

## 論 文

UDC 669.15'24'28-194 : 621.791.053 : 620.183 : 539.55

## 5%Ni-0.5%Mo 鋼溶接熱影響部の組織と靱性

堀部 進\*・角田 方衛\*・内山 郁\*

## Microstructure and Toughness of the Welded Heat Affected Zone in 5%Ni-0.5%Mo Steels

Susumu HORIBE, Masae SUMITA, and Iku UCHIYAMA

## Synopsis:

A study has been made of the microstructure and toughness of the heat affected zone (HAZ) in 5%Ni-0.5%Mo steels with the original structures of which were tempered martensite and bainite.

These properties depend strongly on carbon contents in steels and cooling rate after rapid heating to 1350°C. With decreasing in the cooling rate the microstructure changes from martensite to bainite, and the increase of carbon content tends to retard this change. However, the optimum toughness is obtained in duplex structure of martensite and lower bainite regardless of carbon content. The microstructure and toughness of the partially-transformed region in HAZ are affected by original microstructures, since the aspect of austenitization is different in them. When the original microstructure is tempered martensite, the aspect depends on the tempering temperature and carbon content. On the other hand, when the structure is bainite, it depends on the roughness of the ferrite lath structure which is related to carbon content.

## 1. 結 言

近年、構造物の大型化に伴い、高強度鋼溶接部の強度や靱性についても、冶金学的検討が行われるようになってきたが、熱影響部 (HAZ) に関しては、化学組成だけが着目され、熱サイクルを受ける前の原組織をも考慮した研究はこれまでに見あたらないようである。言うまでもなく、溶着金属部や高温のオーステナイト域に加熱された HAZ は化学組成のみに依存し、前組織の熱履歴や加工履歴は無関係と考えてよいが、 $\alpha$ 相と $\gamma$ 相の2相が共存するいわゆる部分変態域に加熱された箇所や比較的低温の $\gamma$ 域 ( $Ac_3$  点直上域) に短時間加熱された箇所ではこの前組織の性質が重要な意味をもつことが推測される。

また一方、多層盛溶接の際に第1層組織が第2層の熱サイクルによつて組織や強度靱性の変化を生ずることが考えられ、熱サイクルを受けた HAZ の前組織依存性を明確に把握しておくことは基礎的にのみならず、実溶接施工下においても極めて意義深いものと考えられる。

そこで本報では、前組織の異なる 5%Ni-0.5%Mo 鋼を用い、溶接再現熱サイクルによる組織と靱性の変化を

調べ、主として①炭素量の影響、②冷却速度 (入熱量) の影響、③最高加熱温度の影響 (とくに部分変態域の靱性変化) の3点について検討した。

## 2. 実験方法

## 2.1 供試鋼

用いた試料は真空溶解により溶製した炭素含有量が 0.13% (A鋼) と 0.24% (B鋼) の 5%Ni-0.5%Mo 鋼であり、それらの化学組成分析結果を Table 1. に示した。なお同表に熱膨張測定装置 (formastor-F) によつて測定した  $M_s$  点、 $Ac_1$  点および  $Ac_3$  点をあわせて記した。これらの材料を 1200°C で均一化焼なまし後、その温度からの鍛造、圧延により断面形状 13mm×7mm の角棒素材を得た。これらの素材に後述の熱処理および溶接再現熱サイクルを施した後、ハーフサイズシャルピー試験片 (10×5×55mm, 2mm V notch) を切削加工により作製した。

## 2.2 素材の熱処理

A鋼、B鋼がそれぞれ同一強度レベルの焼もどしマルテンサイト組織とベイナイト組織となるように Table 2 に掲げた条件で熱処理を行った。すなわち、ベイナイト

昭和 54 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 55 年 6 月 23 日受付 (Received June 23, 1980)

\* 金属材料技術研究所筑波支所 工博 (Tsukuba Laboratories, National Research Institute for Metals, 1-2-1 Sengen Sakura-mura Niihari-gun 305)

Table 1. Chemical compositions of materials (wt%).

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo	Al	Ms	Ac <sub>1</sub>	Ac <sub>3</sub>
steel A	0.13	0.30	0.76	0.003	0.004	5.05	0.49	0.048	390°C	675°C	800°C
steel B	0.24	0.29	0.75	0.003	0.004	5.09	0.50	0.042	330°C	675°C	720°C

Table 2. Heat treatment condition.

	steel	structure	heat treatment	Hv(20kg)
AM	A	M	900°C(30min)WQ, 610°C(60min)WQ	301
AZ	A	Z	900°C(30min) → 410°C(60min)WQ	292
BM	B	M	900°C(30min)WQ, 400°C(60min)WQ	384
BZ	B	Z	900°C(30min) → 340°C(60min)WQ	379

