

## 論 文

Nb-B 複合添加制御圧延-加速冷却鋼の特性に  
およぼす化学成分, プロセス条件の影響

© 1986 ISIJ

為広 博\*・村田正彦\*・土生隆一\*<sup>2</sup>・南雲道彦\*<sup>3</sup>Effect of Composition and Processing Variables on Thermomechanically  
Processed Niobium-Boron Steel

Hiroshi TAMEHIRO, Masahiko MURATA, Ryuichi HABU and Michihiko NAGUMO

## Synopsis :

In the thermomechanical control process (TMCP) with accelerated cooling, the effect of composition and processing variables on the mechanical properties and microstructure of niobium-boron steel was studied. It was clarified that in order to achieve a good strength and toughness balance by the combined addition of niobium and boron, it is necessary to lower the carbon content, to dissolve niobium during slab-reheating and to controlled-roll with sufficient reduction in the non-recrystallization region  $\gamma$ . With these conditions, a fine-grained bainitic structure is obtained. The change of the mechanical properties and microstructure of niobium-boron steel with composition and processing variables can be explained in terms of the behavior of boron and the amount of niobium in solution. The strength and toughness controlling factors of niobium-boron steel were also discussed.

## 1. 緒 言

水冷型 TMCP (Thermomechanical Control Process) において, B 添加によつて強度と靱性の優れたバランスを得るためには適量 B と同時に Nb を複合添加することが不可欠である. B 単独添加では材質上ほとんど効果が得られない. これは Borocarbide ( $\text{Fe}_{23}(\text{CB})_6$ ) が圧延後のオーステナイト ( $\gamma$ ) 粒界に析出し, B の  $\gamma$ - $\alpha$  変態抑制効果が低下するためである. Nb 添加は  $\gamma$  粒界での  $\text{Fe}_{23}(\text{CB})_6$  の析出を抑制し, B の  $\gamma$ - $\alpha$  変態抑制効果を向上させる働きをもつ. その結果, 微細な低炭素ベイナイト組織が得られ, 低温靱性を損なうことなく大幅な強度上昇が達成できる. 以上は筆者らが前報において明らかにした事柄である<sup>1)</sup>.

本論文では, 水冷型 TMCP における B の最適利用法を確立することを目的とし, Nb-B 鋼の機械的性質, ミクロ組織におよぼす化学成分, プロセス条件の影響を Nb, B の挙動から検討するとともに, 低 C-Nb-B 系ベイナイト鋼の強靱化機構を明らかにした.

## 2. 実験方法

## 2.1 化学成分の影響

C, Mn 量を変化させた Nb-B 鋼を 150 kg 真空溶解

炉で実験室溶解し, 50 kg 鋼塊 (125 mm × 125 mm × 370 mm) に鑄造した. 化学成分を Table 1 に示す. 供試鋼は低 N で化学量論的に N 当量以上に Ti が添加され, N はすべて TiN として固定されている. 鋼塊は 1200 °C × 1 h 再加熱後, 930 °C 以下の累積圧下量 75%, 仕上温度約 800 °C で板厚 16~18 mm に制御圧延し, ただちに冷却速度 25 °C/s で約 520 °C まで加速冷却, その後放冷した.

## 2.2 プロセス条件の影響

供試材は現場で製造した 210 mm 厚の連続鑄造 (CC) スラブである. 化学成分は Table 2 に示すように微量 Ti 添加した低 C-Nb-B 系である. CC スラブを大きさ 150 mm × 350 mm × 400 mm の小スラブに切断, 再加熱温度,  $\gamma$  未再結晶域圧下量を変えて板厚 18 mm に実験室圧延し, ただちに冷却速度 25 °C/s で約 480 °C まで加速冷却, その後放冷した. Fig. 3~5 において, 特に断らない限り, スラブ再加熱は 1200 °C × 1 h,  $\gamma$  未再結晶域圧下量は 70%, 仕上温度は約 800 °C である.  $\gamma$  未再結晶域圧下量の影響は再結晶域圧下量を一定の 50% にするため, スラブ厚を種々の厚み 30~150 mm に減厚して調べた.

## 2.3 試験項目

機械的性質は圧延と直角方向において, 全厚引張試

昭和 58 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 60 年 5 月 17 日受付 (Received May 17, 1985)

\* 新日本製鉄(株)君津技術研究部 (Kimitsu R & D Lab., Nippon Steel Corp., 1 Kimitsu Kimitsu 299-11)

\*<sup>2</sup> 新日本製鉄(株)君津技術研究部 工博 (Kimitsu R & D Lab., Nippon Steel Corp.)

