

論 文

UDC 669.14.018.295 : 669.15'781-194 : 539.54 : 546.27'17 : 620.186.2

鋼中 B の分布状態におよぼす熱間圧延および熱処理の影響*

渡辺 征一**・大谷 泰夫***・邦武 立郎****

The Influence of Hot Rolling and Heat Treatments on the Distribution of Boron in Steel

Seiichi WATANABE, Hiroo OHTANI, and Tatsuro KUNITAKE

Synopsis:

The distribution of boron affected by hot rolling and heat treatments has been studied in an 80 kg/mm² grade high tensile strength steel using the technique of boron autoradiography, which can distinguish boron-rich precipitates (BN) from atomic boron segregated to grain boundaries.

A much faster velocity of moving grain boundaries due to hot rolling than that of the migration of boron atoms in austenite does not allow boron atoms to follow the moving boundaries to segregate and thus only widely-spread distribution of boron along the deformed boundaries results. Since the velocity of the boundary migration due to recrystallization after hot rolling is not so high as that of the boundary deformation, the boundaries sweeping the matrix may trap the boron atoms which have spread widely along the boundaries before the boundaries sweep. Consequently boron atoms segregate intensively along the austenite grain boundaries after the recrystallization.

In specimens quenched from 1300°C, boron atoms are observed to segregate to austenite grain boundaries but direct observations of thin foils prove no boron-precipitates on the boundaries. Reheating above A_{c3} after quenching from 1300°C, boron-rich precipitates (BN) form on the prior austenite grain boundaries. The intensity of fission tracks of those precipitates in low nitrogen (30 ppm) steel is much weaker than those in high nitrogen steel. At this stage the segregation of boron to the boundaries of austenite grains formed by reaustenitizing is not observed in high nitrogen steel while it is done in low nitrogen steel.

Reheating, to 1000°C, the high nitrogen steel containing an adequate amount of Al after quenching from 1300°C results in the reduction of the intensity and density of fission tracks of boron-rich precipitates (BN) and the segregation of boron atoms to the boundaries of austenite grains. Taking the results of previous paper into account, it is considered that heating at 1000°C results in the dissociation of boron precipitates (BN) on the prior austenite grain boundaries by the reaction of Al+BN=AlN+B and thus boron segregates austenite grain boundaries.

1. 緒 言

鋼中の B の分布状態は B と熱中性子との反応を利用したフィッション・トラック・エッチング法(以下 F T E 法)によつて観察可能である。近年この方法を用いて、鋼中の B の分布状態を調査する実験が多数行なわれている¹⁾。しかしながらこの方法を用いて熱間加工および熱処理中の B の挙動を系統的に観察した例はきわめて稀である。著者らは前報において B 鋼の焼入性と圧延条件の関係を明らかにしたが²⁾、圧延から熱処理にいたる B の

分布の系統的な観察は、これに対しさらに直接的な実験的検証を与えるものである。

また熱間加工中の B の挙動を観察することによつて、直接焼入れ法あるいは熱延鋼板に B 鋼を適用するためのきわめて重要な知見が得られる。

本論文は以上のことを勘案し、熱間加工直後および各種熱処理中の B の分布状態をフィッション・トラック・エッチング法によつて観察するとともに、B の粒界偏析挙動について考察したものである。

* 昭和51年2月17日受付 (Received Feb. 17, 1976)

** 住友金属工業(株)中央技術研究所 (Central Research Laboratory, Sumitomo Metal Industry, 1-3 Hondori Nishinagasu Amagasaki 660)

*** 住友金属工業(株)中央技術研究所 工博 (Central Research Laboratory, Sumitomo Metal Industry)

**** 住友金属工業(株)中央技術研究所 理博 (Central Research Laboratory, Sumitomo Metal Industry)

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

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Sol Al	N	B	Characteristics
A58	0.11	0.29	0.85	0.009	0.008	0.25	1.02	0.39	0.46	0.03	0.074	0.0107	0.0025	High N
A59	0.11	0.29	0.88	0.006	0.009	0.21	1.30	0.50	0.49	0.03	0.064	0.0027	0.0018	Low N
A61	0.11	0.33	0.86	0.008	0.008	0.25	1.02	0.39	0.45	0.03	0.076	0.0023	0.0022	Low N
A89	0.11	0.25	0.80	0.010	0.011	0.22	0.93	0.44	0.39	0.025	0.074	0.0074	0.0020	High N

