

低炭素ベイナイト鋼の再現HAZにおける組織， 靱性に及ぼすボロンの影響

畑野 等*

Effect of Boron on Microstructure and Toughness of Simulated HAZ of Low Carbon Bainitic Steel

Hitoshi HATANO

Synopsis : Effect of boron on microstructure and toughness of simulated HAZ in 0.03%C–2%Mn–0.6%Cr–0.2%Mo–0.02%Nb bainitic steel was investigated. It was found that morphology of bainitic ferrite of simulated HAZ is changed from granular into lath like morphology, and that toughness is deteriorated by increasing boron. It is thought that the change in bainitic ferrite morphology deteriorates toughness, considering that facet of Charpy impact surface is coarsened with increasing boron. It has also been clarified that bainitic transformation is retarded by increasing boron. The change of bainitic ferrite morphology and the depression of bainitic transformation by increasing boron could be explained by the decrease in γ grain boundary energy due to free boron segregation to γ grain boundary.

Key words : low carbon bainitic ferrite; heat affected zone (HAZ); free boron; toughness; microstructure.

1. 緒言

ボロンは微量で鋼の焼入れ性を大きく向上させるため、非常に重要な元素であるが、いまだ不明な点が多い。ボロンの著しい焼入れ性向上効果が発見されて以来¹⁾、多くの研究が行われてきた^{2,3)}。しかし、これらの多くは、炭素量が0.10 mass%以上のマルテンサイト組織を主とする鋼を対象としており、0.10 mass%以下のベイナイト組織を主とする鋼に関する研究は少なく、特に未解明な点が多い。

一方、炭素量が0.05 mass%以下の低炭素ベイナイト鋼は、優れた強度を確保しつつ、溶接性（耐割れ性）や溶接熱影響部(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⁴⁻⁷⁾。低炭素で焼入れ性を十分に確保することが重要であることから、Nb, Tiやボロンなどの添加による焼入れ性の向上や γ 域の加工による焼入れ性の変化に関する研究が主に行われてきているが、低炭素ベイナイトの組織形態および靱性に及ぼす合金元素の影響に関する研究は少ない。特に、鋼材の重要な部位の一つであるHAZにおける組織、靱性に関する研究はほとんどない。

そこで、本研究では低炭素ベイナイトの組織、靱性に及ぼすボロンの影響を明確にすることを目的に、ボロン量を

変化させた再現HAZ熱処理材を用いてベイナイト組織形態および靱性について詳細に調査した。

2. 実験方法

2.1 供試鋼

供試鋼の化学成分をTable 1に示す。炭素量を0.03%と低炭素とし、Mn, Cr, Mo, Nbなどで十分に焼入れ性を確保した上で、ボロン添加量を11~42 ppmまで変化させた3鋼種を供試鋼とした。また、Nを固定してBNの生成を抑制する目的で、130~140 ppmのTiを添加している。これら3鋼種の供試鋼は、150 kg高周波真空溶解炉を用いて溶製し、溶製後、インゴットを1200°Cに加熱し、熱間鍛造、熱間圧延により80 mm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

12.5 mm×32 mm×55 mmの試験片を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×5 sとし、800~500°Cの冷却時間(Tc)を20~120 sの範囲で変化させた。熱処理後の試験片を用いてシャルピー衝撃試験により延性脆性破面遷移温度

Table 1. Chemical compositions of steels examined.

Steel	Chemical composition (mass%)											
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Nb	Ti	B	Al	N
Steel A	0.032	0.10	1.92	0.006	0.003	0.61	0.20	0.025	0.014	0.0011	0.064	0.0053
Steel B	0.032	0.10	1.91	0.005	0.002	0.60	0.20	0.025	0.014	0.0023	0.063	0.0043
Steel C	0.029	0.11	1.91	0.007	0.003	0.60	0.20	0.023	0.013	0.0042	0.062	0.0047

平成14年7月1日受付 平成14年8月23日受理 (Received on July 1, 2002; Accepted on Aug. 23, 2002)

* (株)神戸製鋼所材料研究所 (Materials Research Laboratory, Kobe Steel, Ltd., 1-5-5 Takatsukadai Nishi-ku Kobe 651-2271)

(vTrs)を求め、韌性を評価した。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 (Martensite-Austenite constituent)の観察については、レペラー(Lepera)腐食液を用いた。さらに、FE-SEM型の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。また、電解抽出された残渣についてクルクミン吸光度法を用いてボロン量を測定し、析出ボロン量を求めた。電解抽出条件は、10%アセチルアセトン-1%テトラメチルアンモニウムクロリド-メタノール溶液を電解液として用いて、200 A/m²以下の電流下で抽出し、0.1 μmのフィルターを用いた。固溶ボロン量は、トータルボロン量と析出ボロン量との差として求めた。