\*<sup>3</sup> 新日本製鉄(株)第一技術研究所 理博 (R & D Laboratories-I, Nippon Steel Corp.)

Table 1. Chemical compositions of laboratory steels.

(wt%)

Steel	C	Si	Mn	P	S	Nb	Ti	Al	B	N	Ceq.*
C1	0.011	0.09	1.05	0.002	0.001	0.046	0.020	0.023	0.0016	0.0025	0.186
C2	0.026	"	"	"	"	"	"	"	"	"	0.201
C3	0.040	"	"	"	"	"	"	"	"	"	0.215
C4	0.057	"	"	"	"	"	"	"	"	"	0.232
C5	0.073	"	"	"	"	"	"	"	"	"	0.248
M1	0.030	0.11	0.66	0.002	0.001	0.044	0.020	0.030	0.0014	0.0019	0.140
M2	"	"	0.86	"	"	"	"	"	"	"	0.173
M3	"	"	1.06	"	"	"	"	"	"	"	0.207
M4	"	"	1.28	"	"	"	"	"	"	"	0.243
M5	"	"	1.45	"	"	"	"	"	"	"	0.272

\*)  $C_{eq} = C + Mn/6 + (Ni + Cu)/15 + (Cr + Mo + V)/5$ 

Table 2. Chemical composition of commercial production GC Slab.

(wt%)

Steel	C	Si	Mn	P	S	Nb	Ti	B	Al	N	Ceq.
NB	0.046	0.30	1.51	0.010	0.0025	0.041	0.019	0.0012	0.028	0.0018	0.298

験, フルサイズ 2mmV ノッチシャルピー試験によつて調べた. Nb, B の挙動を明らかにするため, Fission Track Etching (FTE) 法による B 分布の観察, 固溶 Nb 量の分析<sup>2)</sup>, 析出物の透過型電子顕微鏡 (TEM) 観察, 電子線回折による同定を行った. このほか, 光学顕微鏡, 走査型電子顕微鏡 (SEM) による組織観察, 破面単位の測定を実施した.

### 3. 実験結果

#### 3.1 化学成分の影響

##### 3.1.1 機械的性質とマイクロ組織

Fig. 1 に 1.05%Mn 系の鋼板の諸性質におよぼす C 量の影響を, Photo. 1 に鋼板のマイクロ組織を示す. C 量が増加するにつれ TS は上昇するがその程度は小さい. YS は 0.057% 以上の C 量ではむしろ C 量の増加とともに低下する. 低温靱性は C 量 0.040% まで大きな変化はないが, 0.040% を超えると急激に劣化する. すべての鋼においてシャルピー衝撃破面にセパレーションは全く認められなかつた. マイクロ組織は, 前報で予測したとおり<sup>1)</sup>, 0.026% 以下の C 量では一様な低炭素ベイナイト組織であるが, C 量 0.040% ではフェライトとベイナイトの混合組織, 0.057% 以上の C 量ではフェライトとベイナイト, マルテンサイトの層状組織となり, C 量の増加とともにベイナイト分率が減少する.

0.057% 以上の C 量での YS の低下はマルテンサイト組織の生成に起因すると考えられる. また C 量の増加によつて低温靱性が劣化するのは強度の上昇のほか, 上部ベイナイト, 高炭素マルテンサイトなどの硬化相のサイズが極めて大きくなるためと考えられる.