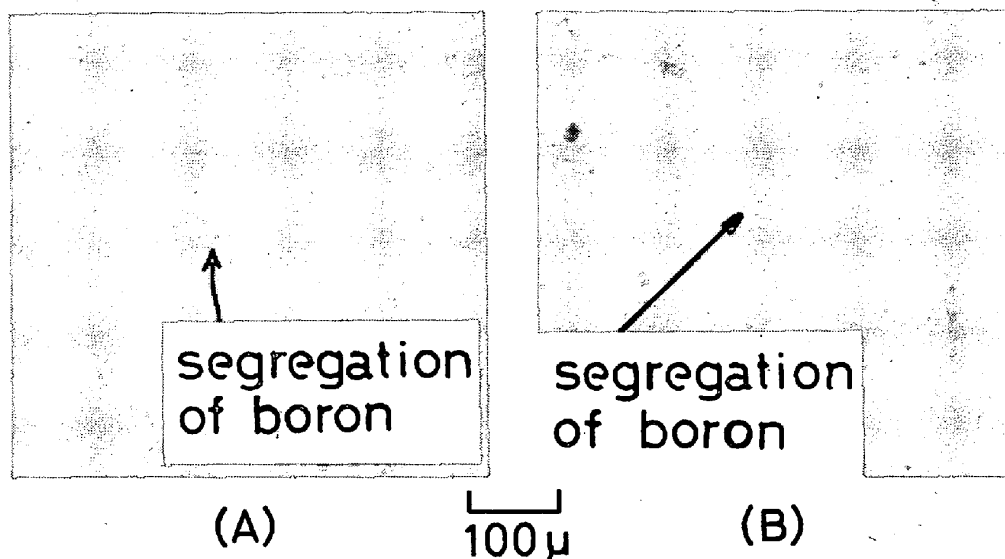


Photo. 1. Images of fission tracks of boron atoms in steels A89 and A59. Heat treatments:
 1 300°C×1hr WQ. (A) : A89 (N : 74ppm, B : 20ppm)
 (B) : A59 (N : 27ppm, B : 18ppm)

2. 実験内容

実験に用いた鋼の化学組成を Table 1 に示す。A58 (N : 107 ppm) および A89 (N : 74 ppm) の高N鋼は大気雰囲気中で、また A59 (N : 27ppm) および A61 (N : 23ppm) の低N鋼は真空中でそれぞれ高周波溶解炉によつて溶製した。ベース組成はいずれも Cu-Ni-Cr-Mo-V 系の 80 kg/mm² 高張力鋼に相当している。A58 および A61 は、1300 および 1000°C に 1hr 加熱し圧延後、仕上温度から水冷した。また A89 および A59 は圧下を加えず、圧延前の加熱に相当する熱履歴のみ加えた。これらの試験片は通常の焼入温度 930°C に 20 min 保持し水冷する 1 回焼入れ、および 930, 1000 および 1100°C に 20 min 保持し水冷 (1 回目焼入れ) 後、930°C に 20 min 保持して水冷 (2 回目焼入れ) する 2 回焼入れをそれぞれ行なつた。これらの試料の各段階の B の分布状態を FTE 法により観察した。また B の粒界への偏析を確認するため、一部の試料について、粒界近傍の薄膜直接観察を行なつた。

3. 結果

1300°C 1hr に加熱し水冷した鋼 A89 および A59



Photo. 2. The transmission electron micrograph of the boundary regions of steel A89 quenched from 1300°C.

の B の FTE 像を Photo. 1 に示す。N 含有量によらず A89 (N : 74 ppm) および A59 (N : 27 ppm) とともに 1300°C に加熱した時に生成したオーステナイト (以下 γ) 粒界にそつて、B が偏析していると考えられる。“偏析”かあるいは“微細な析出物”が判定することは容易でない。しかし、① Photo. 2 に示すように Photo. 1 と同一の熱処理を行なつた A89 の薄膜直接観察を行なつても、粒界近傍に析出物は認められない。また粒界近傍の回折パターンについても、フェライト以外の第 2

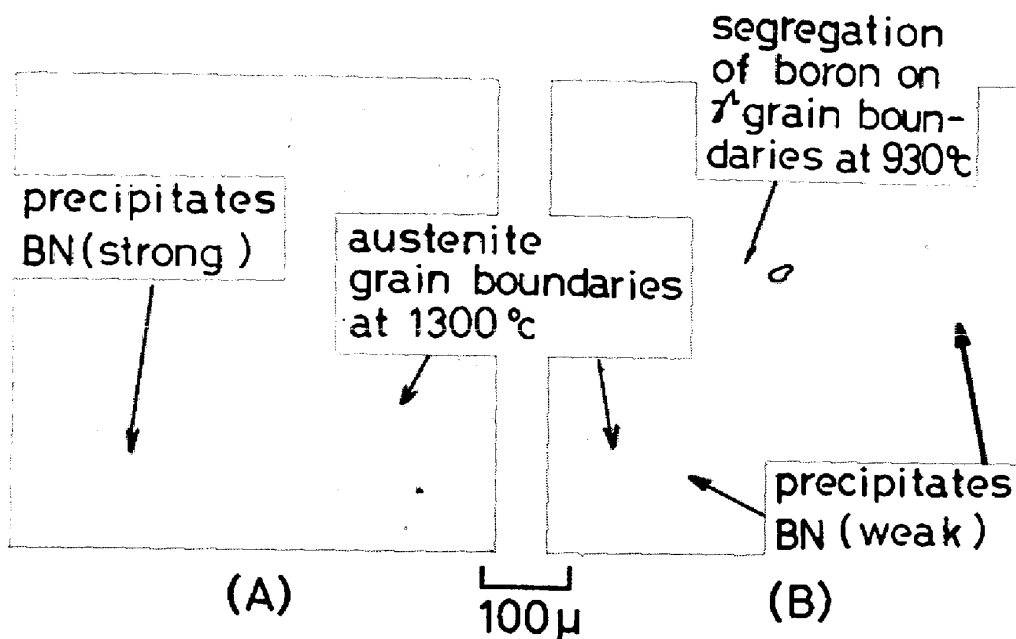


Photo. 3. Images of fission tracks of boron atoms in steels A89 and A59. Heat treatment: 1 300°C×1hr WQ+930°C×20 min WQ. (A) : A89 (N : 74ppm, B : 20ppm) (B) : A59 (N : 27ppm, B : 18ppm).