2.3 連続冷却変態および等温変態

それぞれの供試鋼の変態挙動を調査するために、8 mmφ×12 mm h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)および等温変態(TTT)について調査した。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、90~0.5°C/sとした。また、TTTの保持温度は、供試鋼のベイナイト変態温度域である650~550°Cとした。

3. 実験結果

3.1 再現HAZ韌性に及ぼすボロン量の影響

Fig. 1に再現HAZ韌性(vTrs)に及ぼすボロン量の影響を示す。いずれのTc (冷却時間)においてもボロン量の増加に伴い韌性は劣化する傾向を示す。また、Tcが長いほど、すなわち、冷却速度が遅くなるほど、韌性は劣化する傾向もみられる。

Fig. 2に再現HAZ材(Tc=80s)のシャルピー衝撃破断面をSEMを用いて観察した結果を示す。低ボロン鋼である鋼種Aでは50 μm程度の粗大なファセットに混じって10~20 μm程度の微細なファセットが存在する。しかし、高ボロン鋼である鋼種Cでは10~20 μm程度の微細なファセット

は少なくなり、50~100 μmの粗大なファセットが主となっている。このことから、破面単位の粗大化が、ボロン量増大による韌性劣化の原因と推察できる。

3.2 再現HAZ組織に及ぼすボロン量の影響

Fig. 3に再現HAZ材(Tc=80s)の組織観察結果を示す。ナイトール腐食液を用いたマトリックスの組織観察からは、ボロン量によらず、いずれも全面ベイナイト組織となっている。また、ボロン量によるベイナイト組織形態の差は、特に見られない。また、レペラー腐食液を用いてMAについて観察した結果からは、いずれもMAが生成しているものの、ボロン量による顕著な変化は観察されない。Tc=20, 40, 120sについても同様に観察を行ったが、いずれも全面ベイナイト組織であったが、ボロン量によるベイナイトの組織形態およびMAの形態の変化は見出されなかった。

Fig. 4に再現HAZ組織(Tc=80s)について、FE-SEM-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示す。光学顕微鏡観察と同位置について測定した。Image quality mapおよびInverse pole figure mapの結果から、ベイニティックフェライトの形態として、グラニューラ状の組織形態とラス状の組織形態が存在すること、また、ボロン量が増加するに従い、グラニューラ状の

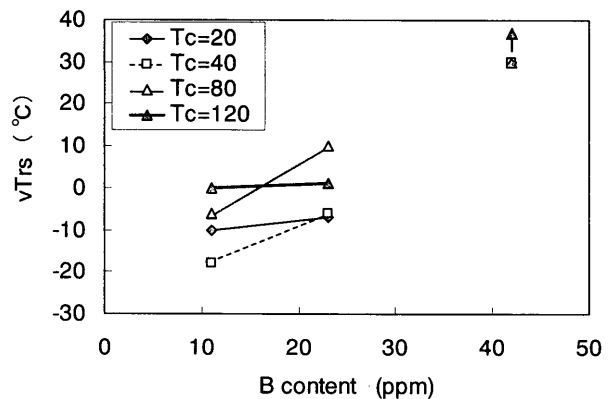


Fig. 1. Effect of boron content on vTrs of simulated HAZ. (All vTrs data in 42 ppm B are higher than 30°C.)