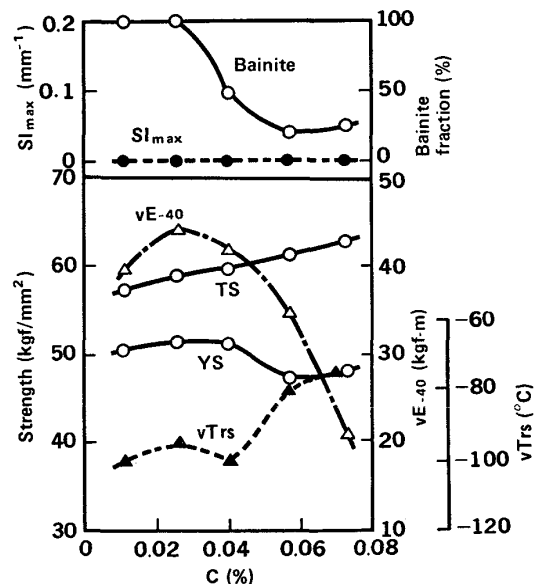
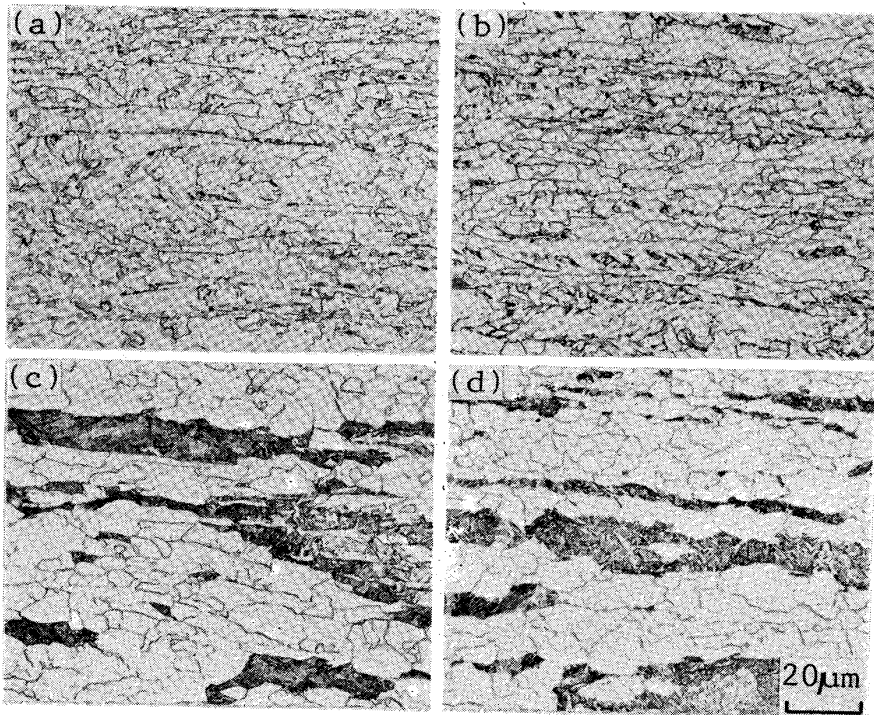


Fig. 1. Effect of carbon content on the properties of 1.05%Mn steel plate (Steel C1~C5),  $SI_{max}$  indicates the maximum value of separation index.

Fig. 2 に 0.03%C 系の鋼板の諸性質におよぼす Mn 量の影響を示す. Mn が増加すると強度が高くなる. これは Mn が  $\gamma$ - $\alpha$  変態温度を下げ, ベイナイト分率を増加させるためである. 実際, マイクロ組織中のベイナイト分率は Fig. 2 に示すように Mn 量の増加につれて増え, 約 1.3% 以上の Mn 量で微細な低炭素ベイナイト単相組織になる. 低温靱性については,  $vE_{-40}$  (shelf energy) は Mn 量によつてほとんど変化せず約 40 kgf-m と極めて高く,  $vTrs$  は Mn 量 1.05% までは Mn 量の増加につれて上昇し, それ以上では低下する. この理由は Mn 量が低くなるとベイナイト分率が減少し,



(a) 0.026% C, (b) 0.040% C,  
(c) 0.057% C, (d) 0.073% C  
Photo. 1. Microstructural change of  
plate with carbon content (Steel C2  
-C5).

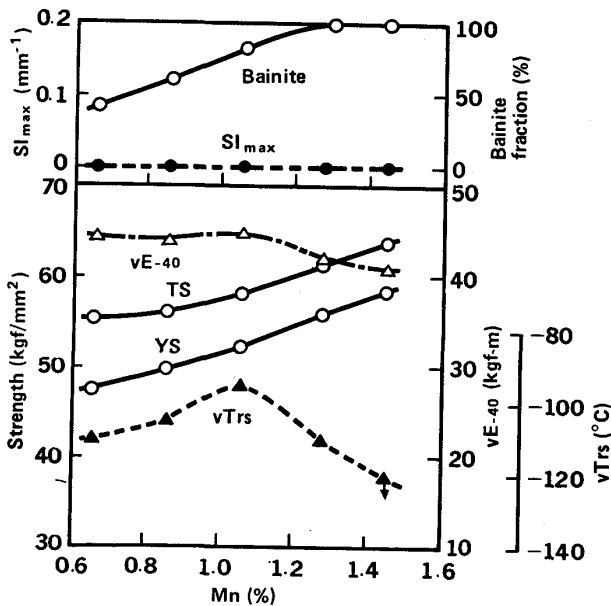


Fig. 2. Effect of manganese content on the properties of 0.03% C steel plate (Steel M1~M5).

