はパケットを単位にしているのがわかる。0.15% C 鋼の上部ベイナイト (Photo. 9 (c)) は 0.3% C 鋼のそれが塊状であるのに対し、side-by-side growth によって生成した平行な太いラスからなっているが、フェレットはこれらの粒界では屈曲をしめさず全体的にゆるやかな曲面となることが多い。また大きな炭化物が剝離して破面に細かな凹凸を生成しているのが頻繁に見られる。この

場合も破面はパケットを単位にして屈曲していると考えられる。

オーステナイト粒度を大きくした場合は脆性破面も大きくなる。0.15% C 鋼においてオーステナイト粒度を大きくした場合の各種変態生成物の脆性破面を Photo. 10 に示す。比較のために 0.3% C 鋼の焼もどしマルテンサイトの脆性破面の同じ倍率の写真を加えて示した。オーステナイト粒の大きい場合の 0.15% C 鋼の脆性破壊は焼もどしマルテンサイトにかぎらず上部、下部ベイナイトとも粒界破壊を含んでいるが、Photo. 10 は粒界破壊でない部分についての写真である。写真からわかるように下部ベイナイトの破面がもつとも細かく、0.3% C 鋼の焼もどしマルテンサイトの破面の微細さとはほぼ同等であるが、直線的な割れが長くまた比較的幅が広い。下部ベイナイトの次に細かいのが上部ベイナイトで、粒界破壊のもつとも甚しかつた 400°C の焼もどしマルテンサイトは通常の破面でももつとも粗大であつた。これにたいして 0.3% C 鋼では破面が微細になる (Photo. 11)。各種の変態生成物のうちでは焼もどしマルテンサイトと下部ベイナイトの破面がもつとも細かく、クラックが曲線的であるが、上部ベイナイトは平らで直線的なわれを示している。粒界破壊はどの変態生成物においても見られるが、500°C 以下で焼もどしたマルテンサイトにもつとも甚しい。このように焼もどしマルテンサイトでは粒界破壊が甚しいため、比較は困難であるが、これらの変態生成物による破面の大きさの変化は前報¹⁹⁾でしらべた

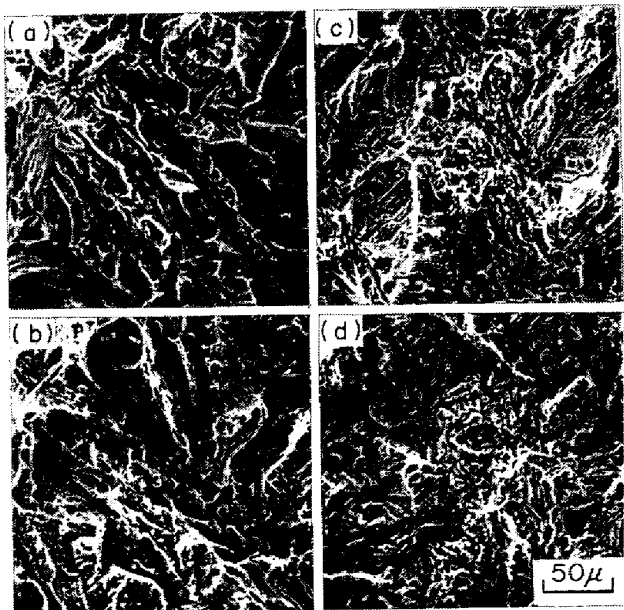


Photo. 10. Brittle fracture appearance of (a) tempered martensite, (b) lower bainite, and (c) upper bainite obtained from Steel A in comparison with that of tempered martensite (d) of Steel B when the initial austenite grains were large.