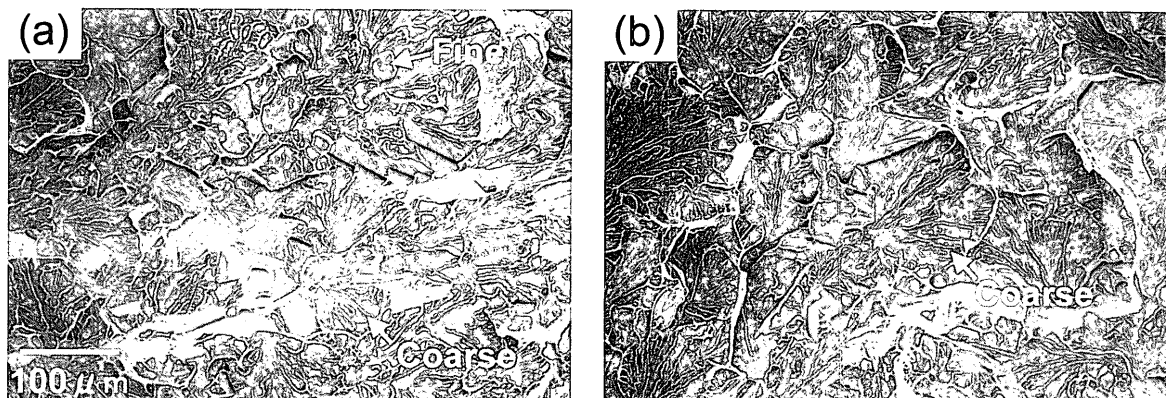


Fig. 2. SEM images of fracture surfaces of Charpy specimens of simulated HAZ (Tc=120s). (a) steel A, (b) steel C.

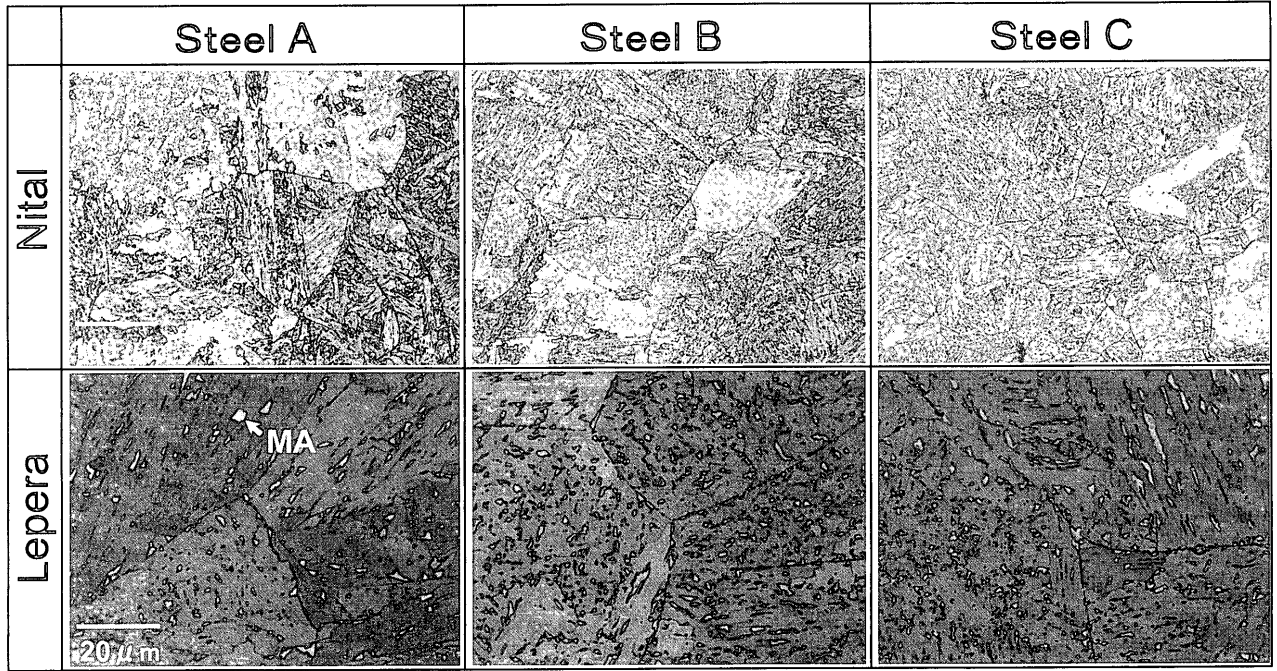


Fig. 3. Optical microstructures of simulated HAZ ($T_c=80$ s).