微細フェライトが増加するためと考えられる。また Mn 量 1.05% 以上で vTrs が向上するのは変態温度の低下によつて結晶粒が微細化するためと考えられる。

### 3.1.2 B分布

Photo. 2 に C 量による B 分布の変化を示す。C 量が 0.040% 以下では B はほぼ一様な分布を示し、C 量による変化は小さい。しかし C 量が 0.057% では  $\gamma$  粒界および粒内に析出物状の B が認められるようになり、0.073% の C 量ではこの傾向はさらに顕著になる。この析出

物状の B は電子線回折によつて  $\text{Fe}_{23}(\text{CB})_6$  であることが確認されている。以上も前報での予測どおりである<sup>1)</sup>。

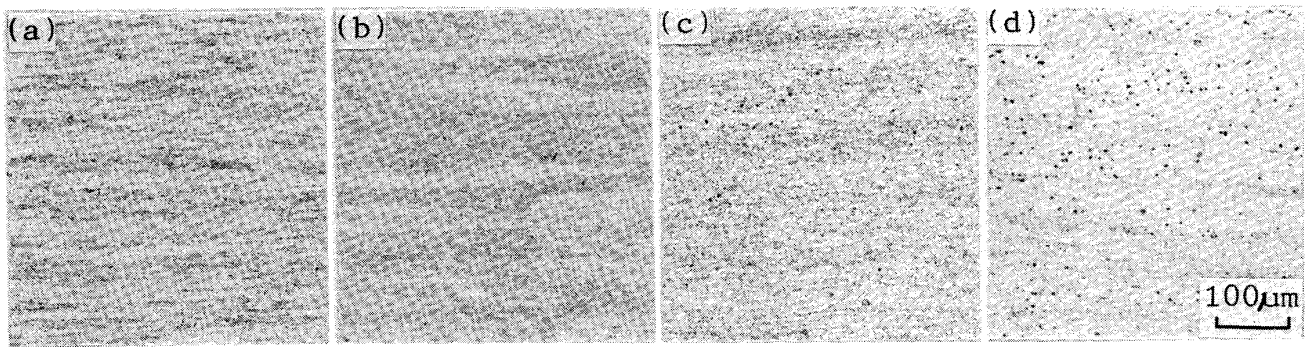
なお Mn 量が増加しても鋼板の B 分布に変化は生じない。

## 3.2 プロセス条件の影響

### 3.2.1 機械的性質とマイクロ組織

Fig. 3 に鋼板の諸性質におよぼすスラブ再加熱温度の影響を示す。再加熱温度が低下すると強度は急激に減少する。vTrs は再加熱温度 1100°C で最低値を示すが、強度に比べ vTrs の変化は小さい。低温靱性の変化が少ないのは Fig. 3 に示したように微細 TiN の効果<sup>2)</sup>により 1200°C の再加熱温度でも  $\gamma$  粒の粗大化が抑制され、 $\gamma$  粒度の加熱温度依存性が小さいためと考えられる。マイクロ組織は再加熱温度 1100°C, 1200°C ではほぼ一様な低炭素ベイナイト組織、再加熱温度 1000°C ではポリゴナル・フェライト主体の組織となる。

Fig. 4, 5 にそれぞれ再加熱温度 1200°C, 1000°C における  $\gamma$  未再結晶域圧下量の影響を示す。再加熱温度 1200°C では、圧下量の増大とともに低温靱性は大幅に改善される。これは圧延後の組織がベイナイトになる鋼においても  $\gamma$  未再結晶域圧延は低温靱性の改善に有効であることを示している。強度は圧下量 50% までほとんど変化しないが、圧下量 50% 以上では圧下量の増大とともに減少する傾向を示す。またベイナイト分率も圧下量 50% 以上で低下し始め同時に  $SI_{max}$  (シャルピー試験温度で最大のセパレーション指数) が増加する。



(a) 0.026%C, (b) 0.040%C, (c) 0.057%C, (d) 0.073%C

Photo. 2. Distribution of boron in plate observed by FTE method (Steel C2-C5).