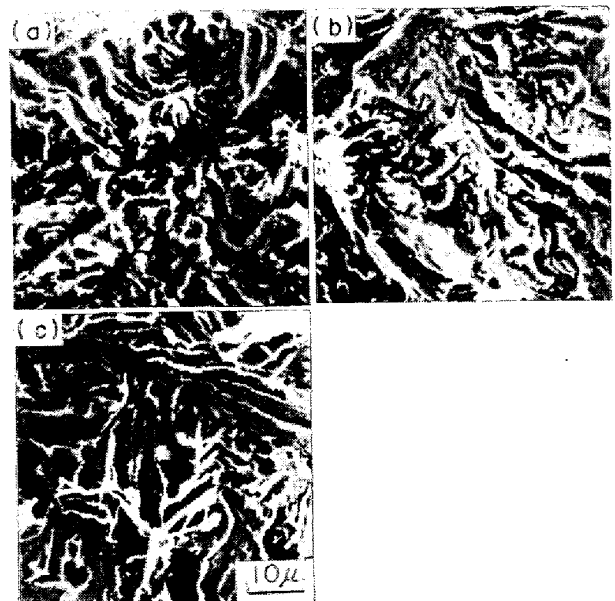


Photo. 11. Brittle fracture appearance of (a) tempered martensite, (b) lower bainite and (c) upper bainite obtained from coarse-grained austenite of Steel B.

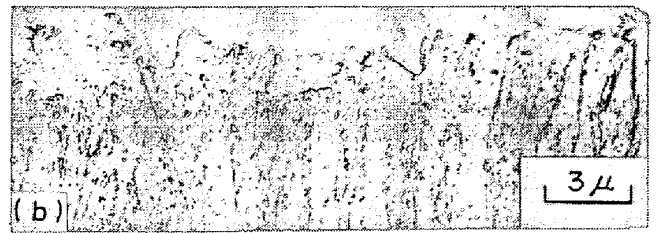
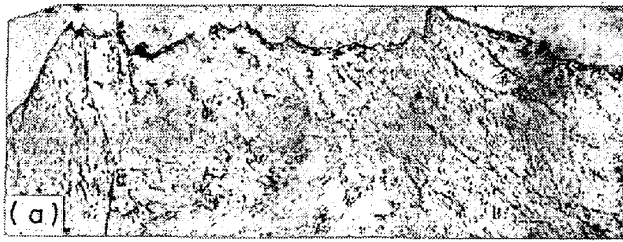


Photo. 12. Cross sections through ductile (a) and brittle (b) fracture edges of tempered martensite obtained from coarse-grained austenite of Steel B.

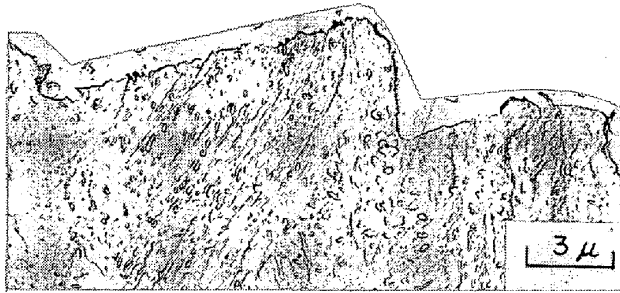


Photo. 13. Cross section through brittle fracture edge of lower bainite transformed from coarse-grained austenite of Steel B.

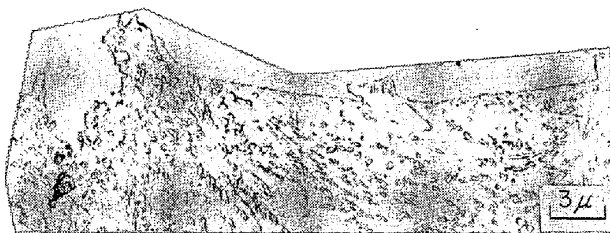


Photo. 14. Cross section through brittle fracture edge of upper bainite transformed from coarse-grained austenite of Steel B.