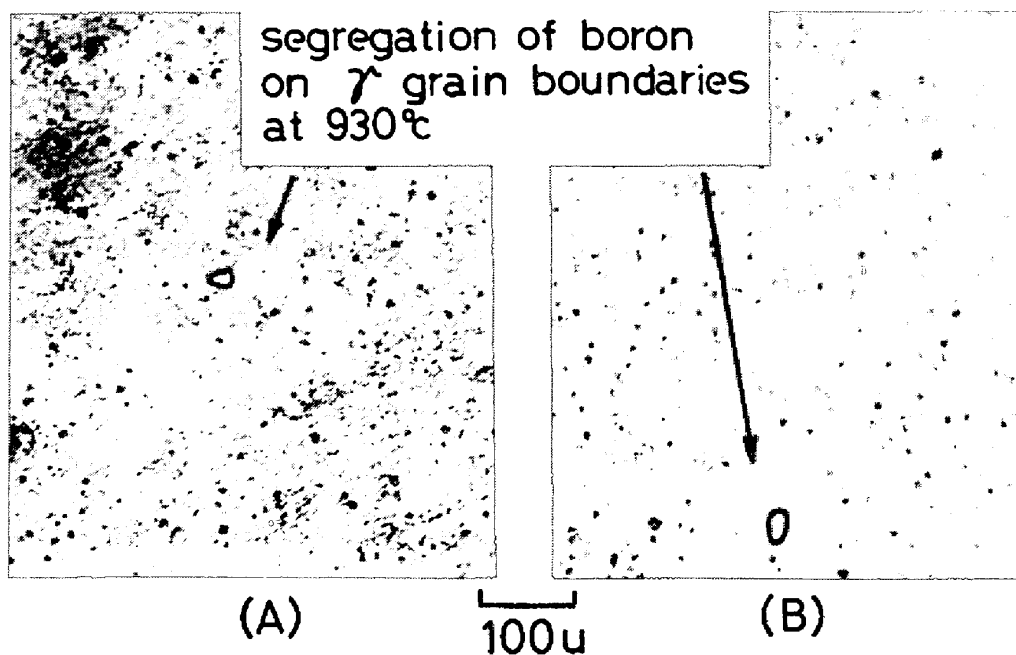


Photo. 4. Images of fission tracks of boron atoms in steels A89 and A59. Heat treatment: 1 000°C×1hr WQ+930°C×20 min WQ. (A) : A89 (N : 74ppm, B : 20ppm) (B) : A59 (N : 27ppm, B : 18ppm).

相粒子の回折スポットは認められない。② 後述する Photo. 3 の析出物の F T E 像と比較して全く異なる, ことから Photo. 1 の F T E 像は B の通常の意味での析出でなく, 粒界への偏析状態を示しているものと考え*。

しかし粒界近傍の B の存在状態を微細な析出物とする考えもある⁹⁾。

Photo. 1 に示した状態の試料を 930°C に再加熱すると, 旧 γ 粒界上に B 析出物として B は析出する。Photo. 3 に観察されるように, 塊状の析出物のフィッシュ・トラックの強度と密度は低 N 鋼の A59 より高 N 鋼の A89 の方が高いことがわかる。この塊状の析出物は, 前報

* 以下において偏析は F T E 像において γ 粒界にそってほぼ連続した B の分布が認められ, かつ薄膜直接観察および抽出レプリカ観察によつては γ 粒界に析出物が認められない状態を, また析出は F T E 像において B の塊状の点列分布が認められる状態をいう。

に示すように、BNである⁸⁾¹⁰⁾。また Photo. 3 (B) からわかるように、低N鋼の A59 では 930°C に再加熱した際に生じた微細 γ 粒界に、Bが偏析している。これはN量が低く、旧 γ 粒界上に生成するBN量が少ないために、ある程度の量の固溶Bが存在し、これが新 γ 粒界に偏析したものと考えられる。これに対し、高N鋼では大部分のBがBNとして旧 γ 粒界上に析出し、新たに生成した γ 粒界に偏析する固溶B量が不足すると考えられる。

1000°Cに1hr加熱・水冷後、さらに930°Cに20min再加熱・水冷したA80およびA59のFTE像をPhoto. 4に示す。930°Cに再加熱した際に生じた新 γ 粒界にBが偏析している。典型的な1つの γ 粒界を太線で示してある。また γ 粒界と無関係にランダムにB析出物が分布している。この析出物はPhoto. 6にも認められる。

圧延時の固溶Bの挙動はこれまで観察されたことはない。圧延から熱処理にいたる各段階のFTE像をPhoto. 5およびPhoto. 6に示す。圧延によつて変形あるいは再結晶した γ 粒界へのBの偏析挙動は、直接焼入れ法や熱延鋼板へのB鋼の適用においてきわめて重要である。Photo. 5 (A)は高N鋼のA58 (N:107ppm)を1300°Cに1hr加熱し、圧延後仕上温度(約1000/1100°C)から水冷したままの、またPhoto. 5 (B)はそれを930°Cに20min再加熱して水冷した試料のFTE像である。Photo. 5 (A)によれば、圧延後再結晶して等方的に

なつた微細 γ 粒界にそつて、Bが偏析していることがわかる。圧延によつて変形した γ 粒が再結晶し、粒界が移動する際、B原子が粒界に偏析すると考えられる。変形途中、結晶転位のまわりにCやN原子がコッレル雰囲気を形成する“dynamic aging”にならえば、これはB原子の“dynamic segregation”とでも称する現象である。これについては後述する考察で検討する。Photo. 5 (A)の試料を930°Cに20min再加熱すると、Photo. 5 (B)に示すように、再結晶した旧 γ 粒界にそつてのみ塊状のB析出物が認められ、再加熱時に生成した新 γ 粒界へのBの偏析は観察されない。