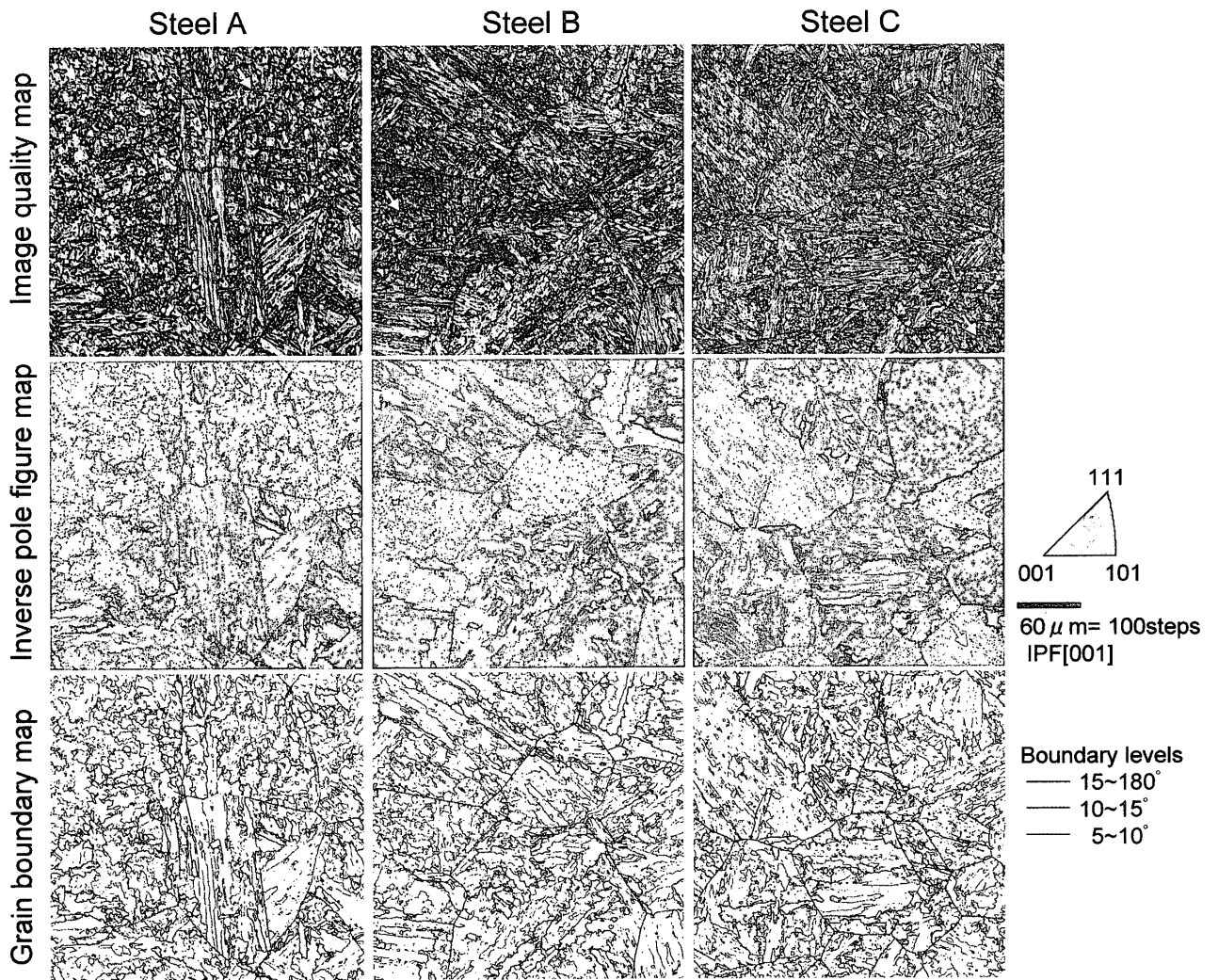


Fig. 4. Results of EBSD analysis on simulated HAZ ($T_c=80$ s). (Arrows indicate granular bainitic ferrite.)

組織が減少し、ラス状の組織が増大することが分かる。このことから、ボロンはベイニティックフェライトの組織形態をグラニューラ状からラス状に変化させていると考えられる。また、Grain boundary mapから、グラニューラ状組織は、非常に微細ではあるものの、その境界の大部分は5~15°程度の小傾角粒界であることが分かる。

Table 2に再現HAZ材におけるボロンの固溶・析出量を測定した結果を示す。いずれのTcにおいてもボロンはほとんど析出しておらず、固溶ボロン（フリーボロン）として存在していることが分かる。また、高ボロン材である鋼種CのTc=120のものについて抽出レプリカ法を用いたTEM観察を行ったが、BNなどのボロンを含有した析出物はほとんど観察されなかった。この結果から、フリーボロン量の増大がベイニティックフェライトの形態を変化させていると考えられる。

3.3 連続冷却変態および等温変態挙動に及ぼすボロン量の影響

ベイナイト組織形態に及ぼすボロン量の影響を明確にするために、CCTおよびTTT測定を行った。オーステナイト化温度1350°C×5sからのそれぞれの10%変態完了温度を測定したCCT変態線図をFig. 5に示す。ここで10%変態完了温度を示したのは、主となる変態についての挙動の変化を把握するためである。いずれの鋼種においても、90~5°C/sの冷却速度範囲ではベイナイト主体の組織となることを観察したが、冷却速度が遅くなるにつれ変態温度は上昇する。しかし、ボロン量による変態開始温度の変化はほとんどない。Fig. 6にそれぞれの硬さに及ぼす冷却速度の影響を示す。冷却速度が遅くなるにつれ硬さは低下する。また、冷却速度10°C/s程度でボロン量が多くなるほど硬くなる傾向がみられるが、変態開始温度の結果と同様に、ボロン量による硬さの変化はあまりみられない。