光学顕微鏡的組織の大きさの変化に大体対応している。

0.3% C 鋼でもオーステナイト粒度の大きい場合は小さい場合にくらべて破面の平らな部分が多いので断面のプロフィールをしらべてみた。Photo. 12 は焼もどしマルテンサイトの靱性破面と脆性破面についてである。ラスの幅はオーステナイト粒度の小さい場合にくらべて太くなっているが、靱性破壊ではディンプルの大きさは大体ラスの幅に対応している。また脆性破面もオーステナイト粒の小さい場合と異なりラスの部分でファセットを形成しているのがわかる。ただしこのファセットは後に示す上部ベイナイトのように平らではなくギザギザしており、とくにラスの細かい部分ではティアになつている。Photo. 13 に示す下部ベイナイトの破面も同様であつて脆性破面は完全に平らではなくギザギザしており、成長した炭化物の影響も考えられる。またファセットの近傍でも多少の塑性変形の形跡がみられる。Photo. 14 は上

部ベイナイトの脆性破面のプロフィールである。ラスの存在によるファセットのギザギザは見られないが炭化物の存在によるギザギザが見られる。とくに写真左方の破面は特定の結晶学的な面で劈開をおこなっているものとは見なし難く、むしろ炭化物の剝離によって破面が形成されているように見える。

4. 考 察

フラクトグラフィーの結果を整理すると、組織のよく似ている焼もどしマルテンサイトと下部ベイナイトではいわゆる擬劈開破壊を示した。その破面はファセット、塑性変形をとまわらないギザギザの破面、塑性変形により絞れて切れた破面の3種の構成要素からなつていていると考えられるが、変態組織によってその構成がやや異なる。まずファセットは0.3% C 鋼の微細なオーステナイトから得られるこれらの変態生成物ではブロック状マルテンサイトまたはベイナイトの部分にのみ見られる。しかし0.15% C 鋼ではラスの幅が広くなりラス状の部分でもファセットがしばしば生ずる。オーステナイト粒が粗大化すれば焼もどしマルテンサイトは両鋼ともラス幅もパッケージ幅も大きくなり、ラス状の部分でもファセットの占める割合が多くなる。この場合ファセットの大きさはパッケージの幅と一致することが多い。このため走査型電子顕微鏡でみた破面はC含有量が少ない場合、あるいはオーステナイト粒が粗大な場合、平滑な部分の面積が広がる。塑性変形したのち切れる部分はファセットの占める面積が大きくなるのと反対に減少するが、面積あたりの変形量は大きくなる傾向にある。下部ベイナイトはオーステナイト粒の粗大化によつても組織はそれほど粗大化しないが、ファセットはラス状の部分に頻繁に生じその大きさはパッケージの幅と一致する。

上部ベイナイトはオーステナイト粒が微細な場合0.3% C 鋼では塊状であり、0.15% C 鋼では方位差の少ない太いラスからなつている。オーステナイト粒が粗大な場合は両鋼ともラスの単1方位パッケージと塊状の部分とからなる。そのほかに上部ベイナイトが焼もどしマルテン

サイトおよび下部ベイナイトと大きく異なる点は析出炭化物が片状でかつ粗大であること、転位密度が少ないことである。このような上部ベイナイトの脆性破面はほとんどファセットでしめられ、ファセットは塊状のフェライトではオーステナイト粒界ではなくフェライト粒界で、ラス状の部分ではパケットの境界で屈折している。TURKALO²²⁾も1つの劈開ファセットがしばしば多数の上部ベイナイト粒を横断していると述べている。塑性変形部分は焼もどしマルテンサイト、下部ベイナイトにくらべて非常に少ない。破面には塑性変形による絞り痕跡もなく、しかもファセットを形成しないで不規則なクラックがしばしば見られることは前にも述べたが、これは粗大な炭化物が塑性変形を妨げあるいは剝離して脆性破壊に到つたものと考えられる。しかしこれらの粗大な炭化物そのものの破壊が明らかにマトリックスのノッチとなつてファセットの形成に到つたと考えられる場合は認められなかつた。

このようにファセットは塊状の上部ベイナイトにもつとも生じやすく、ついでブロック状マルテンサイトまたはベイナイト、太い方位の揃つたラスのパケットの順に生じやすいことがわかつた。0.3% C 鋼の微細なオーステナイトから得られた焼もどしマルテンサイトでは塑性変形をとまなわないギザギザの破面が得られたが、ラスの細かい場合は電子顕微鏡観察によつてもラスごとにファセットが生じているのかどうか判別しにくい。ファセットを生じていた可能性は強いが屈折が激しく、クラックの進行に対してかなりの障害になつたと考えられる。このことは小傾角境界も破壊の伝播にある程度の障害となることを意味すると考えられる。