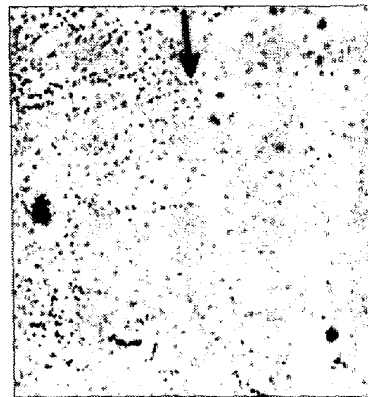
1000°Cに1hr加熱後圧延し、仕上温度(約800°C)から水冷した試料およびそれを930°Cに再加熱後水冷した試料のFTE像をPhoto. 6に示す。(A)および(C)に観察されるように、圧延によつて圧延方向に伸長した γ 粒界にそつて帯状にBが分布している。Photo. 5の再結晶した γ 粒界に認められる鋭いBの偏析と異なり幅の広い帯状の分布となつている。これを930°Cに再加熱した後水冷すると、(B)および(D)に示すように、新たに生じた γ 粒界にBは偏析する。(A)と(B)あるいは(C)と(D)を比較することによつて、Bの偏析状態の差異が明確となる。Photo. 4に認められる析出物と同様なB析出物がPhoto. 6にも存在する。しかし、Photo. 6の高N鋼のA58では一定方向にそつて点列状にB析出物が存在している。この方向は圧延方向に一致すると考えられる。なお高N鋼のA58は γ 粒が非常に微細な

segregation of boron
on the boundaries of
 γ grains recrystallized
after hot rolling



(A)

precipitation of
BN on prior γ
grain boundaries



(B)

100 μ

Photo. 5. Images of fission tracks of boron atoms in steel A58 (N:107ppm, B:25ppm).
(A): 1300°C×1hr rolling (30 t→5 t) WQ. As rolled. (B): 1300°C×1hr
rolling (30 t→5 t) WQ+930°C×20 min WQ.

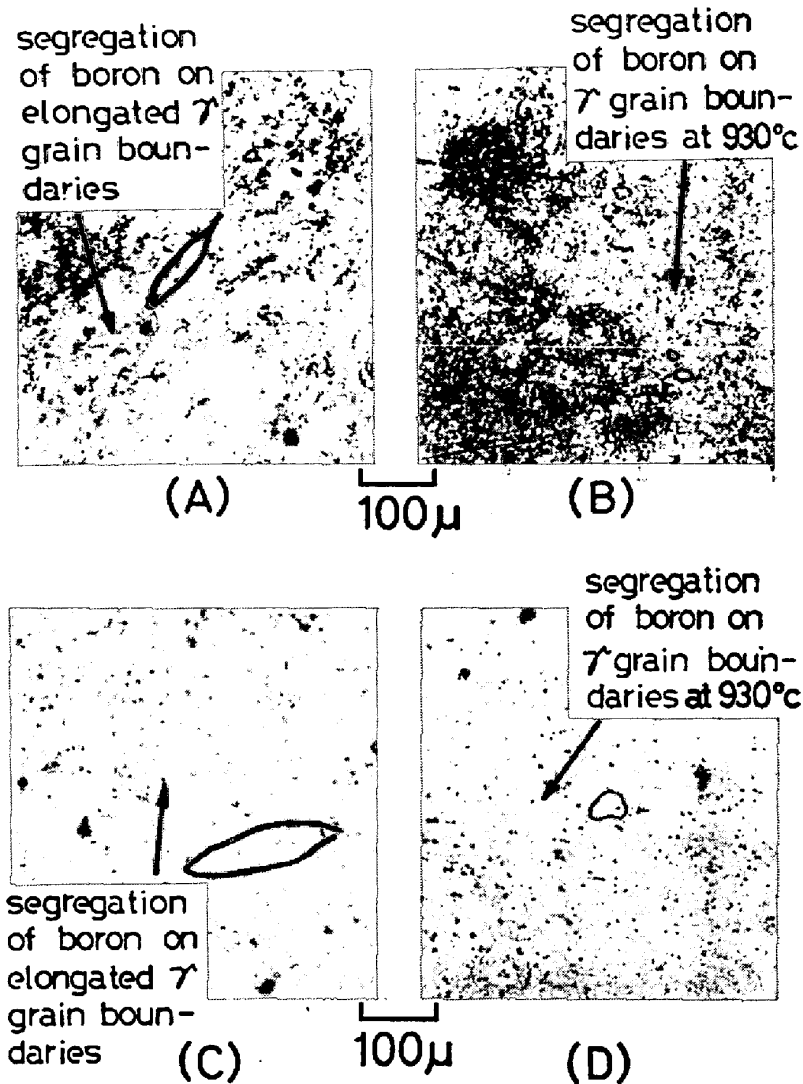


Photo. 6. Images of fission tracks of boron atoms. (A) and (B) : steel A58 (N : 107ppm, B : 25ppm) (C) and (D) : steel A61 (N : 23ppm, B : 22ppm). Hot rolling and heat treatment : (A) and (C) : $1,000^{\circ}\text{C} \times 1\text{hr}$ rolling (30 t \rightarrow 5 t) WQ. As rolled. (B) and (D) : $1,000^{\circ}\text{C} \times 1\text{hr}$ rolling (30 t \rightarrow 5 t) WQ + $930^{\circ}\text{C} \times 20\text{min}$ WQ.