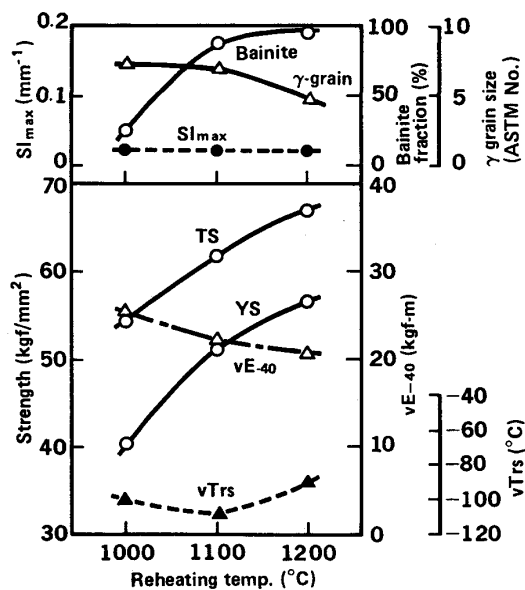
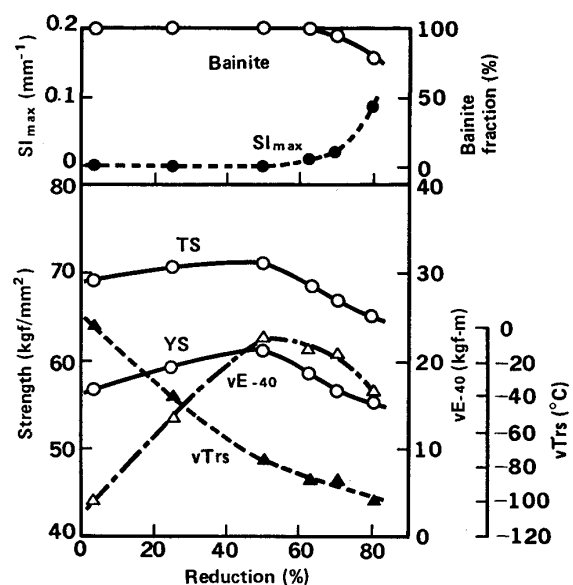


Fig. 3. Effect of slab-reheating temperature on the properties of plate (Steel NB).



Slab-reheating temp. : 1200°C

Fig. 4. Effect of total reduction in non-recrystallization region of austenite on the properties of plate (Steel NB).

50%以上の圧下量で強度が低下するのはベイナイト分率が減少するためと考えられる。また圧下量の増大によってベイナイト組織の低温靱性が改善されるのは $\gamma$ 粒の延伸化, $\gamma$ 粒内への変形帯の導入によって $\gamma$ 組織が微細化されるためであろう。さらに圧下量が大きい範囲での靱性改善は、ここで発生するフェライトも含めた有効結晶粒<sup>4)</sup>の微細化と、セパレーションの発生による3軸応力の緩和によって説明できるものと考えられる。

一方、再加熱温度1000°CではFig. 5に示したように圧下量の増大による強度、低温靱性の変化はゆるやかである。圧下量が約60%以上でベイナイト分率が急激に低下するにもかかわらず、強度はさほど減少しない。この理由は圧延によって $\gamma$ - $\alpha$ 変態温度が上昇し、析出硬化を担う $\alpha$ 域析出のNbC量が増加したためと推定される。

### 3.2.2 B分布

Photo. 3, 4にスラブ再加熱温度1200°C, 1000°Cにおける $\gamma$ 未再結晶域圧下量の違いによるB分布の変化を示す。再加熱温度1200°Cの場合、圧下量の増大につれてB分布は延伸 $\gamma$ 粒界における比較的明瞭な偏析からはほぼ一様な分布へと変化する。圧下量50%以下では延伸化した $\gamma$ 粒界へ明瞭なB偏析が認められる。圧下量が50%以上になるとBの $\gamma$ 粒界への偏析は次第に薄れ $\gamma$ 粒内にも偏析するようになる。さらに圧下量70%以上ではBはほぼ一様に分布するが、このBの分布からある程度、延伸 $\gamma$ 粒界を想像できる<sup>†</sup>。この理由は $\gamma$ 未再結晶圧延を強めると $\gamma$ 粒内にも変形帯、転位などの格子欠陥が増加し、これらへもBがトラップ

<sup>†</sup>  $\gamma$ 未再結晶域での圧下量が大きい場合、 $\gamma$ 粒界と粒内の変形帯、双晶境界との区別は極めて難しく、 $\gamma$ 粒界と見られる部分にはこれらも含まれるものと考えられる。