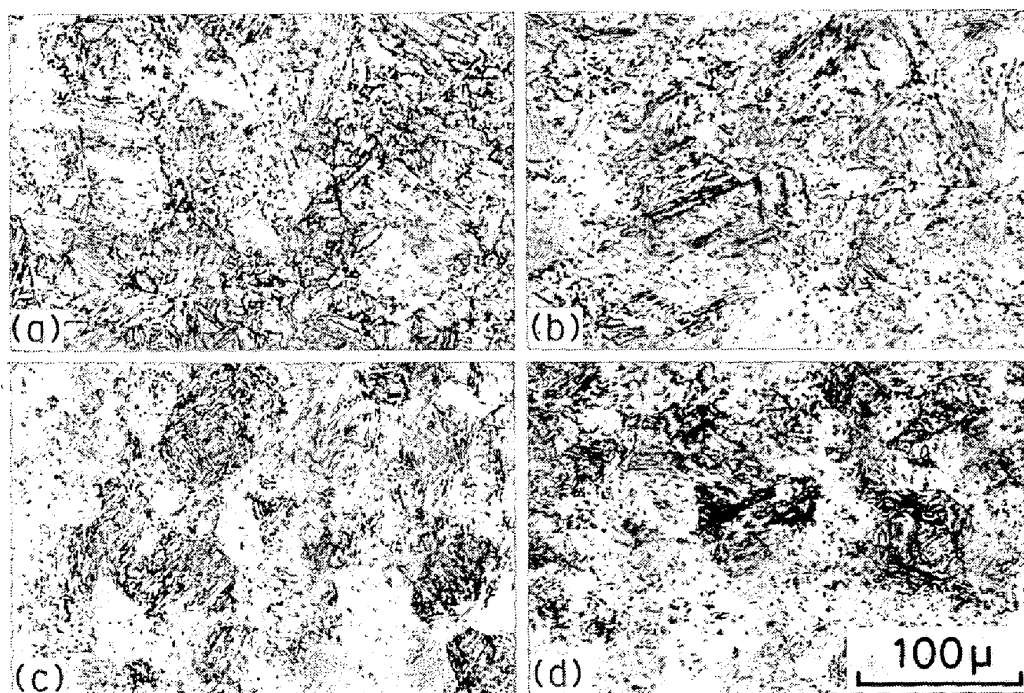


Photo. 1: Microstructures of steels. (a) steel A-tempered martensite (AM), (b) steel A-bainite (AZ), (c) steel B-tempered martensite (BM), (d) steel B-bainite (BZ).

組織を得るため両鋼種とも 900°C×30 min の溶体化処理後、Ms 点直上 10~20°C で恒温変態させ、ビッカース硬さ (20 kg) で約 300 (A 鋼) と約 380 (B 鋼) のベイナイト組織を得た。一方、同溶体化処理後水焼入れたマルテンサイトはベイナイト組織とほぼ同一硬さとなるように焼もどし温度を 610°C (A 鋼) と 400°C (B 鋼) とし、その後水焼入れを行った。得られた各組織の光学顕微鏡写真およびベイナイト組織の透過電子顕微鏡写真を Photo. 1. と Photo. 2. にそれぞれ示した。これによるとベイナイトは生成温度が両鋼とも Ms 点 + 10~20°C であるにもかかわらず、その組織はかなり異

なっている。すなわち、A 鋼の組織 (AZ) は比較的長いラスが何本も平行して成長した形態を示し、一方 B 鋼の場合 (BZ) はおのおののラスが短い、いわゆる針状ベイナイトの微細な組織となつている。またベイナイト中の炭化物はいずれもラス板に対してある方向をもつて形成されているが、B 鋼の炭化物は A 鋼のそれに比して微細でその数が多い傾向にある。

### 2.3 溶接再現熱サイクル

熱処理後の試片に Fig. 1j に示した 2 種類の熱サイクルを高周波誘導加熱装置によって付与した。

Pattern 1: は最高加熱温度を 1350°C とし、その温度

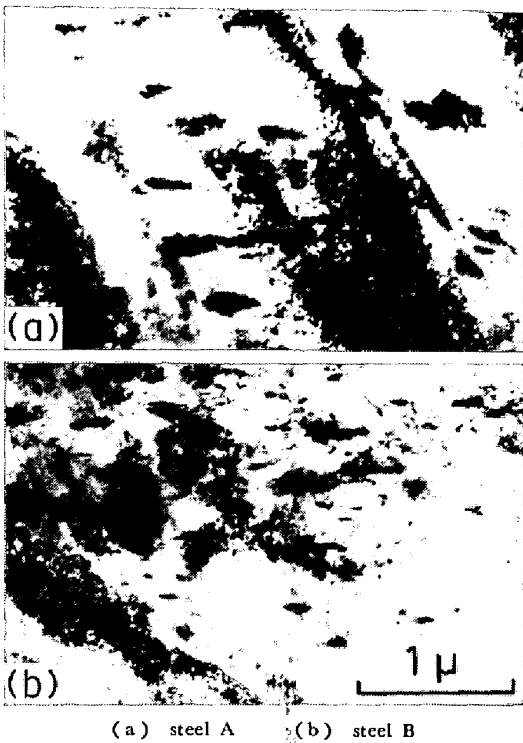


Photo. 2. Transmission electron micrographs of bainite structure.

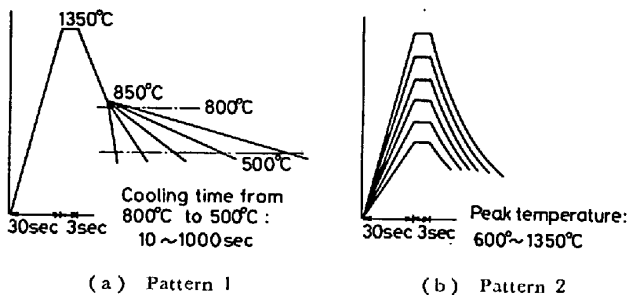


Fig. 1. Patterns of thermal cycles.