ため、再加熱時に生成した γ 粒界にBが偏析している状態を観察するのは容易でないが、(B)において2個の γ 粒界を太線で示してある。以上のFTE像と後述の2回焼入れの結果と一緒にまとめるとTable 2のようになる。Table 2によれば、Bの存在形態として、単に固溶している状態を除くと、以下の3種類の状態が考えられる。①粒界の偏析状態、② $1,300^{\circ}\text{C}$ から水冷後、 930°C に再加熱するとき、旧 γ 粒界上に生成する析出物、③Photo. 4 および Photo. 6 に認められる粒内析出物、高N鋼 A58 の $1,000^{\circ}\text{C}$ 加熱後圧延した試料では、一定方向に点列状に分布する。

上記③のB析出物が点列状に並ぶ方向は、圧延方向と考えられるので、 $1,000^{\circ}\text{C}$ においてすでに存在していたと推定できる。低N鋼では、これらの析出物が密集して

存在していないので、圧延後もランダムな分布となると考えられる。 $1,000^{\circ}\text{C}$ に1hr加熱して水冷した試料の抽出レプリカを観察するとBNのみが観察される。Fe-Al-B-N系のBNの析出量をそれぞれDARKENら¹¹⁾およびFOUNTAINら¹⁴⁾によるFe-Al-N系およびFe-B-N系の平衡溶解度積を用いて計算すると、以下のようなになる。全B量 : 20ppm, 全Al量 : 0.07% および全N量 : 30ppm とすると $1,000^{\circ}\text{C}$ においては全B量の約40%すなわち8ppmがBNとしてのBとして析出する。また同じく $1,000^{\circ}\text{C}$ において、全B量 : 20ppm, 全Al量 : 0.07% および全N量 : 100ppm とすると、全B量の約60%すなわち12ppmがBNとしてのBとして析出する。以上から、 $1,000^{\circ}\text{C}$ に加熱した試料の粒内に点状に存在するB析出物は、BNと考えられる。 $1,000^{\circ}\text{C}$ に加熱

Table 2. Distribution of boron atoms observed in fission track etching images.

Hot rolling and heat treatment	Distribution of boron atoms
1 300°C × 1hr WQ	1. Segregate to γ grain boundaries.
1 000°C × 1hr WQ	1. Segregate to γ grain boundaries. 2. Random distribution of precipitates.
1 300°C × 1hr WQ + 930°C × 20 min WQ	1. Precipitate on prior γ grain (at 1 300°C) boundaries. The intensity of fission tracks of these precipitates in high N steel is stronger than that in low N steel. 2. Segregate to newly formed γ grain (at 930°C) boundaries in low N steel while in high N steel they do not segregate.
1 000°C × 1hr WQ + 930°C × 20 min WQ	1. Segregate to newly formed γ grain (at 930°C) boundaries. 2. Random distribution of precipitates.
1 300°C × 1hr WQ + 1 000°C × 20 min WQ	1. Reduction of the intensity and density of fission tracks of precipitates on prior γ grain boundaries. 2. Segregate to newly formed γ grain (at 1 000°C) boundaries.
1 300°C × 1hr →rolling WQ	1. Segregate to the boundaries of equiaxed γ grains which resulted from recrystallization after hot rolling.
1 000°C × 1hr →rolling WQ	1. Distribute widely along the elongated γ grain boundaries. 2. Precipitates in low N steel distribute randomly while those in high N steel line into rows.
1 300°C × 1hr →rolling WQ + 930°C × 20 min WQ	1. Precipitate on prior recrystallized γ grain boundaries. The intensity of fission tracks of these precipitates in high N steel is stronger than that in low N steel. 2. Segregate to newly formed γ grain (at 930°C) boundaries in low N steel while in high N steel they do not.
1 000°C × 1hr →rolling WQ + 930°C × 20 min WQ	1. Segregate to newly formed γ grain (at 930°C) boundaries. 2. Precipitates in low N steel distribute randomly while in high N steel line into rows.

することによつて凝集粗大化し、特に 1 000°C 加熱材ではつきり識別できると考えられる。

Photo. 7 に、1 300°C に 1hr 加熱して水冷後、1 000°C および 1 100°C に 20 min 加熱して水冷した A89 および A59 の F T E 像を示す。高温加熱後の 1 回目焼入温度 1 000°C に相当する (A) および (C) においては、旧 γ 粒界上の BN のフィッシュン・トラックの強度および密度は減少し、かつ 1 000°C 加熱時に生成した新 γ 粒界に B の偏析で認められる。特に低 N 鋼の A59 (C) では旧 γ 粒界上の B 析出物はわずかに識別できるだけである。高温加熱後の 1 回目焼入温度 1 000°C に相当する熱処理を行なった (B) および (D) では、もはや旧 γ 粒界上に BN は認められず、新 γ 粒界にのみ B の偏析が認められる。1 回目焼入温度をより高温にすると、高温加熱を行なったことと同様になり、2 回目焼入時に 1 回目焼入時の γ 粒界に BN を生成すると考えられる。

高温加熱 (1 300°C) 後 2 回焼入れした試料の F T E 像を Photo. 8 に示す。1 回目焼入温度 930°C と 1 000°C とを比較すると、1 000°C の方が旧 γ 粒界上の B 析出物 (BN) のフィッシュン・トラックの強度および密