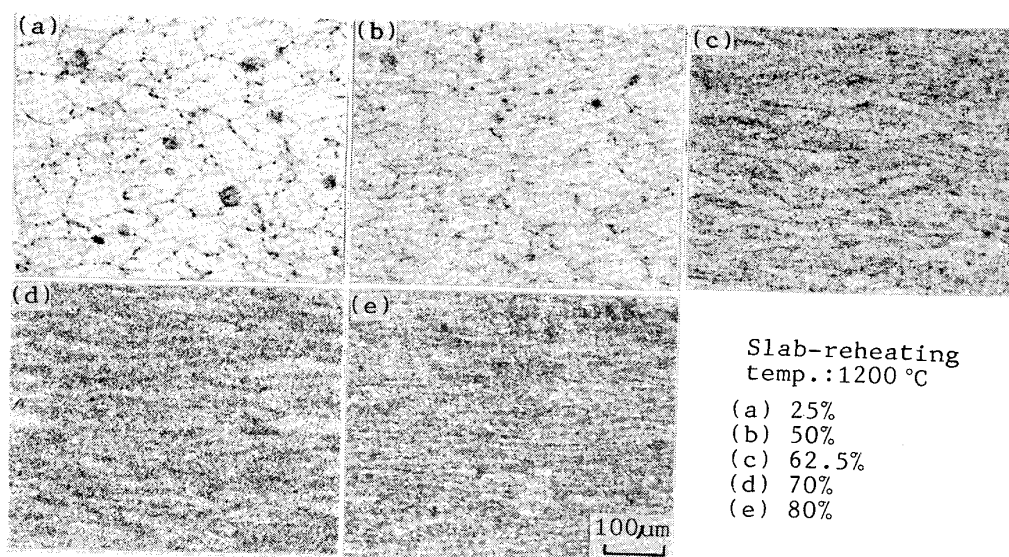


Photo. 3. Change in distribution of boron with total reduction in the non-recrystallization region of austenite (Steel NB).

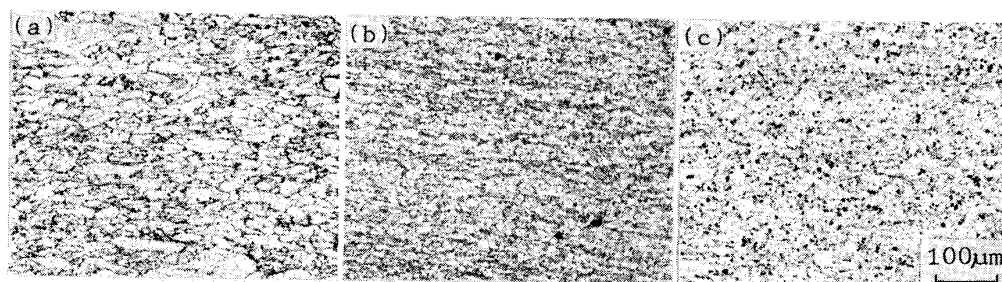


Photo. 4. Change in distribution of boron with total reduction in the non-recrystallization region of austenite (Steel NB).

されるためと考えられる。

一方、再加熱温度 1000 °C の場合、圧下量 62.5%、70% では旧  $\gamma$  粒界に B の凝集が観察されるが、 $Fe_{23}(CB)_6$  の析出は観察されない。圧下量 80% では多数の  $Fe_{23}(CB)_6$  の析出が  $\gamma$  粒界および粒内に観察される。

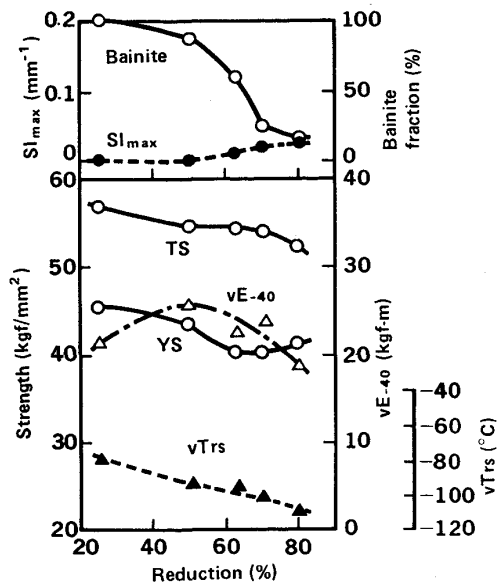
なお本実験に使用した鋼では溶解度積から見て、B は再加熱時には  $\gamma$  中に完全に固溶していると考えてよい。実際、再加熱直後に水冷した試料では B は旧  $\gamma$  粒界に偏析し、 $Fe_{23}(CB)_6$  は観察されない。B の偏析、析出は UENO ら<sup>5)</sup> が指摘しているように圧延途中あるいは圧延後の冷却時に起こると考えるのが妥当である。圧下直後に  $\gamma$  粒界へ偏析すると仮定すれば  $\gamma$  未再結晶域圧延では力学的に  $\gamma$  粒界が移動するため  $\gamma$  粒界に偏析した B はそのまま次の圧下へ受け継がれることになる。これでは B は延伸  $\gamma$  粒界にのみ偏析することになり、本実験の FTE 法で観察された  $\gamma$  未再結晶域圧下量が大きい領域でのほぼ一様な B 分布と矛盾する<sup>6)</sup>。

