

# 780 MPa級鋼の再現HAZにおける組織と 靱性に及ぼすTiおよび合金元素の影響

畑野 等\*

Effect of Ti and Alloying Elements on Microstructure and Toughness of Simulated HAZ of 780 MPa Class Steels

Hitoshi HATANO

**Synopsis :** The effect of Ti on microstructure and toughness of simulated HAZ of conventional high carbon type 780 MPa class steels and low carbon bainitic steels was investigated. The effect of alloying elements on microstructure and toughness of simulated HAZ of low carbon bainitic steels was also investigated. It was found that toughness is deteriorated by Ti addition in conventional high carbon steels because of the decrease in hardenability, but in low carbon bainitic steels toughness is improved because facet of Charpy impact surface is refined without decreasing hardenability. It was also clarified that toughness of low carbon bainitic steel of which hardenability is increased by non-carbide forming alloy is superior to that increased by carbide forming alloying elements. The difference could be explained by increasing of driving force for ferrite nucleation caused by lowering transformation temperature.

**Key words:** 780 MPa class steel; low carbon bainitic steel; heat affected zone (HAZ); toughness; bainite block; microstructure.

## 1. 緒言

鋼構造物の大型化にともない、鋼構造物への高強度鋼の適用の検討が進んでいるものの<sup>1)</sup>、特殊な用途を除いて本格的に適用されているものは強度クラスが590 MPa級の鋼材までにとどまっている。これは、780 MPa級鋼の溶接施工性が不十分であることが主な原因となっている<sup>1)</sup>。特に、大入熱溶接時の熱影響部(HAZ)靱性を十分確保することが困難であることから、現状では、入熱5 kJ/mmまでが適用の限界とされており、780 MPa級鋼適用の大きな障害となっている。

780 MPa級鋼のHAZ組織および靱性に関する研究は、入熱5 kJ/mmまでの低入熱域での研究は多く行われているものの<sup>2-4)</sup>、大入熱溶接時のHAZ(大入熱HAZ)に関する研究は少ない<sup>5,6)</sup>。大入熱HAZがフェライト/パーライト組織主体となる490 MPa級鋼に関しては、多くの研究がなされ、Ti添加などのフェライトの微細化により大入熱HAZ靱性が改善できることが明らかとなっている<sup>7)</sup>。一方、大入熱HAZがベイナイト/マルテンサイト組織主体となる780 MPa級鋼に関しては、大入熱溶接時には冷却速度が遅くなるため、靱性を劣化させる硬質相MA(Martensite-Austenite constituent)をともなった上部ベイナイトが生成するため、靱性が劣化することが明らかとなっている<sup>8)</sup>。しかし、大入熱HAZ組織に対する炭素量、合金元素の影響など未解明なことが多く、大入熱HAZ靱性の改善が不十分となっている。特に、490 MPa級鋼の大入熱HAZ靱性改

善においては最も効果的であるTi添加の影響については、780 MPa級鋼では一部報告がある<sup>9)</sup>ものの、十分には研究されていない。

一方、0.05 mass%以下の低炭素ベイナイト鋼は、高い強度を確保しつつ、溶接性(耐割れ性)やHAZ靱性に優れていることから、近年、盛んに研究が行われている<sup>10,11)</sup>。著者らは、微細低炭素ベイナイト組織というコンセプトにより590 MPa級鋼の大入熱HAZ靱性を大幅に改善できることを見出している<sup>11)</sup>。低炭素化した上で、炭化物生成能の弱い元素(炭化物非生成元素)で焼入れ性を向上(変態点を低下)させ、さらにTiを添加することで、大入熱HAZにおいてMAを微細化、低減するとともに、ベイナイト組織も同時に微細化できることを明らかにした。

そこで、本研究では780 MPa級鋼の大入熱HAZ靱性の改善を目的に、780 MPa級鋼におけるHAZ組織、靱性に与えるTi添加の影響を、従来型の高炭素系調質鋼と低炭素ベイナイト鋼の両鋼について調査するとともに、低炭素ベイナイト鋼の大入熱HAZ組織、靱性に与える合金元素の影響についても調査した。

## 2. 実験方法

### 2.1 供試鋼

供試鋼の化学成分をTable 1に示す。一般的な780 MPa級調質鋼(高炭素系鋼)の成分<sup>12)</sup>をベース成分(鋼種A)として、ベース成分に対し炭素量を0.05%と低減した上で、

Table 1. Chemical compositions of steels examined.