低合金低炭素鋼の焼もどしマルテンサイトの擬劈開破面に見られる微小なファセットが {100} 面すなわち劈開面になつていることを示す研究が最近いくつかある。寺崎²⁴⁾は破面断面のファセットピットによる方位解析によりファセットが {100} 面であることを確認した。HAGA²⁵⁾は脆性破面に鉄メッキして破面近傍の薄膜を作り、

透過電子顕微鏡観察により焼もどしマルテンサイトの破面のトレースアナリシスから大きなマルテンサイトでは {100} 面の劈開がおこること、単1方位パケットでも {100} 面の劈開であるがラス間のミスオリエンテーションにより断面は直線でないこと、混合方位パケットでは少なくとも一方の方位のラスでは {100} 劈開がおこり破面がジグザグになることを報告している。著者らは破面の方位の決定は行なわなかつたが、ファセットの形態はHAGAらの結果をあてはめるとよく説明できる。

このように擬劈開破壊においても劈開破壊がおこるとすれば、大傾角粒界は破壊の進行に対し大きな抵抗になると考えられる。松田²⁾は co-variant packet の大きさを破面単位としてマルテンサイト、ベイナイトのような変態組織の有効結晶粒とした。大谷¹⁸⁾も各組織に共通な破壊の単位として {100} 面を微小な角度で共有する大きさと定義しているが同様の考えに立つものと思われる。これらの考えによる有効結晶粒はフェライト・パーライト組織あるいは上部ベイナイト組織では比較的わかりやすいが、擬劈開破壊のように塑性的なティアの多い破面では破面単位を決定することは困難である。また組織観察から有効結晶粒を決定する場合でも混合方位パケットの存在により複雑になる。また厳密にいえば同じ有効結晶粒径を有していても中にラス境界を含む場合と含まない場合では破壊の発生、伝播が異なると考えられることは前述した。

Table 2 は各種変態組織の電子顕微鏡観察から測定したラス幅とバンドル幅の平均値である。大傾角境界にかこまれた有効結晶粒径の測定は上述のように困難であるが、ラス幅あるいはバンドル幅（透過電子顕微鏡観察により平行に並んでいるラスのバンドルのラスと直角方向に測定した幅で、その中の方位変化は考慮に入れていない）の変化と Fig. 3 の靱性の変化と対応させてみると、ベイナイトでは下部ベイナイトから上部ベイナイトへ遷移するにしたがつてラス幅もバンドル幅も増加し、靱性の低下に一応対応している。またベイナイトの靱性

Table 2. Lath and bundle width of various structures.

Carbon content (%)			0.15		0.29	
Austenite grain size			fine	coarse	fine	coarse
Lath	Width (μ)	Tempered martensite	0.6	0.8	0.5	0.8
		Lower bainite	0.7	0.6	0.5	0.6
		Upper bainite	0.9	1.1	1.0	0.9
Bundle	Width (μ)	Tempered martensite	6.6	9.3	4.5	10.1
		Lower bainite	7.1	6.8	4.4	7.0
		Upper bainite	7.0	6.1	5.3	8.5

がオーステナイト粒径にあまり依存しないことがこの研究あるいは松田ら²⁾の研究により明らかにされているが、これもベイナイト組織がオーステナイト粒が粗大化してもあまり粗大化しないことである程度説明できる。焼もどしマルテンサイトでは逆にオーステナイト粒度依存性が大きいことも対応づけられる。