一般にボロンを含む鋼では連続冷却時にBNなどのボロンを含む析出物が生成するため、CCTとTTTとでは変態挙動に差が生じる場合があるが、本供試鋼ではTc=120の条件においてもボロンはほとんど析出していないことから、CCTとTTTとで変態挙動はほぼ対応すると考えられる。そこでベイナイト変態に及ぼすボロンの影響を詳細に調査するためにTTT試験を行った。CCT試験結果からベイナイト変態域が600°C近傍であることが見出されたので、550~650°Cの温度域においてTTT試験を行った。TTT試験後の組織観察から600~550°Cではベイナイト変態であり、650°Cではフェライト変態であることが分かった。それぞれの温度における変態開始時間の変化をFig. 7に示す。550°Cではベイナイト変態が速くボロン量による違いは認められないものの、600°Cではボロン量の増加により明らかにベイナイト変態が抑制されていることが分かる。また、フェライト変態である650°Cにおいては、ボロン量の増加によりベイナイト変態よりもさらに抑制されている

Table 2. Boron content as precipitation.

Steel	Boron as precipitation (ppm)		Free boron (ppm)		Total boron (ppm)
	Tc=20(s)	Tc=80(s)	Tc=20(s)	Tc=80(s)	
Steel A	0	1	11	10	11
Steel B	0	1	23	22	23
Steel C	0	2	42	40	42

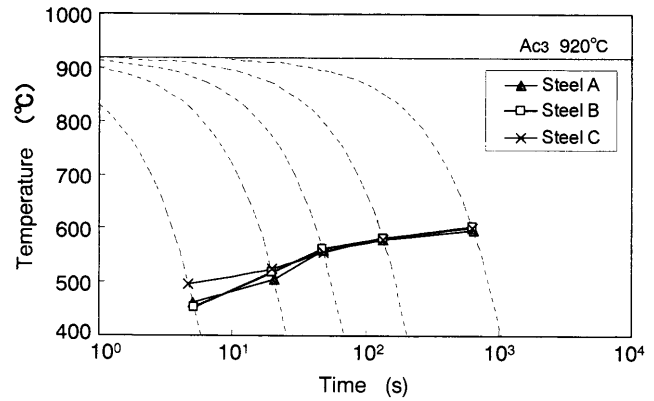


Fig. 5. Effect of boron content on CCT diagram (10% transformation curve).

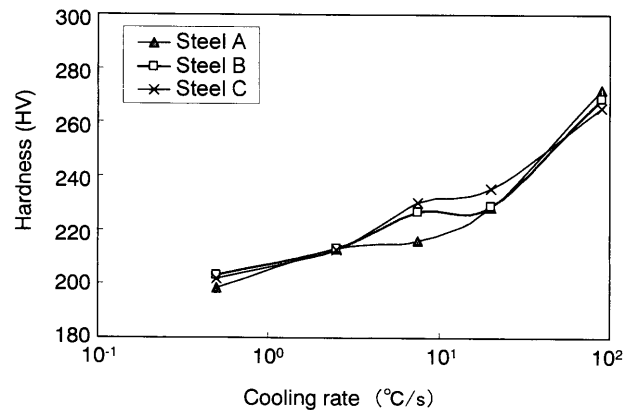


Fig. 6. Effect of boron content on hardness.

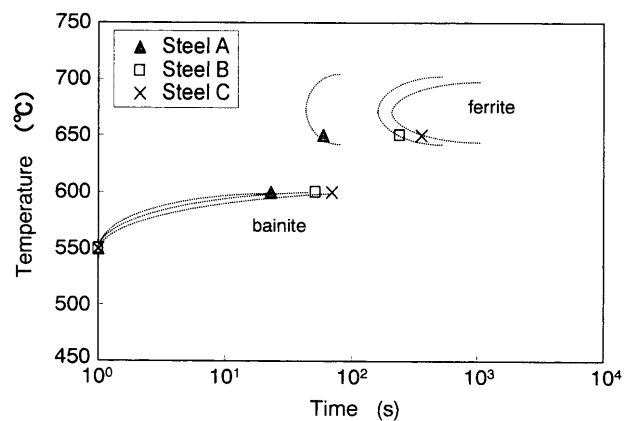


Fig. 7. Effect of boron content on TTT diagram (transformation start).