Steel	Chemical composition (mass%)														
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Nb	Ti	B	Al	N
Steel A	0.132	0.28	0.89	0.004	0.002	0.26	1.01	0.52	0.42	0.05	0	0	0.0012	0.058	0.0049
Steel B	0.124	0.27	0.88	0.004	0.001	0.26	1.02	0.52	0.42	0.05	0	0.012	0.0011	0.057	0.0050
Steel C	0.050	0.28	2.06	0.005	0.002	0	1.00	1.01	0.41	0.05	0	0	0.0011	0.052	0.0047
Steel D	0.052	0.27	2.06	0.004	0.002	0	1.00	1.01	0.41	0.05	0	0.012	0.0013	0.054	0.0051
Steel E	0.052	0.26	1.08	0.003	0.002	0	0.99	0.51	0.62	0.05	0.021	0.014	0.0011	0.058	0.0049

炭化物生成能の弱い元素（炭化物非生成元素）であるMn, Crを増加させて十分に焼入れ性を確保したもの（鋼種C）を低炭素ベイナイト鋼として作製した。それぞれの鋼に、Tiを0.012%添加したもの（鋼種B, D）を作製し、高炭素系鋼および低炭素ベイナイト鋼でのTi添加の影響を調べた。N量は、Ti添加490MPa級鋼において大入熱HAZ靱性に最適とされている50ppmとした<sup>7)</sup>。また、低炭素ベイナイト鋼での合金元素の影響を調査することを目的に、炭化物生成能の強い元素（炭化物生成元素）であるMo, Nbを増加させて焼入れ性を確保した低炭素ベイナイト鋼（鋼種E）も作製し、鋼種Dと比較検討した。これら5鋼種の供試鋼は、50kg高周波真空溶解炉を用いて溶製し、溶製後、インゴットを1100°Cに加熱し、熱間圧延により30mm厚に仕上げ、板厚方向1/4の位置より熱処理用の小型試験片を採取し、供試鋼とした。

## 2.2 再現HAZ熱処理シャルピー衝撃試験

12.5mm×32mm×55mmの試験片に高周波誘導加熱により溶接HAZを再現する熱処理を施した。熱処理条件は、最高加熱温度を1350°C×5sとし、800~500°Cの冷却時間(Tc)を40~320s（サブマージーク溶接で入熱5~40kJ/mm相当）の範囲で変化させ、入熱5kJ/mmを越える大入熱溶接HAZをシミュレートした。熱処理後の試験片を用いてシャルピー衝撃試験により-10°Cでの吸収エネルギー(vE<sub>-10</sub>)および脆性破面単位を求め、靱性を評価した。また、脆性破面率が大きいものについては、0°Cでの吸収エネルギーも求め、-10°Cでの吸収エネルギーが大きいものほど、延性脆性遷移温度が低くなっていることを確認した。シャルピー衝撃破断片をSEMを用いて破面形態を観察した。また、光学顕微鏡を用いて組織観察を行った。マトリックス組織の観察はナイトール腐食液を用い、MAの観察についてはレペラー(Lepera)腐食液を用いた。また、AGS液を用いて旧γ粒を観察し、切断法により旧γ粒径を求めた。さらに、EBSP（後方散乱電子線回折）を用いて、ベイナイト組織の結晶方位分布についても調査した。

## 2.3 連続冷却変態

それぞれの供試鋼の変態挙動を調査するために、8mmφ×12mmhの試験片をサーメックスマスターZ（富士電波工機製）を用いて、加熱温度1350°C×5sからの連続冷却変態(CCT)を調査した。CCTの冷却速度は再現HAZ熱処理の冷却速度範囲となるように、50~0.5°C/sとした。

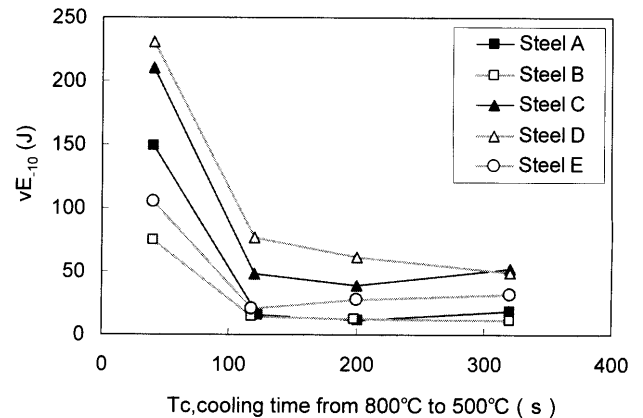


Fig. 1. Effect of Tc, cooling time from 800 to 500°C, on toughness of simulated HAZ.

## 3. 実験結果

### 3.1 再現HAZ靱性に及ぼすTi添加の影響

鋼種A~Dの再現HAZ靱性(vE<sub>-10</sub>)に及ぼすTc（冷却条件）の影響をFig. 1に示す。いずれもTcが大きくなるにつれ、靱性が劣化する傾向を示すが、いずれのTcにおいても、高炭素系鋼（鋼種A, B）に比べ低炭素ベイナイト鋼（鋼種C, D）の方が優れた靱性を示している。また、高炭素系鋼ではTi添加により靱性が劣化する傾向を示すのに対し、低炭素ベイナイト鋼ではTi添加により靱性が改善する傾向を示す。