しかし有効結晶粒の考えて靱性挙動がすべて説明できるとすれば、組織のいかにかわらず有効結晶粒径と破面遷移温度の関係は1本の直線にのるはずである。Table 2のラス幅またはバンドル幅を d として $d^{-1/2}$ と T_s の関係²⁶⁾をとると(Fig. 7)焼もどしマルテンサイトでは d に対する依存性は大きいが、ベイナイトではこの直線にのらない。上部ベイナイトではマルテンサイトと逆の傾向さえ認められる。大谷ら¹⁸⁾もマルテンサイト、マルテンサイト+B-Ⅲ型ベイナイトとベイニティック・フェライト、フェライト+B-I型ベイナイトとでは(破面単位) $-1/2 - T_s$ の直線は平行ではあるが分離した別の直線関係になることを示している。これらのことは変態組織の靱性がいわゆる有効結晶粒径だけでは説明できないことを示している。

C含有量を0.15%から0.3%に増加すると組織は一般に微細化する¹⁹⁾がFig. 4に示した各組織の強度と靱性の関係において焼もどしマルテンサイトでは同一強度で比較してほとんど脆化しないが、ベイナイトでは大きく脆化する。中島ら⁴⁾もNi-Cr-Mo鋼においてC含有量を0.34%から0.54%に変えた場合同様の結果を得ている。このことは焼もどしマルテンサイトに比べて粗大なベイナイト中の炭化物の形態、寸法が大きく影

響していることを示している。

フェライト・パーライト鋼ではセメンタイト中の亀裂がマトリックスの切欠として働き、クラックの源となることがよく知られている²⁷⁾。しかし本実験で観察した最大長さ1~2 μ の粗大炭化物を含む上部ベイナイトを始め、下部ベイナイト、焼もどしマルテンサイトではこのようなことがおこっていることを示す証拠は得られなかった。

LINDLEY²⁸⁾の述べているようにこれらの組織では微細な炭化物のところでクラックが発生する頻度も稀で、もしおこったとしてもこの小さなクラックがマトリックス中に発展することが困難であると考えられる。これらの炭化物は中島ら⁴⁾のいうように転位の移動を阻止して応力集中を高めることにより劈開クラックの発生を容易にするのであろう。したがって炭化物の形態や分布は重要な因子であり、炭化物の大きくなるほど靱性を害すると考えられる。600°Cで焼もどしたマルテンサイト中の炭化物は両鋼とも球状で直径1000Å以下のものが大部分であるが、下部ベイナイト中の炭化物は小板状で0.15% C鋼では長さ2000~3000Å、0.3% C鋼で3000~4000

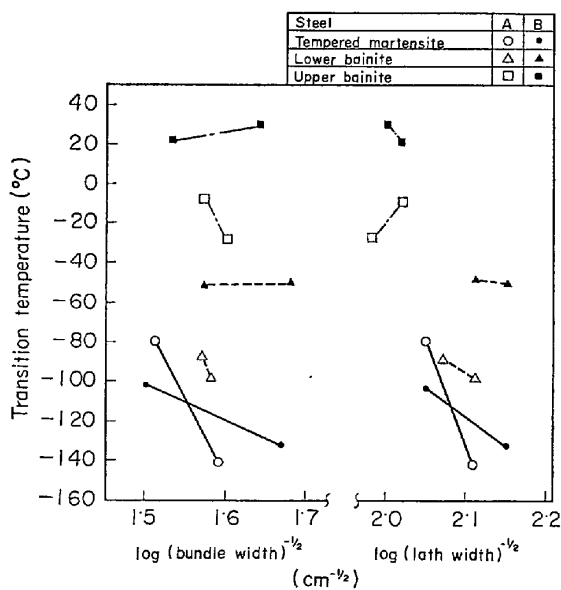


Fig. 7. Relationship between impact toughness and lath or bundle width.