## 4. 考 察

### 4.1 固溶 Nb の役割

化学成分、プロセス条件による機械的性質、マイクロ組織および B 分布の変化には固溶 Nb が重要な役割を果たす。

まず C 量による諸性質の変化と固溶 Nb 量の関係について考えよう。Fig. 6 に C による鋼板の固溶 Nb 量の変化を示す。C 量が増加するにつれ固溶 Nb は減少する。この理由は溶解度積から明らかなように C 量が高いとスラブ再加熱時における Nb 溶解量が減少することおよび圧延中に未溶解 NbC を核として Nb が析出しやすくなることによると考えられる。C 量が 0.040% を超えると固溶 Nb は急激に減少する。0.057% 以上の C 量で  $Fe_{23}(CB)_6$  が析出するのは、高 C になると Nb で固定し切れない C が増加して  $Fe_{23}(CB)_6$  の析出に必要な C の供給を抑え切れなくなり、 $\gamma$  粒界だけでなく粒内へも  $Fe_{23}$



Slab-reheating temp. : 1000°C

Fig. 5. Effect of total reduction in non-recrystallization region of austenite on the properties of plate (Steel NB).

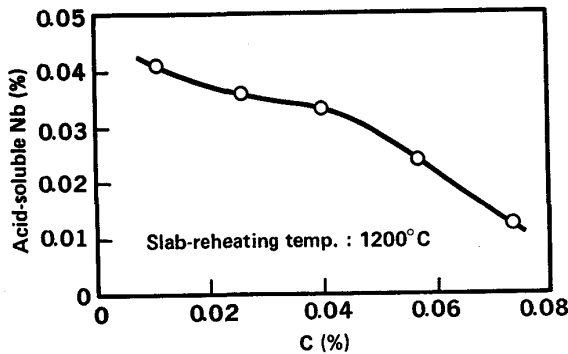
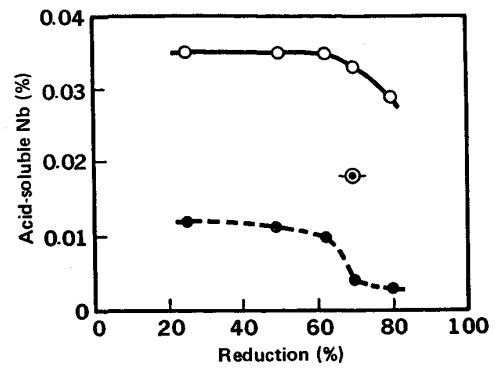


Fig. 6. Change of acid-soluble niobium in plate with carbon content (Steel C1~C5).

(CB)<sub>6</sub>の析出が起こりやすい条件が整えられるためと考えられる。0.057% C 鋼では約 0.025% の固溶 Nb が存在するが, Fe<sub>23</sub>(CB)<sub>6</sub>の析出抑制にはより多くの固溶 Nb が必要と考えられる。粗大な Fe<sub>23</sub>(CB)<sub>6</sub>が析出すると偏析 B 量の不足, Fe<sub>23</sub>(CB)<sub>6</sub>からのフェライト生成により B 鋼の  $\gamma$ - $\alpha$  変態が加速される<sup>7)8)</sup>。

以上の結果から, 約 0.06% 以上の C 量で強度, 靱性が劣化するのは固溶 C の増加, 固溶 Nb の不足によつて粗大な Fe<sub>23</sub>(CB)<sub>6</sub>が析出し,  $\gamma$ - $\alpha$  変態温度が著しく上昇する結果, ポリゴナル・フェライトが出現したり, さらには ( $\gamma$ + $\alpha$ ) 2 相域から加速冷却され, ミクロ組織がフェライトとベイナイト, マルテンサイト層状組織になるためと考えられる。

次にプロセス条件による諸性質の変化と固溶 Nb 量の関係について考えよう。Fig. 7 にスラブ再加熱温度,  $\gamma$



Reheating temp. (°C)  
○ : 1200   ● : 1100   ● : 1000

Fig. 7. Change of acid-soluble niobium in plate with total reduction in non-recrystallization region of austenite (Steel NB).

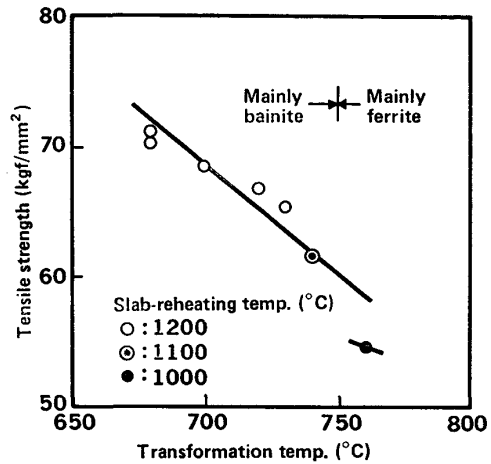


Fig. 8. Effect of  $\gamma$ - $\alpha$  transformation temperature on the tensile strength of plate (Steel NB).