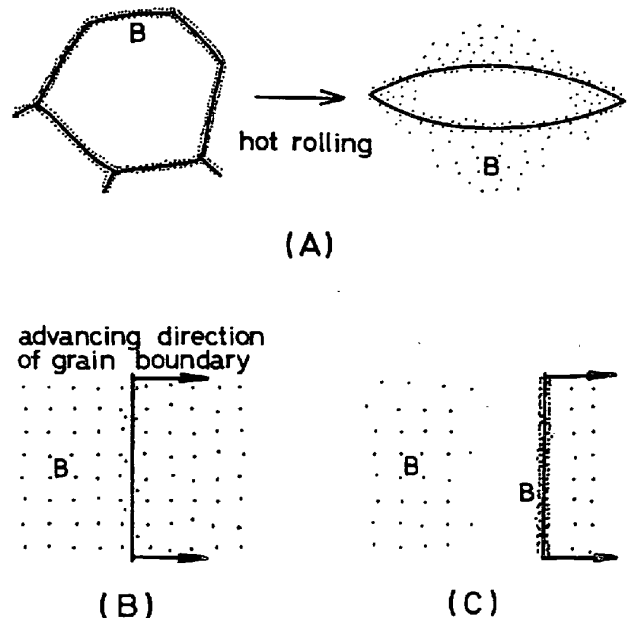


Fig. 1. Schematic representations of distribution of boron atoms (A) during hot rolling where moving velocity of boundary is much higher than boron atoms (B) just after hot deformation and (C) after boundary migration due to recrystallization.

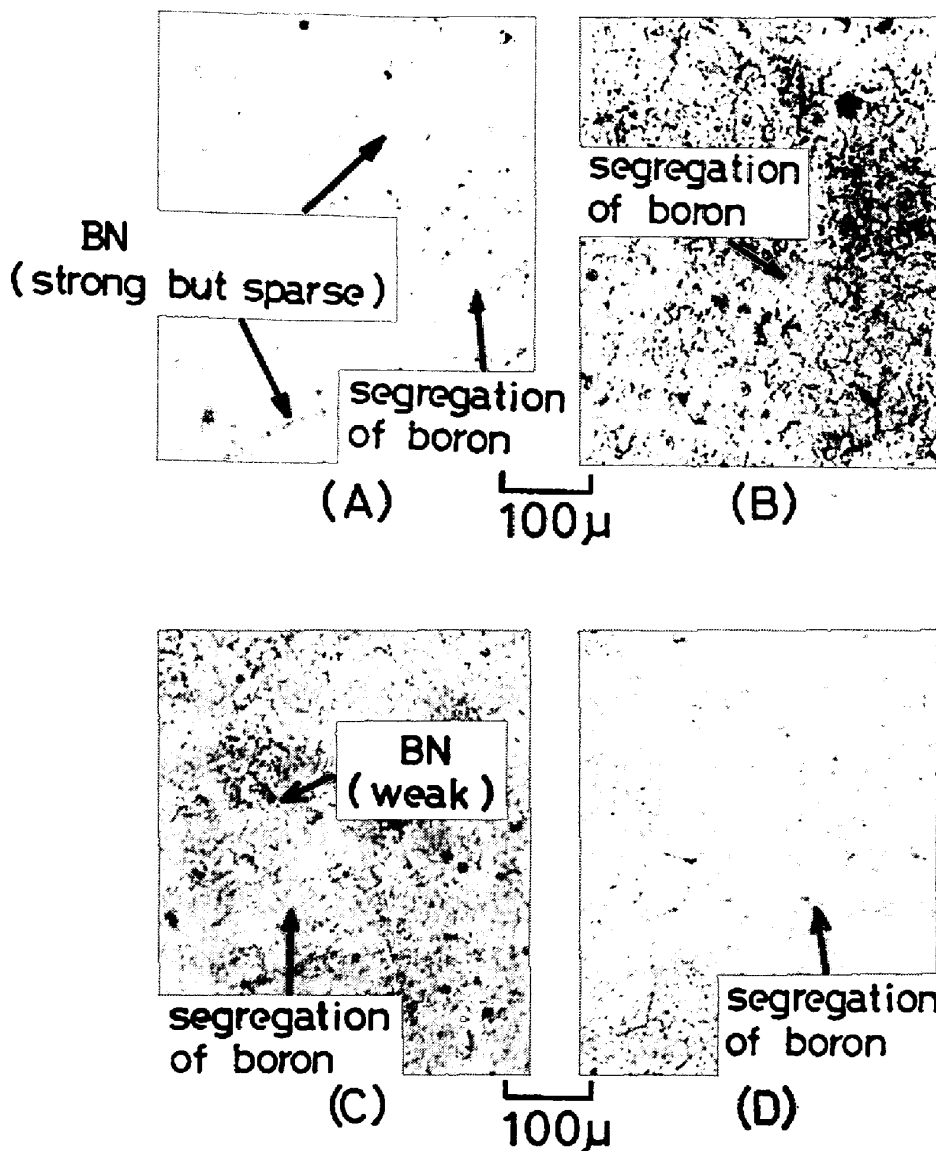


Photo. 7. Images of fission tracks of boron atoms. (A) and (B) : steel A89 (N : 74ppm, B : 20ppm) (C) and (D) : steel A59 (N : 27ppm, B : 18ppm)
 Heat treatment : (A) and (C) 1300°C×1hrWQ+1000°C×20 min WQ. (B) and (D) : 1300°C×1hr WQ+1100°C×20 min WQ.