で 3 s 保持した後、850°C まで空冷し、その後の冷却速度 (入熱量に対応する) を種々変えたものである。この冷却速度は 800°C から 500°C までの冷却時間  $T_c$  で表示し、それを 10 s から 1000 s の間で変えた。なお、1350°C から 850°C までの冷却時間を一定にしたのは、オーステナイト粒径を  $T_c$  によらず一定とし、靱性に及ぼす粒径の影響<sup>1)2)</sup> を除去することを目的としたためである。Pattern 2. は冷却速度はほぼ一定の条件のもとで、最高加熱温度を 600~1350°C の間で変えるものである。この熱サイクルでは Pattern 1. で良好な靱性が得られた冷却速度 ( $T_c=86$  s) を採用した。

2.4 顕微鏡組織観察

種々の熱サイクルを付与した HAZ 試料の組織は 3% Nital 液によつて現出し、光学顕微鏡によつて観察したほか、透過型電子顕微鏡 (加速電圧: 200 kV) による薄

膜観察も行い、靱性変化との対応を検討した。

2.5 衝撃試験および破面観察

Pattern 1. の熱サイクル試料については室温~-196°C の間の種々の温度でシャルピー衝撃試験を行い、延性-脆性破面遷移温度  $vTrs$  を求めた。Pattern 2. の試料については 0°C と -70°C で試験を行い、吸収エネルギー値を求めた。さらにこれら試験後の破面を走査型電子顕微鏡 (加速電圧: 20 kV) によつて観察した。

3. 実験結果

3.1 冷却速度 (入熱量) の影響

A 鋼マルテンサイト組織 (AM) と B 鋼マルテンサイト組織 (BM) に Pattern 1. すなわち 1350°C 加熱保持後の冷却速度を種々に変えた際の組織変化を Photo. 3 と Photo. 4. にそれぞれ示した。これらは、冷却速度の減少に伴い組織がマルテンサイト→下部ベイナイト→島状マルテンサイトを含む上部ベイナイトと移行することを示しているが、炭素量の増加はベイナイト生成領域を長時間側に移行させるため、B 鋼においては冷却速度が比較的低い場合にも上部ベイナイトが出にくい傾向にある。

これら組織の靱性値を Fig. 2 に示した。A 鋼では  $T_c=86$  s のときに  $vTrs$  の最低値をとり、それ以上の冷却時間では靱性が大きく低下するが、B 鋼では吸収エネルギー値が A 鋼より低いにもかかわらず、 $vTrs$  値は  $T_c=30\sim300$  s の広い冷却速度範囲にわたつて良好な値 (-150°~140°C) を示している。

これら組織と靱性値との対応から、マルテンサイトと下部ベイナイトの混合組織の場合に最適靱性が得られ、島状マルテンサイトを含む下部ベイナイトの形成とともに

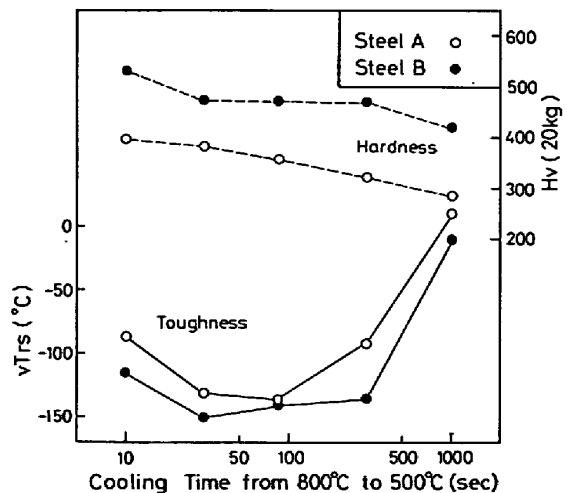


Fig. 2. Relationship between notch toughness and cooling time from 800°C to 500°C.

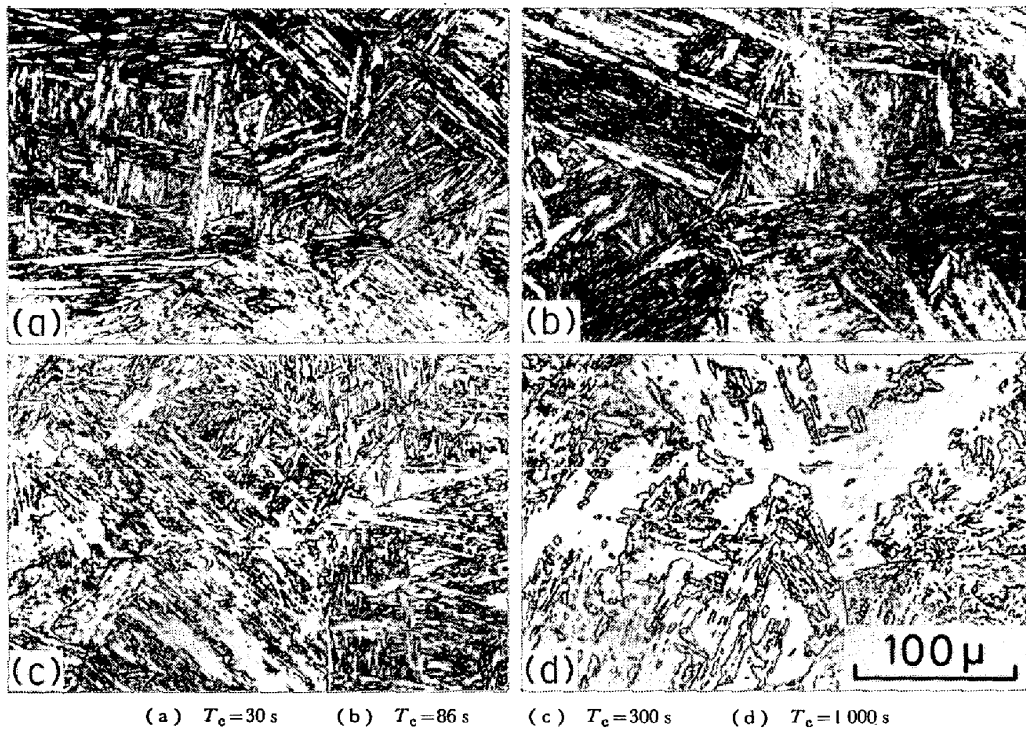


Photo. 3. Variation of microstructure with cooling time in steel A.