鋼種A~Dの再現HAZ材(Tc=120s)のシャルピー衝撃破断面の脆性破面を観察した結果をFig. 2に示す。いずれも擬壁開破面を示しているが、Ti無添加鋼である鋼種A, Cでは50~100μmの粗大なファセットであるのに対し、Ti添加鋼である鋼種B, Dは50μm以下の比較的微細なファセットとなっている。また、鋼種Aよりも鋼種Cの方がファセットは微細であり、鋼種Bよりも鋼種Dの方がファセットが微細である。これらのことから、Ti無添加鋼よりもTi添加鋼の方がファセットは微細になり、また、高炭素系鋼よりも低炭素系鋼の方がファセットが微細になっているといえる。

### 3.2 低炭素ベイナイト鋼の再現HAZ靱性に及ぼす合金元素の影響

Fig. 1に、鋼種Eの再現HAZ靱性(vE<sub>-10</sub>)に及ぼすTcの影響についても示す。いずれのTcにおいても鋼種Eに比べ鋼種Dの方が、高靱性となっている。すなわち、低炭素ベイナイト鋼においては、炭化物生成元素(Mo, Nb)で焼入

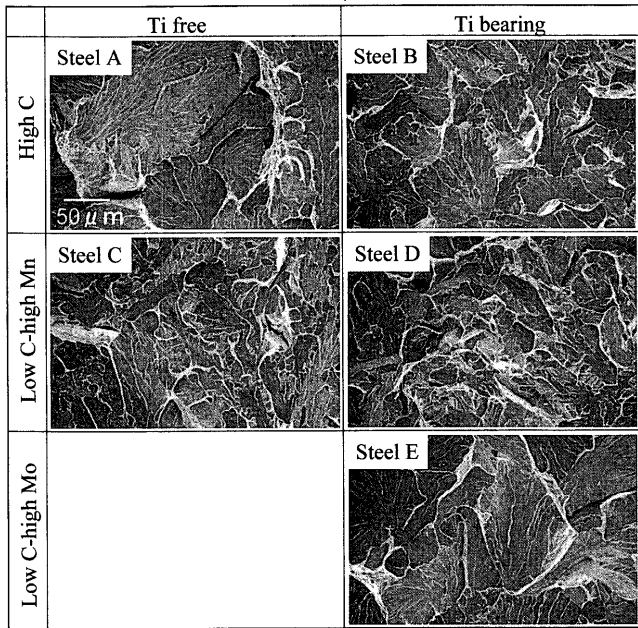


Fig. 2. SEM image of fracture surfaces of Charpy specimens of simulated HAZ ( $T_c=120$  s).

れ性を確保したものよりも、炭化物非生成元素(Mn, Cr)で焼入れ性を確保したものの方が、高靱性になっている。

Fig. 2に、鋼種Eの再現HAZ材( $T_c=120$  s)のシャルピー衝撃破断面の脆性破面を観察した結果についても示す。鋼種Eのファセットは $50\mu\text{m}$ 程度と、鋼種Dに比べ粗大化している。鋼種Eが鋼種Dに比べ、靱性が劣化した原因の一つとしてファセットの粗大化が考えられる。

### 3.3 再現HAZ組織に及ぼすTi添加の影響

Fig. 3に鋼種A~Dの再現HAZ材の旧 $\gamma$ 粒径に及ぼす $T_c$ の影響を示す。いずれの鋼種においても、 $T_c$ による旧 $\gamma$ 粒径の変化は小さい。一方、Ti無添加鋼である鋼種A, Cの旧 $\gamma$ 粒径が $80\sim 130\mu\text{m}$ であるのに対し、Ti添加鋼である鋼種B, Dは $20\sim 50\mu\text{m}$ と旧 $\gamma$ 粒が微細化していることが分かる。

高炭素系鋼および低炭素ベイナイト鋼でのMAの形態に及ぼす $T_c$ の影響の代表例として、Tiを添加した鋼種B, Dの $T_c=40, 120, 320$  sでのMA観察結果をFig. 4に示す。高炭素系鋼である鋼種Bは、比較的冷却速度が速い $T_c=40$  sではMAは微細で生成量も少ないが、 $T_c$ が大きくなるにつれ、MAは粗大になるとともに、生成量も増加する。一方、低炭素ベイナイト鋼である鋼種Dは、 $T_c$ によるMAの形態の変化は少なく、 $T_c=40$  sでは高炭素系鋼と同程度であるが、 $T_c=120, 320$  sでは高炭素系鋼よりも微細で、生成量も少なくなっている。鋼種A, Cについても同様な傾向を示したことから、高炭素系鋼は $T_c$ が大きくなるにつれ、MAが粗大かつ多量生成するのに対し、低炭素系鋼では $T_c$ による変化が少なく、形態は微細かつ少量であるといえる。

鋼種B, Dの再現HAZ組織( $T_c=120$  s)について、光学顕

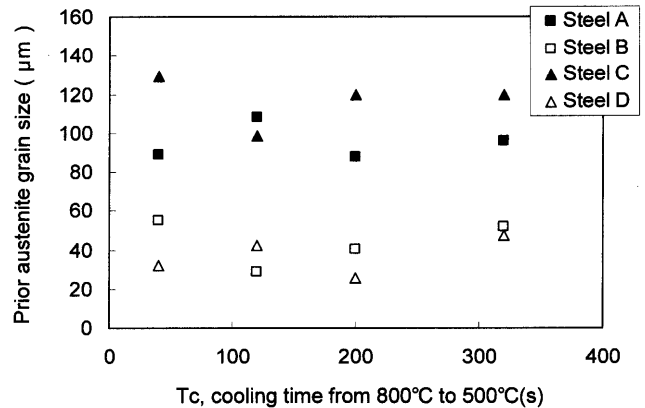


Fig. 3. Effect of  $T_c$ , cooling time from 800 to 500°C, on prior austenite grain size of simulated HAZ.