度が低下し、2回目焼入時の γ 粒界にBが偏析していることがわかる。

4. 考 察

熱間加工中あるいは加工後の γ 粒の再結晶挙動を、Photo. 5およびPhoto. 6をもとに考察すると、Fig. 1のようになる。熱間加工前1000°C近傍においては、Bは γ 粒界に著しく偏析していると考えられる。これを圧延するとき、圧下時の歪速度は1000~7000%/secという速い速度であるため、 γ 粒界もこれに対応して高速で変形すると考えられる。このため、 γ 粒界に偏析していたB原子は γ 粒界の移動に追従できず¹³⁾、マトリックス

中にかなりの量がとり残されると考えられる。変形時の γ 粒界の移動にB原子が追従できるか否かは、 γ 粒界の移動速度と γ 粒界にトラップされたB原子の拡散速度との競合で決まると考えられる。B原子のこの拡散速度は体積拡散速度ではなく、粒界拡散速度に近いものと考えられる。Photo. 6においては、B原子は圧延によつて変形した γ 粒界には沿つて分布しているものの、かなり幅広く分布しているので、Photo. 6における仕上温度800°Cでは γ 粒界の変形速度はB原子の粒界拡散速度を上まわっていると考えられる。このような知見は、直接焼入れ法における仕上温度と焼入温度の設定、あるいは熱延高張力鋼板の巻取り温度などに、重要な関心を喚起するも

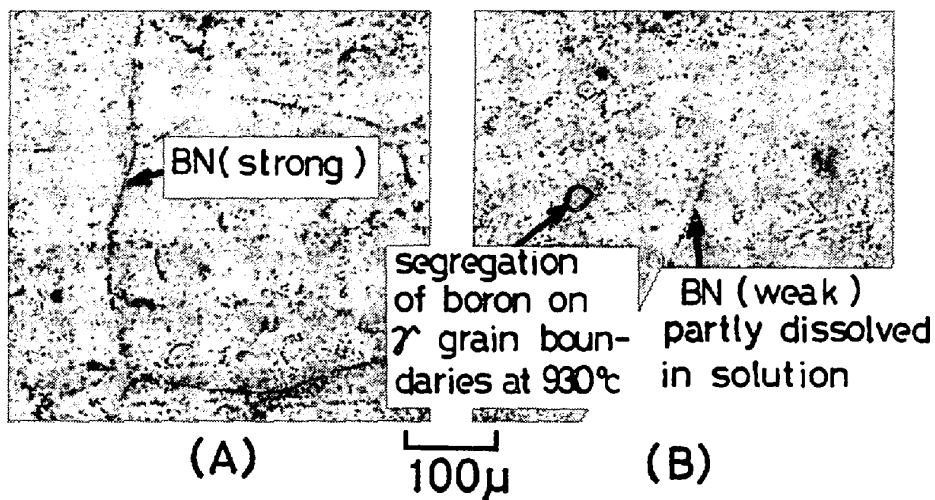


Photo. 8. Images of fission tracks of boron atoms in steel A89 (N : 74ppm, B : 20ppm).
Heat treatment : (A) : 1 300°C×1hr WQ+930°C×20 min WQ (1st)+930°C×20 min WQ (final). (B) : 1 300°C×1hr WQ+1 000°C×20 min WQ (1st)+930°C×20 min WQ (final).

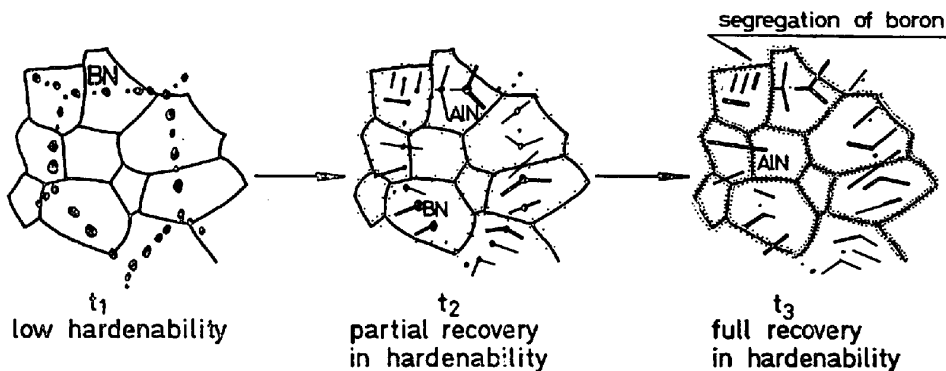


Fig. 2. Schematic representations of boron distributions in course of reheating above A_{c3} after cooling from 1300°C.
Holding time above A_{c3} point: $t_1 < t_2 < t_3$.

のとおける。また熱間圧延後の再結晶時の粒界へのBの偏析挙動は Fig. 1 (B)および(C)のように考えられる。再結晶時の粒界移動速度は圧延仕上時(1 000~1 100°C)においてはB原子の体積拡散速度よりかなり速いが、B原子の粒界拡散速度を上まわる圧延時の粒界移動速度ほど速くないため、B原子は γ 粒界にトラップされ粒界移動に追隨して移動すると考えられる。このためPhoto. 5 (A)に認められるように再結晶後の γ 粒界にそつて鋭いBの像が得られる。BUSBY¹³⁾ および大森¹⁴⁾のデータから1 000°CにおけるB原子の体積拡散による移動距離および再結晶時の粒界移動距離(いずれも1 sec間)を求めると、それぞれ7 μ および125 μ となりB原子の体積拡散速度 \ll 粒界移動速度となつている。しかしB原子の粒界拡散速度は体積拡散速度よりかなり速いと推定されるものの測定データがきわめて少ないので粒界移動速度とどのような関係にあるかは明確な検討はしがたい。

本実験結果では1 000°C近傍ではB原子の粒界拡散速度 \geq 粒界移動速度と考えられる。

より低温度で再結晶する時、温度の低下につれ粒界移動速度はB原子の体積拡散速度より急激に遅くなるため粒界がB原子をトラップする過程よりもB原子が体積拡散によつて粒界に偏析してくる過程の比重が増すと考えられる。

B原子にのみこのような現象が生じるのは、①マトリックス中への溶解度に比べて γ 粒界の溶解度が高いこと、②再結晶時、粒界にそつた拡散速度が粒界移動速度より遅くないこと、が必要と考えられるC原子は②の条件は満たすが①の条件は明確に満足すると考えられないので、C原子においてはこのようなdynamic segregationは認めにくいと考えられる。