ことが分かる。また、Fig. 7のTTTの結果から、CCTでは温度変化がわずかしか現れないと推察される。すなわち、CCTでは温度変化がわずかであったためにベイナイト変

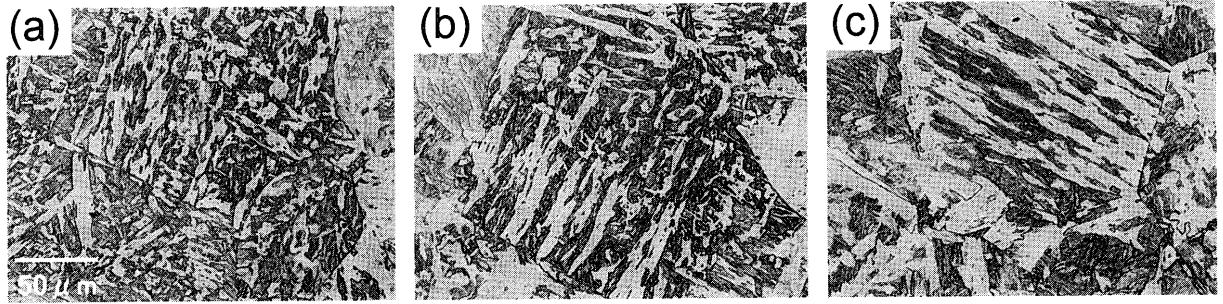


Fig. 8. Optical microstructures of isothermally transformed specimens (600°C).
(a) steel A, 118 s; (b) steel B, 398 s; (c) steel C, 1628 s.

態に及ぼすボロンの影響が見出されなかったが、TTTの結果から、ボロンはベイナイト変態を抑制しているといえる。

ボロンによるベイナイトの変態抑制の機構を、ベイナイトの核生成、成長の観点から明確にするために、等温保持の変態途中で組織を凍結したものについて組織観察を行った。600°C等温保持で約35%変態直後に水冷し、変態組織を凍結させた試料について、光学顕微鏡を用いて観察した結果をFig. 8に示す。低ボロン鋼である鋼種Aでは、旧 γ 粒界および旧 γ 粒内に核生成したと考えられるグラニューラー状で微細なベイニティックフェライトが観察される。一方、高ボロン鋼である鋼種Cでは、旧 γ 粒界から生成したと考えられるベイニティックフェライトのラスが旧 γ 粒内を貫いた非常に長いラス形状となっている。中ボロン鋼である鋼種Bは鋼種Aと鋼種Cとの中間的組織となっている。この結果から、ボロンはベイナイトの変態を抑制すると同時に、ベイニティックフェライトの形態をグラニューラー状からラス状へと変化させているといえ、EBSPの結果とも対応している。

4. 考察

ボロン量の増加とともにベイナイト変態が抑制されるとともに、ベイニティックフェライトの形態がグラニューラー状からラス状へと変化することが明らかとなった。このボロンによるベイナイト変態の抑制とベイニティックフェライト組織形態の変化について考察する。

ボロンによるベイナイト変態の抑制は、フリーボロンの増加により、 γ 粒界に偏析するフリーボロンも多くなり、 γ 粒界におけるベイニティックフェライトの核生成頻度が低下し、ベイナイト変態が抑制されたと推察できる。一般に、ボロンは γ 粒界にフリーボロンとして偏析し、 γ 粒界の界面エネルギーを低下させることにより、焼入れ性を向上させると考えられている^{8,9)}。すなわち、フリーボロンが γ 粒界における核生成頻度を低下させることにより、拡散型変態を抑制する。上野ら¹⁰⁾は、0.2%C-(0.5~1.2)%Mn-(0~1.0)%Cr-(0~0.05)%Ti-(0.003~0.007)%Nを用いて、