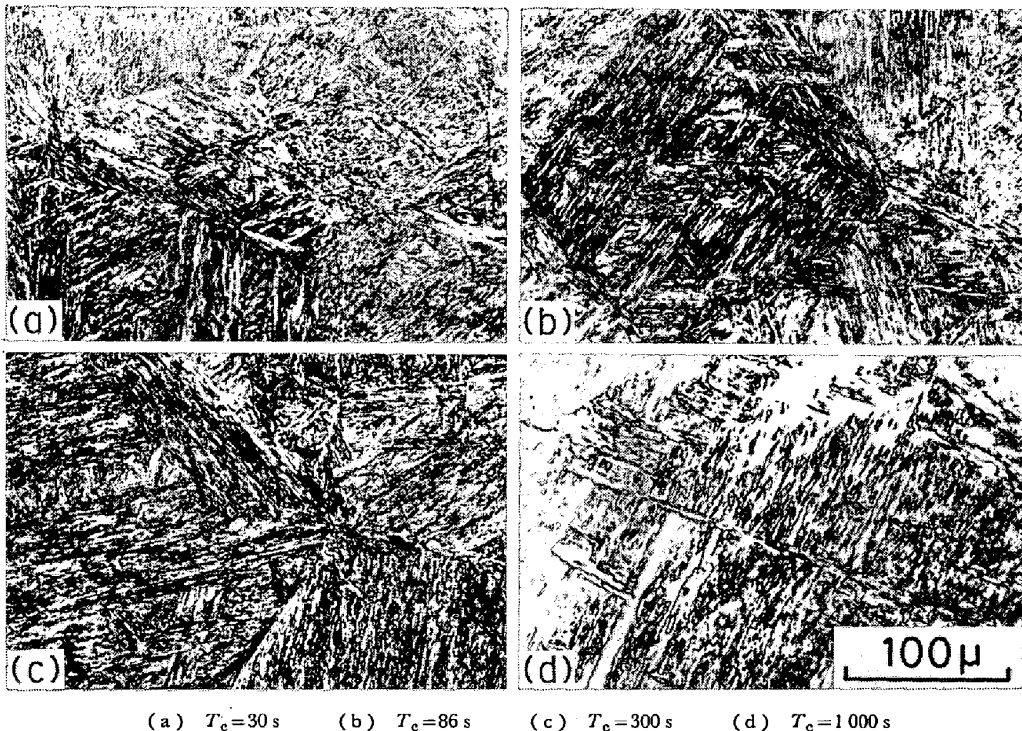


Photo. 4. Variation of microstructure with cooling time in steel B.

に靱性が劣化する傾向は、60~100 kgf/mm<sup>2</sup> 級高張力鋼について報告されている結果<sup>3)4)</sup>と一致するが、この傾向が炭素量によつて変わらないことは興味深い。

### 3.2 最高加熱温度の影響

本項では3.1で両鋼ともに比較的良好な靱性が得られた冷却速度条件 ( $T_c=86\text{ s}$ ) での最高加熱温度の影響を

述べる。

Fig. 3 と Fig. 4 は、それぞれA鋼とB鋼のシャルピー試験における吸収エネルギー値の変化を最高加熱温度との関係で示したものであり、熱サイクルを加えていない熱処理状態の靱性値もあわせて示した。また 650~800°C に加熱された組織の -70°C 衝撃試験片の脆性破面率を

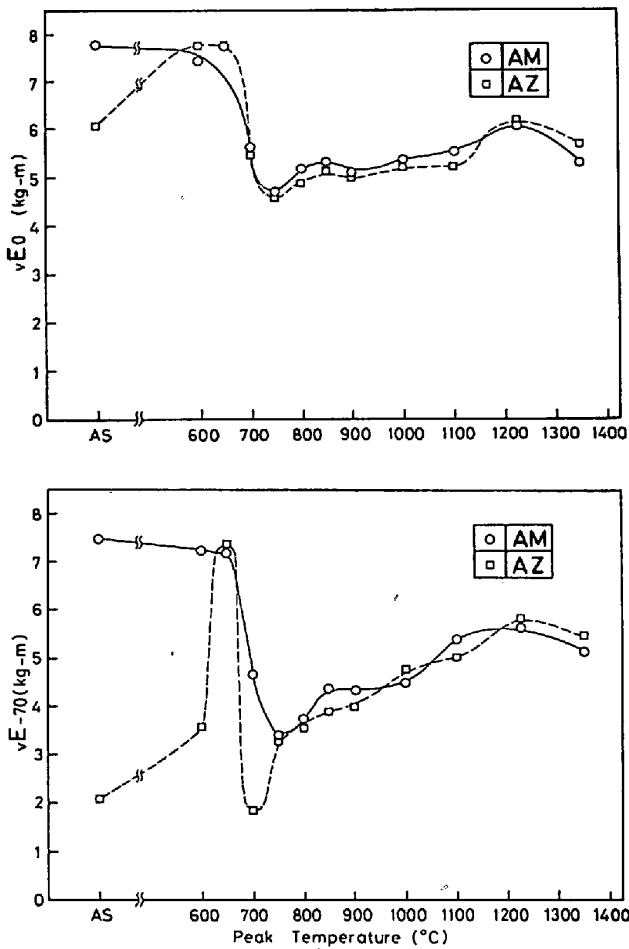


Fig. 3. Relationship between Charpy impact value and peak temperature in steel A (Test temperature : 0°C and -70°C).

Table 3. Percentage of brittle fracture at -70°C (%).