微鏡観察(ナイタル)およびEBSPによりベイニティックフェライトの結晶方位分布を測定した結果をFig. 5に示す。EBSPは光学顕微鏡観察と同位置について測定した。光学顕微鏡組織結果からいずれの鋼種も全面ベイナイトの組織を呈していることが分かる。また、Inverse pole figure mapおよびGrain boundary mapから、鋼種Bよりも鋼種Dの方が、 $10^\circ$ あるいは $15^\circ$ 以上の大傾角粒界が多いことが分かる。これらのことから、鋼種B, Dともに全面ベイナイト組織が生成するが、鋼種Dの方が、ベイナイトのブロックサイズが微細化しているといえる。鋼種Dの $T_c=320$  sの再現HAZ組織についての結果もFig. 5に示した。鋼種Dにおいて $T_c$ が大きくなるほど(冷却速度が低下するほど)、ベイナイトブロックサイズが粗大化する傾向があるといえる。

### 3.4 低炭素ベイナイト鋼の再現HAZ組織に及ぼす合金元素の影響

Fig. 4に、鋼種Eの $T_c=40, 120, 320$  sでのMA観察結果についても示す。鋼種Eは、鋼種D同様に $T_c=40$  sでは高炭素系鋼よりも比較的多くのMAが生成するが、 $T_c$ が大きくなってもMAは粗大化せず、 $T_c$ が $120$  s以上では高炭素系鋼よりも微細で、生成量も少なくなっている。MAの生成形態に関しては、合金元素の影響は少ないといえる。

Fig. 5に、鋼種Eの再現HAZ組織( $T_c=120$  s)について、光学顕微鏡観察およびEBSPによりベイニティックフェライトの結晶方位分布を測定した結果も示す。Inverse pole figure mapおよびGrain boundary mapから、 $T_c=120$  sにおいて鋼種Eは鋼種Dに比べ、 $10^\circ$ あるいは $15^\circ$ 以上の大傾角粒界が大きく減少していることが分かる。このことから炭化物非生成元素に比べ、炭化物生成元素を添加した場合は、ベイナイトのブロックサイズが粗大化するといえる。

### 3.5 連続冷却変態に及ぼすTi添加の影響

各鋼種における組織形態の変化を明確にするために、CCT測定を行った。鋼種A~Dのオーステナイト化温度 $1350^\circ\text{C}\times 5$  sからのそれぞれのCCT変態線図をFig. 6に、硬