Photo. 3 あるいは Photo. 5 (B) に示すように1 300°Cに加熱・水冷後、 A_{c3} 点以上に再加熱すると、旧 γ

粒界上に塊状の B 析出物を生成する。1000°C 程度まで昇温すると、この析出物のフィッシュン・トラックの強度および密度は Photo. 7 に示すように減少し、その時点で存在している γ 粒界に偏析する。前報⁸⁾¹⁰⁾で示したように、このとき B 析出物 (BN) 上に AlN が生成し AlN の成長につれ BN は減少している。本実験結果と前報の結果を合わせて考察すると Fig. 2 に示すような B の挙動が考えられる。旧 γ 粒界近傍で一度生成した BN 上に AlN が核発生し、B は解離して γ 中に固溶し、 γ 粒界に偏析する。Photo. 8 に示すように、1 回目焼入条件が 930°C × 20 min と 1000°C × 20 min で大きな差が生じるのは 1000°C における BN 上での AlN の成長速度が 930°C でのそれより速いためと考えられる。高 N 鋼で、高温加熱によつて焼入性の低下したものを回復させるには、Fig. 2 と同様な処理を行えばよい。

5. ま と め

1) 熱間圧延中の B 原子の γ 粒界への偏析挙動は B 原子の体積拡散速度、粒界拡散速度および γ 粒界の移動速度によつて決まると考えられる。

熱間圧延前、B は γ 粒界に偏析しているが、熱間圧延によつて粒界が高速で移動するので、B はそれに追従できず、粒界の後方にとり残される。このため、圧延によつて伸長した γ 粒界にそつて B 原子は帯状に分布する。高温 (1000/1100°C) 仕上時に γ 粒界が圧延後再結晶によつて移動するとき、 γ 粒界の移動速度は B 原子の体積拡散速度よりはるかに速いが、B 原子の粒界拡散速度を上まわる圧延時の変形速度ほど速くないために、マトリックス中の B は γ 粒界通過時に粒界にトラップされる。より低温度で再結晶するとき、温度の低下につれ粒界移動速度は B 原子の体積拡散速度より急激に遅くなるため粒界が B 原子をトラップする過程よりも B 原子が体積拡散によつて粒界に偏析してくる過程の比重が増すと考えられる。

γ 粒界にトラップされた B 原子のフィッシュン・トラック像は鋭く、著しい偏析を示している。

2) 1300°C に 1hr 加熱後水冷した試料においては B は γ 粒界に偏析していると考えられる。薄膜直接観察による粒界近傍の明視野像および回折パターンには第 2 相粒子の存在は認められなかつた。

3) 上記の状態の試料を、930°C に再加熱すると、旧

γ 粒界上に塊状の B 析出物 (BN) を生成する。この析出物のフィッシュン・トラックの強度および密度は N 含有量の高い鋼の方が高い。そのとき、930°C 加熱時に生成した新 γ 粒界への B の偏析は、低 N (<30ppm) 鋼では認められるが、高 N 鋼では認められない。

4) 3) の状態の試料を 1000°C 近傍まで加熱すると、旧 γ 粒界上の B 析出物のフィッシュン・トラックの強度および密度は減少する。そして高 N 鋼においても新たに生成した γ 粒界に B の偏析が認められる。前報の結果と考え合わせると、旧 γ 粒界上の BN の上に AlN が生成したために B が γ 中に固溶し、新 γ 粒界に偏析すると考えられる。

おわりに本論文の発表を許可された住友金属工業(株)取締役中央技術研究所長小田尚輝博士および本研究に対し多大の御激励を賜つた同所所次長近藤豊博士にあつく御礼申し上げます。またフィッシュン・トラック・エッチング法を御教授下さり中性子照射について便宜をはかつて下さつた日本原子力研究所材料工学研究室長近藤達男博士ならびに中島甫研究員に深く感謝致します。

文 献

- 1) 川崎, 菱沼, 長崎: 金属学会, 昭和43年秋期大会講演概要, p. 314
- 2) W. F. JANDESKA Jr. and J. E. MORRAL: Met. Trans., 3(1972), p. 1233
- 3) S. R. KEOWN: Scand. J. Met., 2(1973), p. 59
- 4) M. UENO and T. INOUE: Trans. ISIJ, 13(1973), p. 210
- 5) A. BROWN, J. D. GARNISH, and R. W. K. HONEYCOMB: Science, 8(1974), p. 317
- 6) Ph. MAITREPIERRE, D. THIVELLIER, and R. TRICOT: Met. Trans., 6A(1975), p. 287
- 7) T. M. WILLIAMS, A. M. STONEHAM, and D. R. HARRIES: Metal Science, 10(1976), p. 14
- 8) 井関, 済木, 酒井, 中村, 大谷, 渡辺: 住友金属 27(1975), p. 23
- 9) R. C. SHARMA and G. R. PURDY: Met. Trans., 5(1974), p. 939
- 10) 渡辺, 大谷: 鉄と鋼, 投稿中
- 11) L. S. DARKEN, R. P. SMITH, and E. W. FILER: Journal of Metals, 3(1951), p. 1174
- 12) R. W. FOUNTAIN and J. CHIPMAN: Trans. Met. Tec. AIME, 224(1962), p. 559
- 13) P. E. BUSBY, C. WELLS, and M. E. WARGA: Trans. AIME, 197(1953), p. 1463
- 14) 大森: 日本金属学会誌, 30(1966), p. 1164