Peak temperature (°C)	650	700	750	800
AM	0	0.7	8.2	5.6
AZ	0	53	22	12
BM	0	93	7.2	2.8
BZ	0	68	5.4	2.3

Table 3. に掲げた. A鋼の場合 (Fig. 3), 前組織のベイナイト (AZ) の靱性は焼もどしマルテンサイト (AM) のそれより劣るが, 高温の焼もどしによつて著しく改善され, 600~650°C の加熱サイクルで焼もどしマルテンサイトの靱性値と同程度となる. 0°C で衝撃試験した際, AM, AZ 両組織とも 750°C で吸収エネルギー値のわずかな低下が認められた. -70°C では, AM は 0°C と同様の傾向が見られたが, AZ は 700°C への加熱サイクルによつて著しい脆化を示した. この事実は破面形

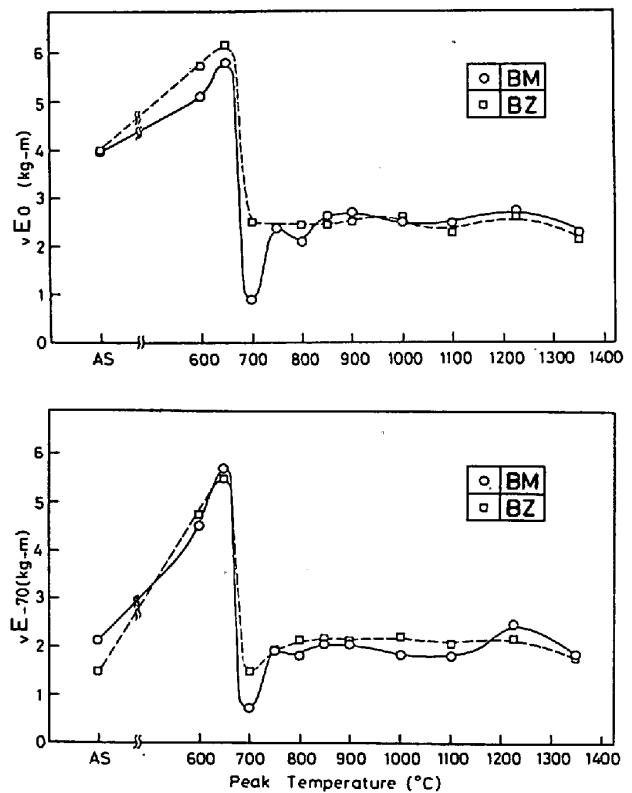


Fig. 4. Relationship between Charpy impact value and peak temperature in steel B (Test temperature : 0°C and -70°C).

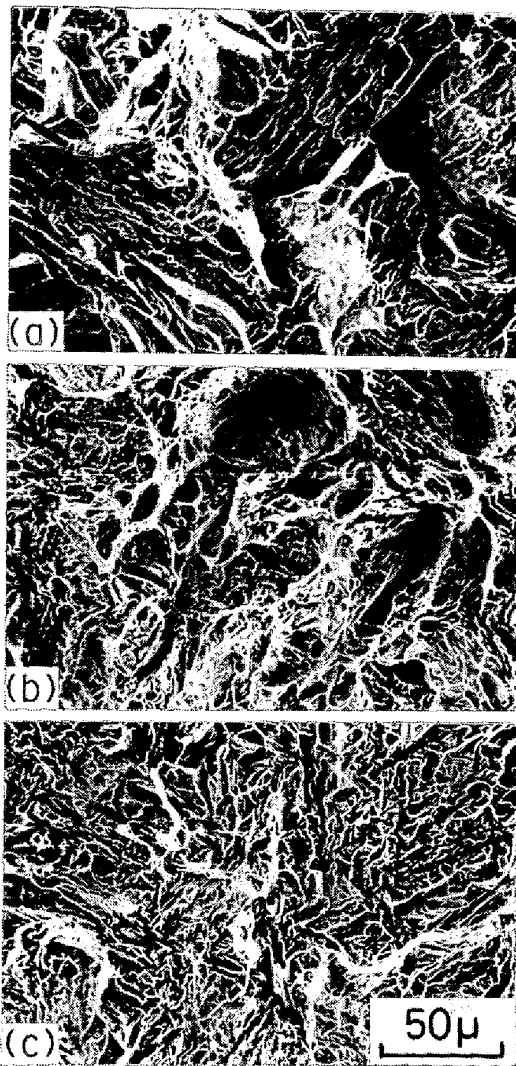
態にも明瞭に現れており, 700°C 加熱冷却後の AZ の脆性破面率は 53% に達する (Table 3). B鋼の場合 (Fig. 4), 前組織状態での BM と BZ の靱性はほぼ等しい. しかしながら, 700°C 加熱サイクルによつて, BZ はさほど大きな靱性劣化を示さないにもかかわらず, BM は著しく脆化した.

なお, いずれの鋼種も  $A_{c3}$  点以上に加熱された領域の靱性は前組織依存性を示さなかつた. このように供試鋼 A, B の本冷却条件においては 1350°C に加熱された粗粒領域よりも, 部分変態域における靱性劣化がとくに著しい. したがつて 4.2 ではこの領域の脆化機構を考察する.

#### 4. 考 察

##### 4.1 冷却速度および炭素量の影響

3.1 で述べた靱性変化の冷却速度依存性は, 硬さ変化にも反映されている. すなわち, 低炭素の A鋼の場合, 冷却速度の減少に伴い硬さは単調に減少するが, B鋼においては  $T_c$  が 30~300 s の間でほぼ一定となつている. このことは B鋼においてはかなり冷却速度が低い場合でも強度や靱性を支配している組織因子に大きな変化