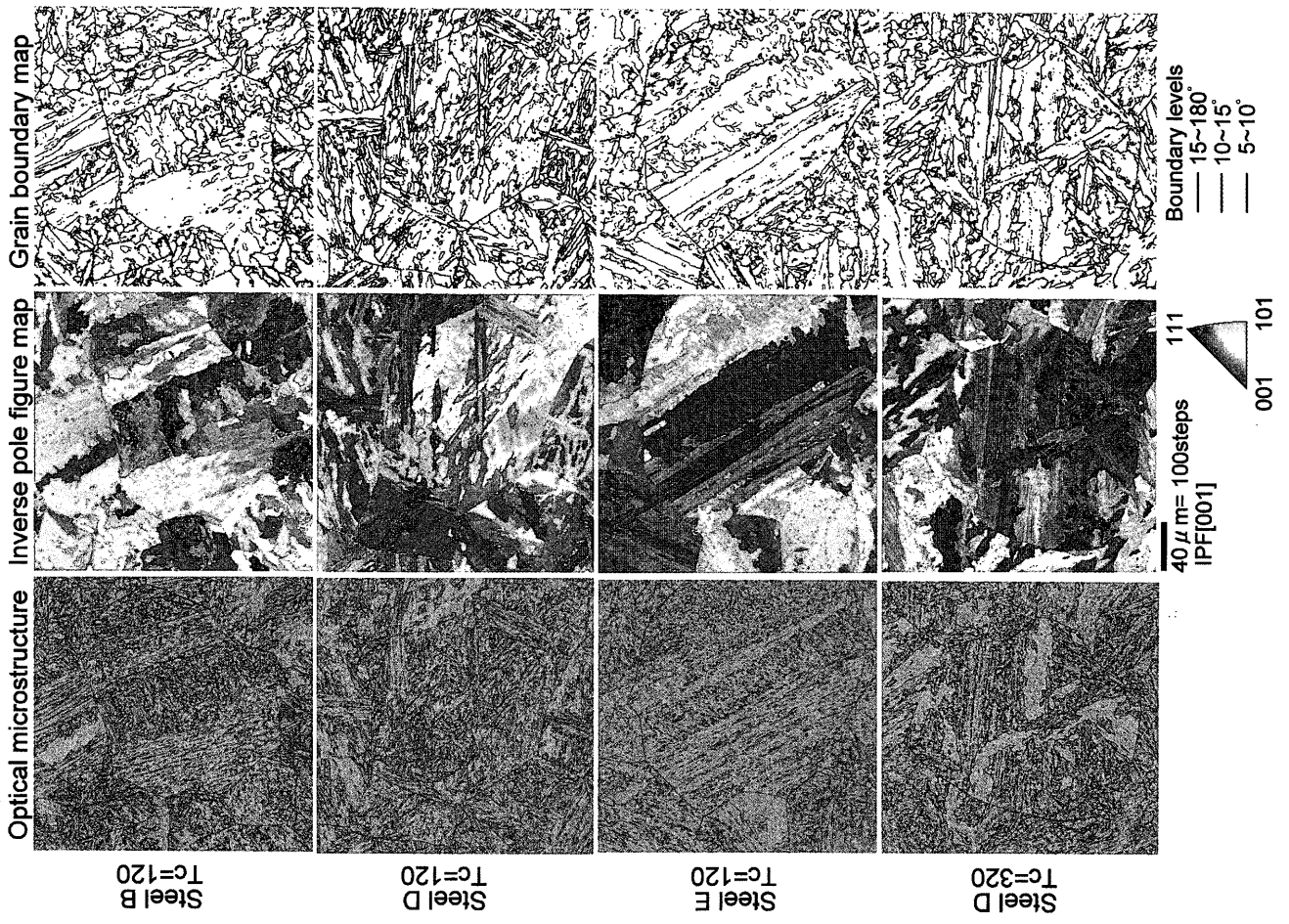


Fig. 5. Optical microstructure and results of EBSD analysis on simulated HAZ.

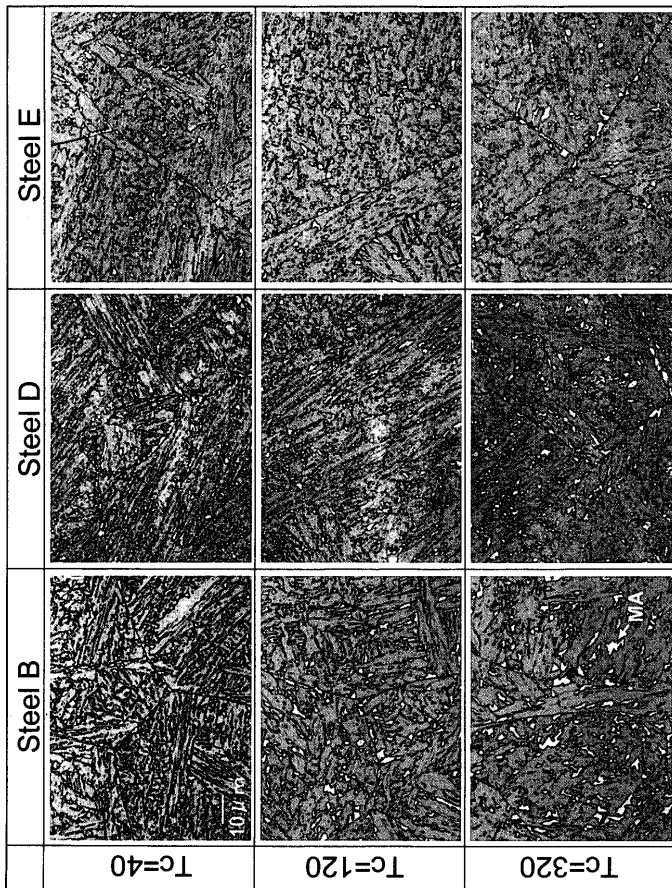


Fig. 4. Morphology of MA in simulated HAZ.

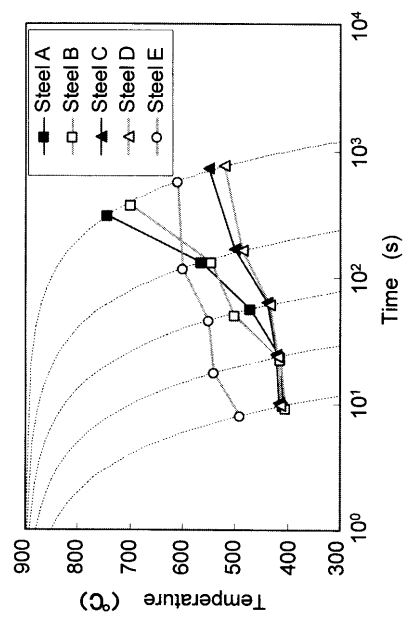


Fig. 6. CCT diagram.