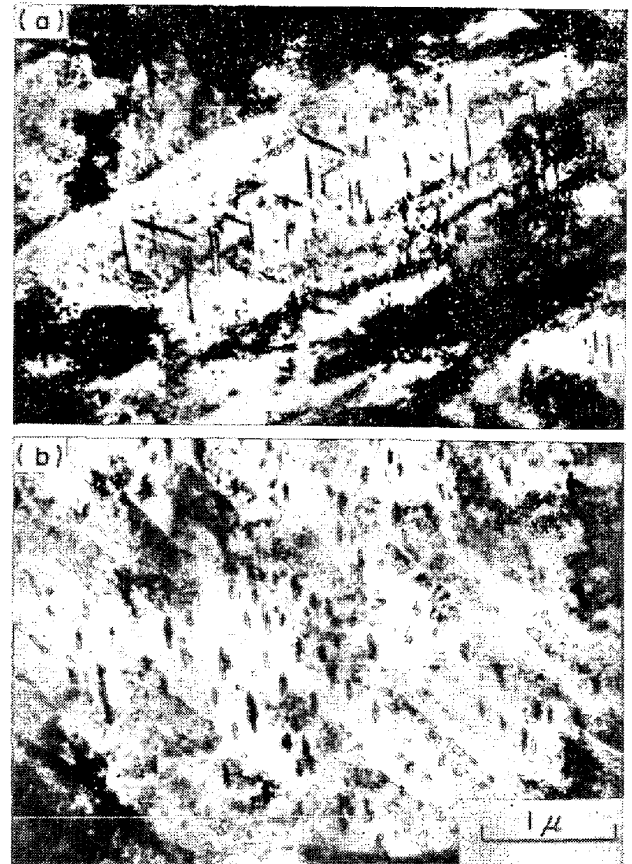


Photo. 15. Comparison of carbide coherency between (a) tempered martensite and (b) lower bainite. Tempering or formation temperature is 315°C.

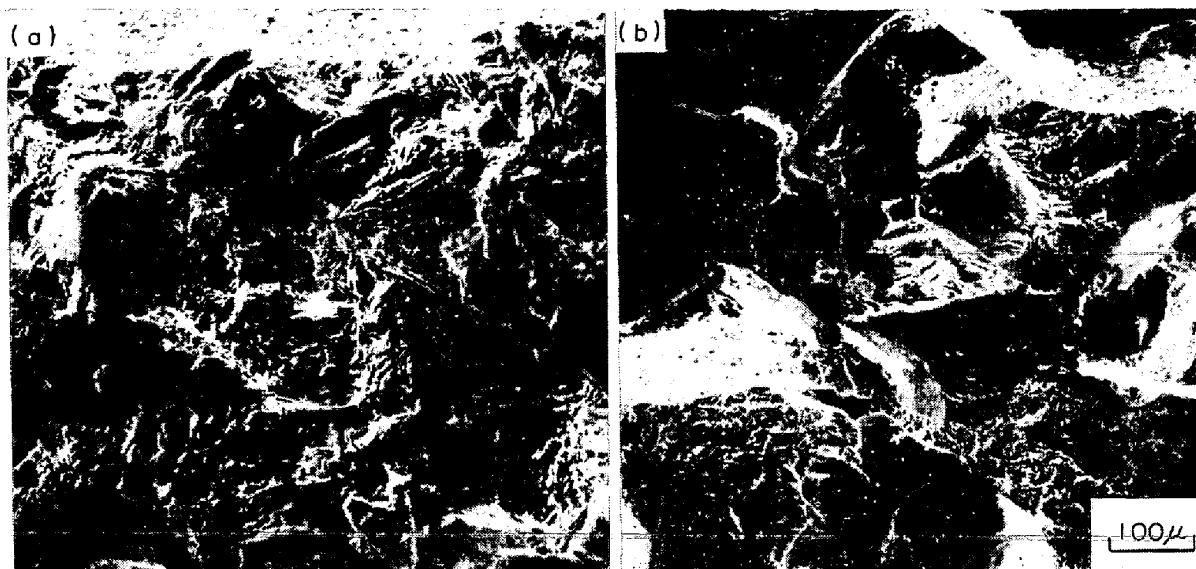


Photo. 16. Intragranular fracture of tempered martensite obtained from coarse-grained austenite of (a) Steel A and (b) Steel B. Tempering temperature: 400°C.