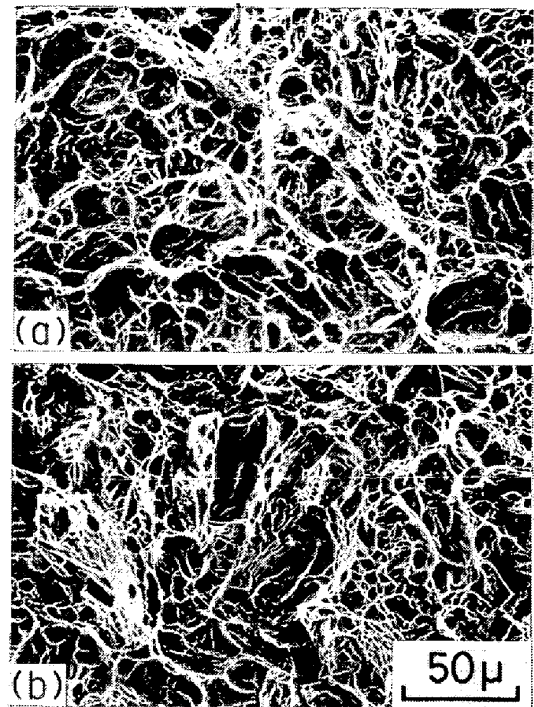
(a)  $T_c=10\text{ s}$   $-120^\circ\text{C}$   
 (b)  $T_c=86\text{ s}$   $-150^\circ\text{C}$   
 (c)  $T_c=300\text{ s}$   $-120^\circ\text{C}$

Photo. 5. Fractured surface of steel A.

を生じないことを示唆している。

Photo. 5. (a)~(c) に  $T_c$  が 10 s, 86 s, および 300 s の場合の A 鋼の  $-120^\circ\text{C}$  もしくは  $-150^\circ\text{C}$  における衝撃破面を示した。いずれもへき開破壊が主体の破面であるが、破面単位は 86 s の際に最小となり、また  $T_c$  が長い場合、フェライトラスを反映すると思われる内部組織に対応した破壊の様相が認められる。一方、同熱サイクル条件の B 鋼の場合、極めて延性的な破壊様相を呈する (Photo. 6)。なおこれらの破面は延性的でありながら、ある大きさの単位を有することが特徴である。

以上述べたように、冷却速度の低下は組織をマルテンサイトからベイナイトへと移行させ、さらには島状マルテンサイトを含む上部ベイナイトの生成を導き、大きな靱性劣化を招くが、炭素量の増加は吸収エネルギー値を減少させるものの  $vTrs$  値は低下し、さらに島状マルテン



(a)  $T_c=10\text{ s}$   $-120^\circ\text{C}$   
 (b)  $T_c=300\text{ s}$   $-120^\circ\text{C}$

Photo. 6. Fractured surface of steel B.

サイトの生成する臨界の冷却速度を小さくする作用を有するものと考えられる。

鎌田ら<sup>5)</sup>は炭素量の異なる焼もどしマルテンサイトと等温変態ベイナイトの  $vTrs$  を調べ、後者の場合には炭素量の増加が  $vTrs$  にあまり影響を与えず、また前者の場合にはむしろ靱性を改善することを報告し、この原因として組織の微細化による破面単位の減少をあげている。本研究においても破面単位を求めるために極低温下で衝撃試験を行ったが、B 鋼においては明瞭な破面単位が得られなかった。したがって、破面単位という概念の適用に問題があるが、一応明瞭なティアリッジで囲まれた領域を一単位とみなして比較したところ、A, B 両鋼で差異は認められなかった。したがって本実験の破面観察 (Photo. 5 と Photo. 6) は炭素量の増加が破面形態を脆性的なものから延性的なものに変えることを示唆しており、破面単位の差異よりもむしろオートテンパーされたマルテンサイト中の、あるいはベイナイト中の炭化物量の増加<sup>6)</sup>が遷移温度低下の直接原因と考えられる。

#### 4.2 部分変態域の組織と靱性

$Ac_1$  点以下の温度への加熱サイクルを受けた場合、組織はその温度に対応する焼もどしマルテンサイトもしくは焼もどしベイナイトとなるが、 $Ac_1$  点を越えるとその一部がオーステナイト化する。この組織はその後の冷却によつて主としてマルテンサイト (この組織は逆変態量\*

\* 本論文中的「逆変態」は広義の  $\alpha \rightarrow \gamma$  変態の意味で用いている。

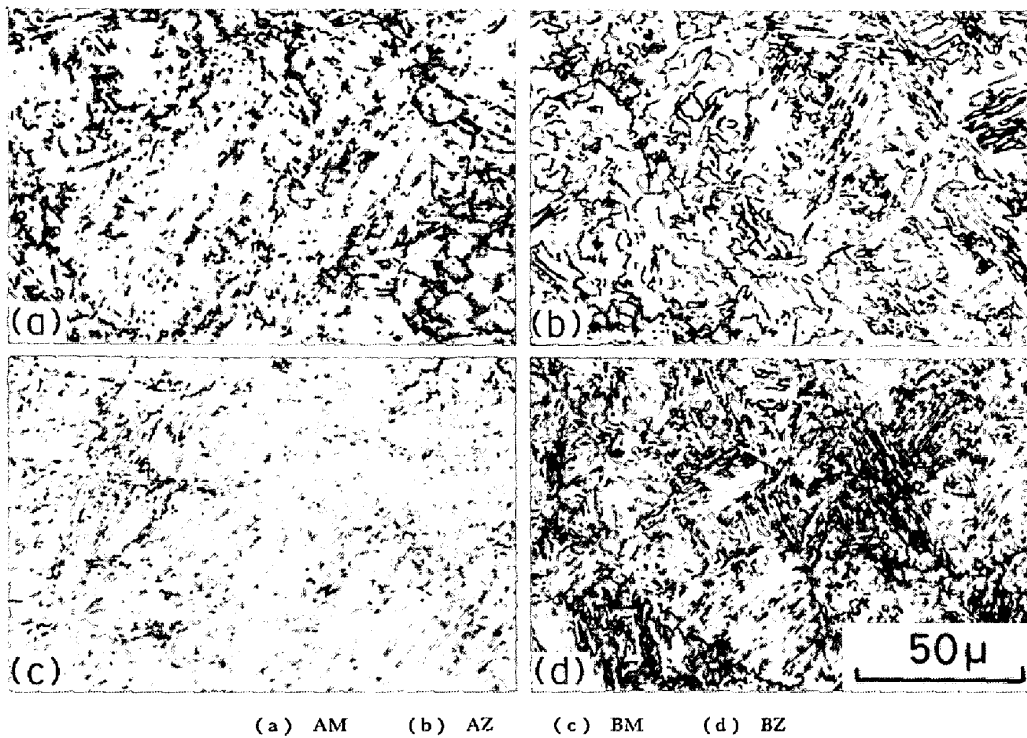


Photo. 7. Microstructures of the partially-transformed regions at 700°C.