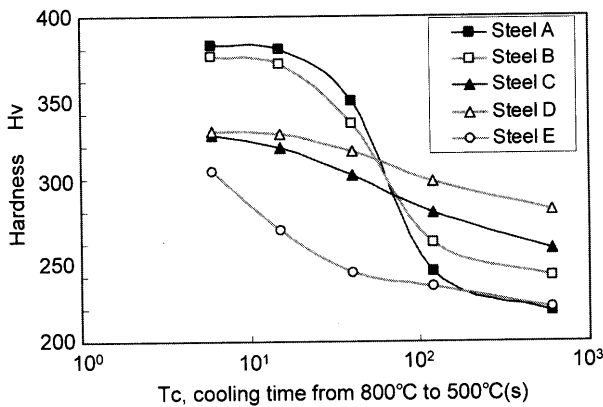


Fig. 7. Effect of  $T_c$ , cooling time from 800 to 500°C, on hardness.

さに及ぼす  $T_c$  (冷却時間) の影響を Fig. 7 に示す。Fig. 7 については冷却速度を制御した実験であるが、 $T_c$  に変換して示した。高炭素系鋼である鋼種 A, B は変態開始温度および硬さに対する冷却時間の依存性が大きいのにに対し、低炭素ベイナイト鋼である鋼種 C, D は少ない。また、高炭素系鋼では、高  $T_c$  域 (6~40 s) では Ti 添加により硬さが低下するが、低  $T_c$  域 (120~600 s) で Ti 添加により硬さは上昇する。一方、低炭素系鋼では  $T_c$  によらず Ti 添加により硬さが上昇することが分かる。

### 3.6 低炭素ベイナイト系鋼における連続冷却変態に及ぼす合金元素の影響

鋼種 E についてもオーステナイト化温度 1350°C × 5 s からの CCT 変態線図を Fig. 6 に、硬さに及ぼす  $T_c$  の影響を Fig. 7 に示す。鋼種 E は、鋼種 D 同様に、硬さ、変態開始温度に対する冷却時間の依存性は小さいものの、鋼種 D に比べ変態開始温度は高く、硬さも低い。

## 4. 考察

### 4.1 Ti 添加による HAZ 靱性の変化

本研究の結果から、Ti 添加により高炭素系鋼、低炭素ベイナイト鋼ともに脆性破面単位 (フェレット) は微細化するものの、高炭素系鋼では Ti 添加により靱性が劣化する (低  $T_c$  域) のに対し、低炭素ベイナイト鋼は高靱化することが明らかとなった。この原因について考察する。

HAZ 組織がフェライト/パーライトとなる 490 Ma 級鋼においては、Ti 添加により TiN を生成させ、TiN により  $\gamma$  粒径を微細化してフェライト/パーライト組織を微細化させることで高靱化できることが明らかとなっている<sup>7)</sup>。 $\gamma$  粒が微細化することでフェライトの核生成サイトが増加し、フェライトが微細化し、破面単位が微細化するため高靱化が図れる。

一方、HAZ 組織がベイナイト/マルテンサイト組織となる 780 MPa 級鋼においては、一般に、焼入れ性を向上させることにより大入熱 HAZ 靱性を改善させることができ

る<sup>8)</sup>。組織がマルテンサイト/下部ベイナイト組織となる場合、破面単位が最も微細化でき、高靱性となるが、上部ベイナイトとなる場合は、MA が生成するため靱性が劣化する。そのため、冷却速度が遅くなる大入熱 HAZ では焼入れ性を向上させて、上部ベイナイトの生成を抑制することで、靱性を改善できる。

Fig. 6, 7 から、高炭素系鋼に Ti を添加した場合は、高冷却速度域では焼入れ性が劣化して硬さが低下するのに対し、低炭素ベイナイト鋼は、Ti 添加しても硬さが低下していない。これが、HAZ 靱性に与える Ti 添加の影響が高炭素系鋼と低炭素ベイナイト鋼とで異なった原因と考えられる。高炭素系鋼は Mn, Cr などの合金元素が少なく、拡散型変態の抑制が十分ではない。そのため、Ti 添加により  $\gamma$  粒が微細化した場合は、核生成サイトが増加することで高冷却速度域では焼入れ性が低下し、上部ベイナイトの生成が促進され、その結果、靱性が劣化したものと推察される。一方、低炭素ベイナイト鋼では Ti 添加しても硬さが低下していない。これは、Mn, Cr が多量に添加され、焼入れ性 (拡散変態の抑制) が十分であるため、 $\gamma$  粒が微細化しても焼入れ性が維持できているものと考えられる。すなわち、低炭素ベイナイト鋼では Ti 添加により焼入れ性を確保しつつ、破面単位を微細化できているため、靱性が向上するのに対し、高炭素系鋼においては、Ti 添加により破面単位は微細化できるものの、焼入れ性が低下するため、靱性が劣化するものと推察できる。