Åである。上部ベイナイトになると形状はやや不規則な片状となり、長さは下部ベイナイトの2倍程度になる。このような炭化物の大きさの変化は靱性の変化に対応している。

大森ら³⁾が報告しているように同一強度で比較した場合下部ベイナイトの方が焼もどしマルテンサイトよりも靱性がすぐれている場合があることは前に述べたが、本報ではベイナイトは0.3% C鋼の下部ベイナイトであつて、組織の大きさはマルテンサイトと同程度 (Table 2) であるが中の炭化物をしらべてみると Photo. 15 に示すように焼もどしマルテンサイトの炭化物は下部ベイナイトのそれに比べきわめて整合歪の大きい炭化物であり、これが靱性を劣化させる大きな因子と考えられる。

大森らは焼もどしマルテンサイトの靱性が劣る理由を低温焼もどし脆性による粒界破壊によるとしている。本実験でもオーステナイト粒が粗大な場合は500°C以下で焼もどしたマルテンサイトに粒界破壊が見られ脆化と対応している。しかし粒界破壊は Photo. 16 に示すように0.3% C鋼の方にいちじるしく、オーステナイト粒粗大化による脆化は0.15% C鋼の方が大きかつたことと相反する。しかも粒界破壊のほとんど見られなかつた600°Cおよび315°Cでの焼もどしマルテンサイトの靱性は粒界破壊のいちじるしい他の焼もどしマルテンサイトの靱性の値と不連続的变化は見られなかつた (Fig. 3)。

以上脆性破壊の伝播停止に関して有効結晶粒径、発生に関して炭化物の効果を検討した。靱性挙動はこれらによって大部分説明されるものの完全な解明に到らない。これらの因子以外にも強度について²⁹⁾と同様マトリック

スの性質、転位密度、固溶侵入型元素などの因子の影響が大きいと考えられ、これらの因子を定量化する方法を考えることがこれからの問題と思われる。

5. 結 論

5%Ni-0.5Mo鋼においてC含有量を0.15%と0.3%の2水準に変え、さらにそれぞれの鋼についてオーステナイト化条件を950°C×15minと1200°C×15minとし、オーステナイト粒度が微細な場合と粗大な場合について、得られる焼もどしマルテンサイトとベイナイトの強度と靱性をしらべフラクトグラフィーと組織の関係から靱性におよぼす要因についてしらべた。結果を要約すれば次のようになる。

1) マルテンサイトの焼もどし温度、ベイナイトの生成温度が低くなるにつれてどちらも強度は上昇するが、靱性は相反した傾向を示し、焼もどしマルテンサイトは脆化しベイナイトでは向上する。その結果、同一硬さで比較した場合ベイナイトの方が焼もどしマルテンサイトよりも靱性がすぐれる場合もでてくる。本実験では0.3% C鋼のM_s点直上で得られる下部ベイナイトが同一硬さのマルテンサイトと同様またはそれ以上の靱性を示すことがわかつた。

2) 生成温度に対して硬さをプロットすると、焼もどしマルテンサイトは2種の含有量に応じて2本の曲線にわかれるが、ベイナイトはC含有量によらず1本の曲線にのる。この場合オーステナイト粒度は影響しない。

3) 靱性は焼もどしマルテンサイトではC含有量、オーステナイト粒度に依存するが、オーステナイト粒の粗

大化による脆化が大きくとくに 0.15% C においていちじるしい。ベイナイトではオーステナイト粒度の影響はほとんどないが、C含有量の増加により脆化がいちじるしい。

4) 衝撃試験片の破面と組織の対応から脆性破壊ファセットの生じやすいのは、焼もどしマルテンサイトあるいは下部ベイナイトのブロック状の部分、0.3% C 鋼の塊状の上部ベイナイトである。ラス状の部分でも、C含有量の低い場合のベイナイトと焼もどしマルテンサイト、C含有量が高い場合でも粗大なオーステナイトから得られる焼もどしマルテンサイトと上部ベイナイト、などのラス幅の広い部分に脆性破壊ファセットが生じ、大傾角境界に囲まれた単位が有効結晶粒として靱性に寄与すると考えられる。小傾角境界もある程度寄与すると考えられる。