と冷却速度とに依存して決まる)に変態するため、この領域は焼もどし組織(セメント粒子を含むフェライト)とマルテンサイトの2相混合組織となる。

Fig. 3., 4. においてA鋼, B鋼とも、部分変態域での靱性値が前組織依存性を有することを示したが、 $A_{c1}$ 点直下の650°Cでの靱性値が前組織によらずほぼ等しい値を示している事実は、2相域の靱性の差異の原因を未変態フェライト領域の靱性の差異に求めることが不合理であることを暗示する。したがって他の要因が求められるが、組織観察(Photo. 7)から、逆変態オーステナイトの生成形態が前組織によつて大きく異なっているのが認められた。

これまでにも、鋼種が同じでも前組織の構造によつてオーステナイトの生成形態が異なることが報告されている<sup>7)~11)</sup>。NEHRENBERG<sup>7)</sup>によれば、一般的傾向として前組織がパーライトや球状化組織の場合には逆変態オーステナイトは等軸的に生成し、またマルテンサイトやベイナイトの場合には針状に生成すると報告している。また木下ら<sup>10)</sup>や松田ら<sup>11)</sup>はマルテンサイトのオーステナイト化過程の加熱速度依存性を調べ、加熱速度が速い場合、結晶粒内のオーステナイトは粒状(塊状)であるが、加熱速度が低くなると針状のオーステナイトが主体となることを観察している。この理由として、木下らは変態駆動力による核生成の難易度を、また松田らは合金元素固溶による炭化物の安定化をあげ説明しているが、逆変

態挙動と炭化物の関係はまだ十分には解明されていないようである。

#### 4.2.1 0.13%C 鋼 (A鋼) の部分変態域

本研究においては、すべての供試材において加熱速度は極めて速い。しかしながら、AMは610°Cで焼もどししているため、炭化物はMnやMo等の濃縮固溶によりかなり安定化しており逆変態しにくい状態にある。700°C加熱において、本組織の逆変態オーステナイトは後述のAZのそれに比して少なく、また粒界よりもむしろ粒内に針状に生成する傾向を有する(Photo. 7 (a))。本組織における逆変態オーステナイト量は約6%であった。このオーステナイトの生成形態は、3.5%Ni-0.35%Mo鋼について松田らが観察した結果<sup>11)</sup>と類似する。さらに温度が高くなるとこれら針状オーステナイトの成長のほかに旧 $\gamma$ 粒界やパケット境界にもオーステナイトが発生成長し、これが750°C近傍で靱性値の低下を示した原因と考えられる。

一方、AZの場合、恒温変態温度が410°Cであるため、ベイナイト中の炭化物の逆変態遅延作用は期待されず、また方向性を持つ長いラス境界が逆変態オーステナイトの核発生場所となり、この粗いベイナイト形状を引き継いだ極めて複雑な形状の逆変態オーステナイトが形成される(Photo. 7 (b))。この700°C加熱で生成したオーステナイトは同条件加熱のAMに比して多量であり、約17%であった。この組織の透過電顕写真の一例

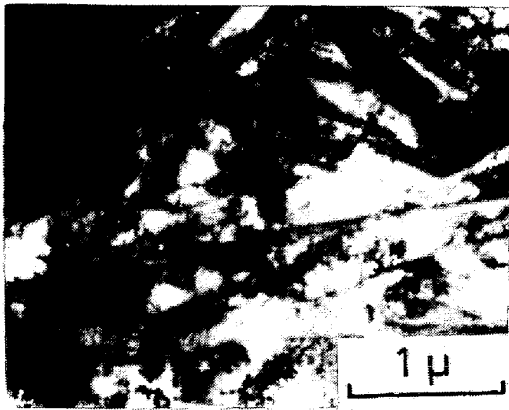


Photo. 8. Transmission electron micrograph of the partially-transformed region in AZ.

を Photo. 8. に示した。下方には過度に焼もどされたベイナイトが、上方には部分変態域が冷却された組織が認められる。オーステナイトが冷却過程で変態してできた組織（マルテンサイトが主体）は本鋼種の炭素量が比較的低いから、それほど脆くなく、 $0^{\circ}\text{C}$  では大きな靱性低下を示すまでには至らないが、 $-70^{\circ}\text{C}$  での著しい脆化が示すように、このような組織の遷移温度は大きく上昇していることが推測される。さらに加熱温度が高くなり、 $750^{\circ}\text{C}$  になると逆変態オーステナイトは増加し、その形状はなめらかとなる。この加熱組織では、 $0^{\circ}\text{C}$  靱性値は AM 同様低下するが、 $700^{\circ}\text{C}$  加熱組織のさいに認められたような  $-70^{\circ}\text{C}$  試験における靱性の異常劣化はもはや認められず、むしろ靱性は回復する。したがって、 $700^{\circ}\text{C}$  加熱組織の異常靱性劣化は逆変態オーステナイトの比較的初期段階の複雑な生成形態に起因したものであると結論づけられよう。