### 4.2 HAZ 靱性の支配因子

本研究結果では、高炭素系鋼 (鋼種 B) に比べ、炭化物非生成元素添加型の低炭素ベイナイト鋼 (鋼種 D) の方が高靱性となるものの、炭化物生成元素添加型の低炭素ベイナイト鋼 (鋼種 E) は高靱性とはならないことが明らかとなった。これらの原因について考察し、780 MPa 級鋼 HAZ 靱性の支配因子について言及する。

$T_c = 120$  s の靱性に着目すると、鋼種 D > 鋼種 E > 鋼種 B となっている。一般に、HAZ 組織がベイナイト/マルテンサイト組織となる 780 MPa 級鋼においては、上部ベイナイトとなり MA 量が多くなるにつれ、靱性は劣化すると考えられている<sup>8)</sup>。Fig. 4 から  $T_c = 120$  s では鋼種 B が最も MA が粗大かつ多量に生成しているのに対し、鋼種 D, E は同程度の MA の形態となっている。このことから、MA の形態のみが靱性の支配因子ではないことが分かる。一方、Fig. 5 から鋼種 E に比べ鋼種 D の方が、大傾角粒界が多いことが分かる。すなわち、破面単位となるベイナイトブロックが鋼種 D の方が微細であり、これは Fig. 2 の破面単位の観察結果と対応する。すなわち、鋼種 D は鋼種 E に比べ、MA の形態はほとんど差がないものの、ベイナイトブロックが微細になっているため、高靱性となっているといえる。これらのことから、従来から知られている MA の形態に加えて、ベイナイトのブロックサイズも HAZ 靱性の支配因

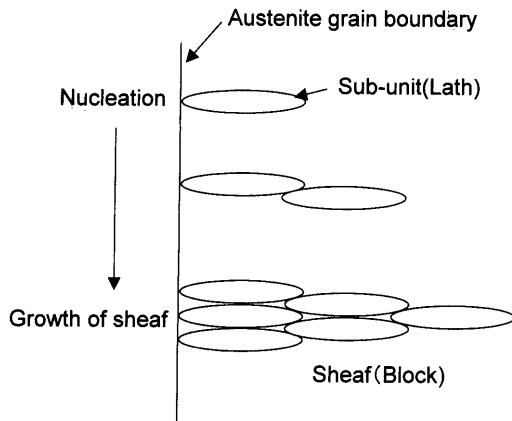


Fig. 8. Schematic illustration showing nucleation and growth of bainitic ferrite.

子となっていると考えられる。

#### 4.3 ベイナイトブロックサイズに与える合金元素の影響

上記のことから、ベイナイトを主体とする組織の韌性は、MAの形態だけでなくベイナイトブロックサイズも影響していると考えられ、一方、ベイナイトブロックサイズは合金元素の影響を大きく受けるといえる。すなわち、炭化物生成元素よりも炭化物非生成元素を添加したものが、ベイナイトブロックサイズを微細化できている。この原因について考察する。

本供試鋼におけるベイナイトは、350°C以上で変態し、ベイニティックフェライトラス間（あるいはブロック間）にMAが生成していることから、いわゆる上部ベイナイトに分類される<sup>13)</sup>。Fig. 8に示すように、上部ベイナイトは、まず $\gamma$ 粒界でベイニティックフェライトのラス(sub-unit)が核生成し、そのsub-unitと $\gamma$ との界面にさらにsub-unitが核生成して束状(sheaf)に成長する<sup>14)</sup>。sheaf内のsub-unitは同一の結晶方位、晶癖面を有し、いわゆるブロックとなる。古典論で均質核生成を考えた場合、ベイニティックフェライトの核生成頻度( $I_v$ )は、 $\alpha/\gamma$ 界面エネルギー( $\sigma$ )、歪エネルギー( $\Delta G_s$ )およびフェライトの核生成の駆動力( $\Delta G_f$ )を用いて、

$$I_v \propto \nu \exp(-G^*/RT), \quad G^* = 16\pi\sigma^3/3(\Delta G_f + \Delta G_s)^2$$

と表される<sup>16)</sup>。ここで、 $\nu$ は原子の熱振動数である。 $\sigma$ および $\Delta G_s$ が大きくは変化しないと考えると、 $\Delta G_f$ が小さくなるほど $I_v$ が高くなると考えられる。そこで、熱力学計算ソフト thermo-calc（データベース：SSOL）を用いて、EBSP測定を行った鋼種B、D、EのTc=120（冷却速度2.5°C/s）および鋼種BのTc=320（冷却速度0.93°C/s）、それぞれのベイナイト変態開始温度での $\Delta G_f$ を計算した結果をTable 2に示す。ベイナイト変態開始温度はそれぞれCCT線図から求めた。Table 2およびFig. 5のEBSP測定結果から、鋼種やTcによらず $\Delta G_f$ が小さなものほどベイナイトブロックサイズが小さくなる傾向があるといえる。す

Table 2. Driving force for ferrite nucleation calculated using thermo-calc at Bs temperature in simulated HAZ.