5) これら変態組織の靱性挙動は上の有効結晶粒の考えだけでは説明できず、炭化物も重要な因子である。C量が増加すると一般に組織は微細化するが靱性は劣化する。とくにベイナイトの脆化が大きいこれは炭化物の粗大化、数の増加と対応する。また焼もどしマルテンサイト中の整合歪の高い炭化物は靱性を害し、下部ベイナイトよりも靱性が劣る場合を生ずる。

おわりに本研究をまとめるにあたり有益なご討論をいただいた東京大学荒木透教授に深く感謝します。また電子顕微鏡実験にご協力いただいた北村ふみ子嬢はじめ電顕室の諸氏に厚くお礼申し上げます。

文 献

- 1) たとえば、清水、康、西山：日本金属学会誌，27 (1963)，p. 506
- 2) 松田、井上、三村、岡村：鋼の強靱性，(1971) 京都，p. 45
- 3) 大森、大谷、邦武：鉄と鋼，58 (1972)，p. 1076
- 4) 中島、荒木：鉄と鋼，58 (1972)，p. 1993
- 5) J. H. HOLLLOMON, L. D. JAFFE, D. E. MCCARTHY, and M. R. NORTON: Trans. ASM, 38 (1947), p. 807
- 6) S. A. HERRES and C. H. LORIG: Trans. ASM, 40 (1948), p. 775
- 7) G. SACHS, L. J. EBERT, and W. F. BROWN: Trans. AIME, 176 (1948), p. 424
- 8) E. F. BAILEY: Trans. ASM, 46 (1954), p. 830
- 9) D. P. EDWARDS: JISI, 207 (1969), p. 1494
- 10) Der-Hung HUANG and G. THOMAS: Met. Trans., 2 (1971), p. 1587
- 11) L. J. KLINGLER, W. J. BARNETT, R. P. FROHMBERG and A. R. TROIANO: Trans. ASM, 46 (1954), p. 1557
- 12) R. F. HEHEMANN, V. J. LUHAN and A. R. TROIANO: Trans. ASM, 49 (1957), p. 409
- 13) K. J. IRVINE and F. B. PICKERING: JISI, 201 (1963), p. 518
- 14) J. S. PASCOVER and S. J. MATAS: ASTM Spec. Tech. Publ. No 370 (1963), p. 30
- 15) B. J. WATERHOUSE: ISI Spec. Rept. No 93, (1965), p. 151
- 16) Y. H. LIU: Trans. ASM, 62 (1969), p. 55
- 17) 岡村、鈴木：金属材料，8 (1968) 117, 特許公報昭 45-17059
- 18) 大谷、寺崎、邦武：鉄と鋼，58 (1972)，p. 434
- 19) 鎌田、腰塚、船越：鉄と鋼，60 (1974)，p. 372
- 20) たとえば D. HARDWICK and K. R. PIRT: JISI, 198 (1960), p. 301
- 21) K. SCHMITT-THOMAS, H. KLINGELE, and A. WOITSCHECK: Prakt. Metallog., 7 (1970), p. 538
- 22) A. M. TURKALO: Trans. AIME, 218 (1960), p. 24
- 23) たとえば，A. S. TETELMAN and A. J. McEVILY: Fracture of Structural Materials, [John Wiley and Sons], (1967)
- 24) 寺崎、大谷：鉄と鋼，58 (1972)，p. 293
- 25) H. HAGA and H. MIMURA: Trans. JIM, 13 (1972)，p. 155
- 26) A. H. COTTRELL: Trans. Met. Soc. AIME, 212 (1958)，p. 192
- 27) C. J. McMAHON and M. COHEN: Acta Met, 13 (1965)，p. 591
- 28) T. C. LINDLEY and C. E. RICHARDS: Met. Sci, J. 4 (1970)，p. 81
- B. J. BRINDLEY and T. C. LINDLEY: JISI, 210 (1972)，p. 124
- 29) 邦武：鉄と鋼，54 (1968)，p. 710