950°C加熱の場合の最適なボロン量は5 ppm程度であり、それ以上存在しても $\text{Fe}_{23}(\text{CB})_6$ として析出するため、焼入れ性は向上しないとしている。一方、為広ら⁴⁾は0.03%C-1.5%Mn-0.046%Nb-0.02%Ti-0.002%NのTMCP鋼の焼入れ性について研究し、Nbが $\text{Fe}_{23}(\text{CB})_6$ の析出を抑制することにより、焼入れ性の観点からは30 ppmがボロン量の最適値であるとしている。また、朝日ら¹¹⁾は、0.15%C-1%Mn(Ti-3.4N>0)を用いて加熱温度950°CでのMo添加鋼の焼入れ性について研究し、焼入れ性の観点からの最適ボロン量はMo量の増加にともない、上昇するとしている。これらのことから、Nb, Moが添加された鋼においては、ボロンは5 ppm以上でもボロン量の増大にともない焼入れ性が向上すると考えられる。本研究での供試鋼においても、0.02%のNbと0.2%のMoが添加されていること、またTTT試験の結果から、ベイナイト変態が抑制されていることから、フリーボロン量の増加により、 γ 粒界のエネルギーが低下し、拡散型の変態が抑制されていると推察できる。また、550°C等温保持でベイナイト変態が抑制されていない理由は次のように考えられる。ベイナイト変態は拡散型とせん断型の両方の変態要素をもっており、低温になるほどせん断型が主の変態となると考えられる。そのため、拡散型の変態を抑制するボロンの効果は低温になるほど小さくなり、本供試鋼においては550°Cではほとんどベイナイト変態を抑制する効果がなくなっているものと考えられる。

ボロンによるベイニティックフェライト組織形態の変化は、 γ 粒界における核生成頻度の低下によるものと推察できる。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¹²⁾。Fig. 9に示すように、上部ベイナイトは、まず γ 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 γ との界面にさらにsub-unitが核生成して束状(sheaf)に成長する¹³⁾。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。本研究における供試鋼のベイニティックフェライトの3次元的形態はFig.10に示すように、フリーボロン量

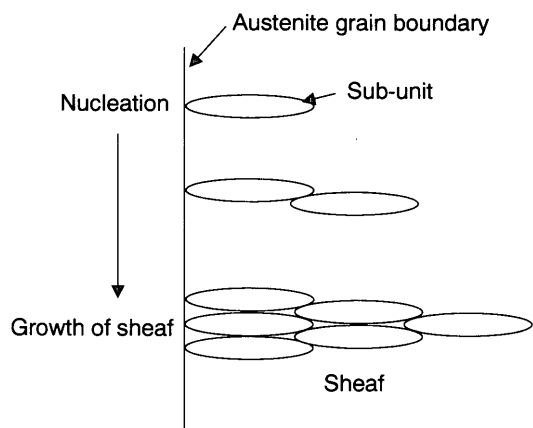


Fig. 9. Schematic illustration showing nucleation and growth of bainitic ferrite.

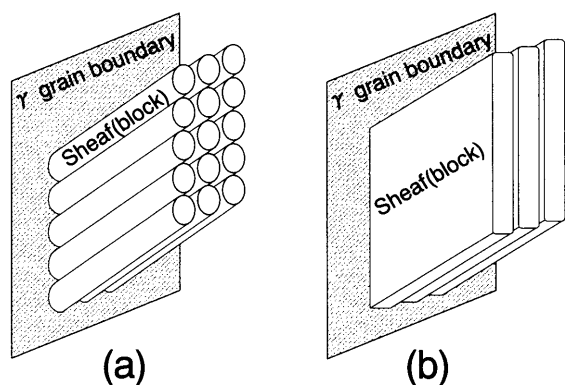


Fig. 10. Schematic illustration showing effect of boron content on morphology of sheaves. (a) low boron, (b) high boron.

が少ない場合は、 γ 粒界での核生成頻度が高いため、多くのサイトでsub-unitが核生成するため、針状のsheafとなる。一方、フリーボロン量が多い場合は、 γ 粒界での核生成頻度が著しく小さいため、核生成したsub-unitが成長して板状になると考えられる。このため、二次元的には、低ボロン鋼ではグラニューラ状となり、高ボロン鋼では、ラス状に観察されるものと推察できる。このように考えれば、TTTの低ボロン鋼で γ 粒内からグラニューラ状のベイニティックフェライトが生成したと考えられた結果も、矛盾なく説明できる。

次に、ベイニティックフェライトのラス状化による韌性の劣化は、亀裂伝播が容易になるためであると考えられる。一般に、 γ とベイニティックフェライトの関係はKurdjumov-Sachsの方位関係を有し、一つの晶癖面に対しては、6通りの等価なバリエーションをもつ¹⁴⁾。6種類のバリエーションの間の組み合わせで最も小角のものは、 10.53° であることから、Fig. 4の低ボロン鋼（鋼種A）のEBSPの結果で見られた $5\sim 15^\circ$ の小傾角粒界は、この小角のバリエーションの組み合わせと考えられる。バリエーションの同一領域であるブロックサイズはFig. 4から $10\ \mu\text{m}$ 程度であり、シャルピー破断面の