Sample	Steel	Steel B	Steel D		Steel E
	Tc(s)	120	120	320	120
Bs(°C)		545	485	515	600
$\Delta G_f$ (J/mol)		-1115	-1455	-1249	-805

なわち、 $\Delta G_f$ が小さくなりベイニティックフェライトの核生成頻度が高まったことで、ベイナイトブロックサイズが微細化したものと推察できる。一方、榎本らは、Nbは拡散型変態の $\gamma$ 粒界での核生成頻度を低下させることを報告しており<sup>15)</sup>、鋼種EではNbがベイナイトの核生成頻度を低下させていることも原因となっていると考えられる。これらのことから、Mn、Crなどの炭化物非生成元素は熱力学的に $\gamma$ を安定化させてベイナイト変態開始温度を低下させるためベイニティックフェライトの核生成頻度を大きくし、ベイナイトブロックサイズを微細化するが、Nb、Moなどの炭化物生成元素は熱力学的に $\gamma$ を安定化させず、さらに、 $\gamma$ 粒界での核生成頻度を低下させるため、ベイナイトブロックサイズが粗大化していると考えられる。

## 5. 結言

780 MPa級鋼の大入熱HAZ韌性の改善を目的に、780 MPa級鋼におけるHAZ組織、韌性に与えるTi添加の影響を、従来型の高炭素系鋼と低炭素ベイナイト鋼の両鋼について調査するとともに、低炭素ベイナイト鋼の大入熱HAZ組織、韌性に与える合金元素の影響についても調査した結果、以下の結論を得ることができた。

(1) 高炭素系鋼ではTi添加によりHAZ韌性が劣化する傾向を示すのに対し、低炭素ベイナイト系鋼ではTi添加により改善する傾向を示す。

(2) 低炭素ベイナイト鋼ではTi添加により焼入れ性を確保しつつ、破面単位を微細化できているため、HAZ韌性が向上するのに対し、高炭素系鋼においては、Ti添加により破面単位は微細化できるものの、焼入れ性が低下するため、HAZ韌性が劣化するものと推察できた。

(3) 低炭素ベイナイト鋼においては、炭化物生成元素(Mo, Nb)で焼入れ性を確保したものよりも、炭化物非生成元素(Mn, Cr)で焼入れ性を確保したものの方が、ベイナイトのブロックサイズが微細化し、HAZ韌性が良好となる。

(4) 炭化物非生成元素で焼入れ性を確保した鋼種の方が、ベイナイトブロックサイズが微細化した原因としては、ベイナイト変態温度の低下によるベイニティックフェライトの核生成頻度の向上と推察できた。

(5) 780 MPa級鋼の大入熱HAZ韌性に対しては、MAの形態に加えて、ベイナイトブロックサイズも影響を与えており、低炭素化+炭化物非生成元素+Tiという成分設計

により、MAが微細化、低減されると同時に、ベイナイトブロックも微細化され、大入熱HAZ韌性が大幅に改善されることが明らかとなった。

#### 文 献

- 1) 高張力鋼 (780 N/mm<sup>2</sup>級鋼) の建築構造物への適用, 日本鋼構造協会編, 東京, (1998), 167.
- 2) T.Hasegawa and T.Haze: *Tetsu-to-Hagané*, **72** (1987), S1397.
- 3) T.Hasegawa and T.Haze: *CAMP-ISIJ*, **1** (1988), 1732.
- 4) K.Takizawa, H.Kaji, K.Yano and S.Okano: *Kobe Steel Eng. Rep.*, **37** (1987), 79.
- 5) H.Okada, F.Matsuda and Z.Li: *Q. J. Jpn. Weld. Soc.*, **12** (1994), 126.
- 6) Y.Okamura, T.Kasuya, R.Yamaba, M.Tanaka and H.Tamehiro: *Steel Constr. Eng.*, **1** (1994), 53.
- 7) Y.Kasamatsu, S.Takashima and T.Hosoya: *Tetsu-to-Hagané*, **65** (1979), 1232.
- 8) Y.Kasamatsu, S.Takashima and T.Hosoya: *Tetsu-to-Hagané*, **65** (1979), 1222.
- 9) T.Hasegawa and Y.Tomita: *Tetsu-to-Hagané*, **83** (1997), 221.
- 10) M.Okatsu, T.Hayashi and K.Amano: *Kawasaki Steel Giho*, **30** (1998), 131.
- 11) H.Hatano, Y.Okazaki, T.Takagi, T.Koyama and S.Okano: *Kobe Steel Eng. Rep.*, **52** (2002) No. 1, 49.
- 12) S.Okano, H.Imamura and K.Iwai: *Kobe Steel Eng. Rep.*, **45** (1995), 33.
- 13) Y.Ohmori, H.Ohtani and T.Kunitake: *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, **11** (1971), 250.
- 14) H.K.D.H.Bhadeshia: *Bainite in Steels II*, IOM Communications Ltd., London, (2001), 19.
- 15) M.Enomoto, N.Nojiri and Y.Sato: *Mater. Trans., JIM*, **35** (1994), 859.
- 16) H.K.D.H.Bhadeshia: *Bainite in Steels II*, IOM Communications Ltd., London, (2001), 135.