#### 4.2.2 0.24% C 鋼 (B 鋼) の部分変態域

B 鋼は A 鋼に比して炭素量が高いため、逆変態オーステナイトの冷却によつて形成されたマルテンサイトを主体とする組織は A 鋼のそれより硬く脆い性質のものであることが予測される。BM の場合、AM と異なり焼もどし温度が  $400^{\circ}\text{C}$  であり、合金元素量の濃縮による炭化物の安定化は少ない。逆変態オーステナイトは粒内に針状に生成するほか、粒界にも生成する。しかしながら、粒界での核発生率が比較的少ないため、それらオーステナイトは大きく成長し (Photo. 7 (c))、それを受け継ぐマルテンサイトはフェライトの変形を拘束するものと考えられる。この  $700^{\circ}\text{C}$  加熱におけるオーステナイト生成率は約 27% であつた。

マルテンサイトとフェライトの単純な 2 相混合組織の靱性については、これまでにもいくつかの研究があり<sup>12)~15)</sup>、フェライトがマルテンサイトによつて強い塑

性拘束を受ける場合に靱性劣化が起こること<sup>14)15)</sup>が明らかにされている。本研究におけるフェライトは微視組織的にみるとマルテンサイトやベイナイトの特質を残存しているため、状態が若干異なると考えられるが、BM で観察された靱性劣化はマルテンサイトによる焼もどし組織の強い拘束によるものと考えられる。

一方 BZ の場合、AZ 同様に前組織を反映する複雑な形状の逆変態オーステナイトが形成されるが、前組織が AZ より微細であるため、オーステナイトの核発生場所が多く、AZ や BM に比してかなり細かいオーステナイト (マルテンサイト) が形成され、それらの連結度も比較的小さい傾向にあることが組織観察から明らかである (Photo. 7 (d))。また、この組織のオーステナイト生成率は正確に求め難いが 25~28% 程度と推定され、BM のそれとほぼ同量である。すなわちマルテンサイト自体の性質は BM, BZ 両者においてほとんど差はないものと推定されるが、BZ の場合マルテンサイトの形状分布がフェライトの塑性拘束を生じにくい状態にあると考えられる。BZ の靱性劣化が  $-70^{\circ}\text{C}$  においてもさほど顕著でない事実はこのような理由によるものと考えられる。

## 5. 結 論

前組織が焼もどしマルテンサイトとベイナイトである 0.13% or 0.24% C-5% Ni-0.5% Mo 鋼の溶接再現熱影響部の組織と靱性を調べ、以下の結論を得た。

(1)  $1350^{\circ}\text{C}$  加熱保持後の冷却速度によつて組織と靱性は大きく異なり、冷却速度が低下するに従い、組織はマルテンサイト→下部ベイナイト→島状マルテンサイトを含む上部ベイナイトへと移行するが、炭素量の増加はこれらの移行を遅延させる。なおこの際の最適靱性は炭素量を問わず、マルテンサイトと下部ベイナイトの混合組織の場合に得られた。

(2) 炭素量の増加はシャルピー衝撃試験における吸収エネルギー値を下げるが、破壊形態を脆性的なものから延性的なものに変え、破面遷移温度は逆に低下する。

(3)  $Ac_1$  点と  $Ac_3$  点の間の温度に加熱された部分変態域の組織と靱性は前組織の影響を強く受ける。この原因はオーステナイト生成形態の前組織依存性にあると考えられた。

(4) すなわち前組織がマルテンサイトの場合、焼もどし温度によつてオーステナイトの生成形態が異なり、とくに炭素量の高い鋼においてオーステナイトが前オーステナイト粒界等に連結状に生成した場合に脆化が著しい。



(5) 前組織がベイナイトの場合、炭素量が比較的高く、組織が細かい場合にはオーステナイトも微細に生成し靱性を損なうことはないが、低炭素で組織が粗い場合にはオーステナイトが極めて複雑で粗い生成形態をとり、靱性は著しく劣化する。

本稿をまとめるにあたり有益な御討論をいただいた東京大学工学部柴田浩司助教授と金属材料技術研究所鉄鋼材料研究部中島宏興第 1 研究室長に深く感謝いたします。

#### 文 献

- 1) R. E. DOLBY and J. F. KNOTTO: JISI, 210 (1972), p. 857
- 2) 菊田米男, 荒木孝雄, 佐野精二郎, 柳生俊二, 石野良和: 溶接学会誌, 43 (1974), p. 1047
- 3) 佐藤 誠, 川原英志: 溶接学会誌, 40 (1971), p. 320
- 4) 笠松 裕, 高嶋修嗣, 細谷隆司: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 1222
- 5) 鎌田晃郎, 腰塚典明, 船越督己: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 2839
- 6) 荒木 透, 佐川竜平, 辛 玫教: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 214
- 7) A. E. NEHRENBURG: J. of Metals, 188 (1950), p. 162
- 8) 本間亮介: 鉄と鋼, 54 (1968), p. 898
- 9) G. R. SPEICH and A. SZIMAE: Trans. AIME, 245 (1969), p. 1063
- 10) 木下修司, 上田武司: 鉄と鋼, 59 (1973), p. 55
- 11) 松田昭一, 岡村義弘: 鉄と鋼, 60 (1974), p. 226
- 12) R. L. CAIRNS and J. A. CHARLES: JISI, 205 (1967), p. 1051
- 13) H. W. HAYDEN and S. FLOREEN: Met. Trans., 1 (1970), p. 1955
- 14) 国尾 武, 清水真佐男, 山田邦博, 鈴木秀人: 第 20 回材料強度と破壊国内総合シンポジウム論文集, (1975), p. 15
- 15) 富田恵之, 沖 幸男, 岡林邦夫: 鉄と鋼, 64 (1978), p. 459