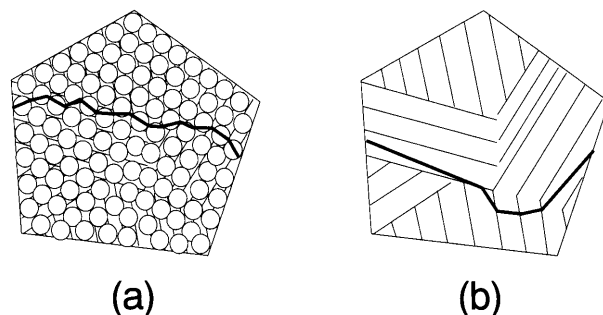


Fig. 11 Schematic illustration showing the effect boron content on morphology of fracture. (a) low boron, (b) high boron.

微細な方のファセットサイズと対応する。このことから、一般に 15° 以下の小傾角粒界は亀裂伝播抵抗は小さいと考えられているが、本鋼種においては小傾角ではあるがこのブロック境界が亀裂伝播の抵抗となっている可能性があると考えられる。すなわち、Fig.11に示すように、低ボロン鋼ではグラニューラ状ベイニティックフェライトであるため亀裂伝播の抵抗となるブロック境界が多いが、高ボロン鋼ではラス状となるため亀裂伝播となる境界が少なくなり、韌性が劣化したものと推察できる。

5. 結言

低炭素ベイナイト鋼の組織、韌性に及ぼすボロンの影響を明確にすることを目的に、ボロン量を変化させた $0.03\%\text{C}-2\%\text{Mn}-0.6\%\text{Cr}-0.2\%\text{Mo}-0.02\%\text{Nb}$ 鋼の再現HAZ熱処理材を用いてベイナイト組織形態および韌性について詳細に調査した結果、以下の結論を得ることができた。

- (1) 再現HAZの韌性は、ボロン量の増加とともに劣化する。また、ファセットサイズが大きくなっていることが確認できた。
- (2) 再現HAZの組織は、ボロン量の増加にともないベイニティックフェライトがグラニューラ状からラス状へと変化する。
- (3) ボロン量の増加にともないベイナイト変態は抑制される。
- (4) ボロンによるベイナイト変態の抑制およびベイニティックフェライトの組織形態の変化は、フリーボロン量の増加による γ 粒界からのベイナイトの核生成頻度の低下により説明することができた。
- (5) ボロンによる韌性の劣化は、ベイニティックフェライトの組織形態の変化による亀裂伝播抵抗の低下であると推定された。

文 献

- 1) L.J.Rohl: *J. Iron Steel Inst.*, **176** (1954), 173.
- 2) R.Habu, M.Miyata, S.Sekino and S.Goda: *Tetsu-to-Hagané*, **60** (1974), 1470.

- 3) S.Watanabe and H.Ohtani: *Tetsu-to-Hagané*, **62** (1976), 1851.
- 4) H.Tamehiro, M.Murata, R.Habu and M.Nagumo: *Tetsu-to-Hagané*, **72** (1986), 458.
- 5) M.Okatsu, T.Hayashi and K.Amano: *Kawasaki Steel Giho*, **30** (1998) No. 3, 131.
- 6) H.Hatano, Y.Okazaki, T.Takagi, T.Koyama and S.Okano: *Kobe Steel Eng. Rep.*, **52** (2002) No. 1, 49.
- 7) 勝亦正昭, 並村裕一, 井上 毅: (極) 低炭素鋼のベイナイト組織と変態挙動に関する最近の研究、日本鉄鋼協会基礎研究会編, 日本鉄鋼協会, 東京, (1994), 41.
- 8) R.A.Granger and T.M.Garvey: *Trans. Am. Soc. Met.*, **37** (1946), 136.
- 9) Y.Imai: *J. Jpn. Inst. Met.*, **19** (1955), 106.
- 10) M.Ueno and K.Itoh: *Tetsu-to-Hagané*, **74** (1988), 910.
- 11) H.Asahi and T.Hara: *CAMP-ISIJ*, **14** (2001), 702.
- 12) Y.Ohmori, H.Ohtani and T.Kunitake: *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, **11** (1971), 250.
- 13) H.K.D.H.Bhadeshia: *Bainite in Steels II*, IOM Communications Ltd., London, (2001), 19.
- 14) Y.Ohmori, T.C.Jung, H.Ueno, K.Nakai and H.Ohtsubo: *Mater. Trans. JIM*, **37** (1996), 1665.