未再結晶域圧下量による鋼板の固溶 Nb 量の変化を示す。再加熱温度の低下,  $\gamma$  未再結晶域圧下量の増大はともに固溶 Nb を減少させる。 $\gamma$  未再結晶域圧下量の増大およびこの圧延温度域の低下による固溶 Nb の減少は主として  $\gamma$  地への NbC の歪み誘起析出の増加による。再加熱温度 1200°C, 1100°C では固溶 Nb が十分に存在するため, ほぼ一様な低炭素ベイナイト組織が得られる。再加熱温度 1200°C では, 圧下量が 70% 以上で固溶 Nb はわずかに減少する。これは Fig. 4 におけるベイナイト分率, 強度の低下をよく説明する。しかし圧下量 80% でも十分に固溶 Nb が存在するため, Fe<sub>23</sub>(CB)<sub>6</sub>の析出は抑制され, ベイナイト分率の減少は少ない。もちろんベイナイト分率, 強度の低下には固溶 Nb の減少の他,  $\gamma$  組織の微細化による焼入性の低下も影響すると考えられる。再加熱温度 1000°C では圧下量が 50% 以下の場合, 固溶 Nb 量は約 0.01% と少ないが, B は比較的明瞭に  $\gamma$  粒界へ偏析, 低炭素ベイナイト主

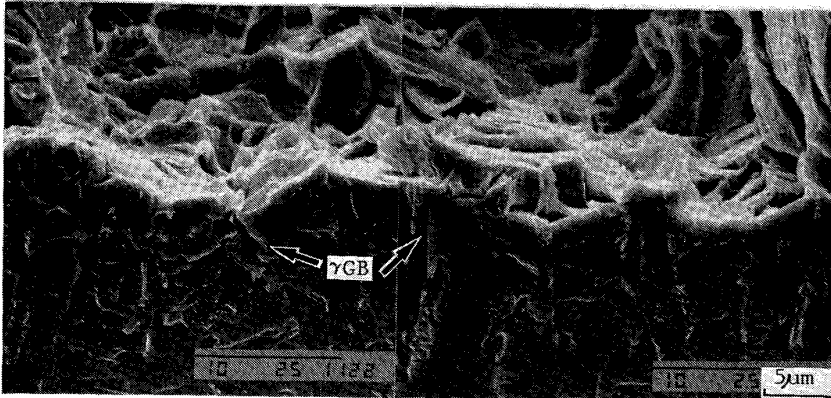


Photo. 5. Three dimensional view of brittle fracture surface and microstructure (Total reduction in non-recrystallization region of austenite : 62.5%).

体の組織になる。圧下量が増大すると固溶 Nb は減少し圧下量 70% では  $\gamma$  粒界への B の凝集が起こり、 $\gamma$ - $\alpha$  変態前の固溶 Nb の減少、 $\gamma$  組織の微細化と相まってベイナイト分率は著しく低下する。そして圧下量 80% では固溶 Nb の不足が著しくなり、多数の  $\text{Fe}_{23}(\text{CB})_6$  が析出して B の  $\gamma$ - $\alpha$  変態抑制効果は極めて弱くなる。その結果、マイクロ組織はポリゴナル・フェライト主体の組織になる。

以上のように、化学成分、プロセス条件による強度、ベイナイト分率および B 分布の変化は鋼板の固溶 Nb 量によつて統一的に説明することができる。しかし定量的かつ厳密な議論にはさらに検討を要する。

#### 4.2 強度支配因子

一様な低炭素ベイナイト組織であつてもスラブ再加熱温度によつて強度は大きく異なる。再加熱温度によつて異なる冶金因子は再加熱時の固溶 Nb 量と  $\gamma$  粒の大きさである。固溶 Nb 量、 $\gamma$  粒の大きさは鋼の  $\gamma$ - $\alpha$  変態に影響をおよぼし  $\gamma$ - $\alpha$  変態温度を変化させる。したがつて Nb-B 複合添加によつて一様な低炭素ベイナイト組織が得られても、強度が異なるのはその生成温度が異なるためと考えられる<sup>9)</sup>。

Fig. 8 は Fig. 3, 4 の圧延条件に相当する鋼板を圧延後、種々の温度から水焼入れして  $\gamma$ - $\alpha$  変態温度を求め、 $\gamma$ - $\alpha$  変態温度と TS との関係のプロットしたものである。低炭素ベイナイト主体組織である再加熱温度 1200, 1100°C の TS と変態温度とはよく対応し、強度は変態温度が低いほど高い。再加熱温度 1000°C ではフェライト主体組織となるため TS は低強度側に位置する。低炭素ベイナイト組織域で、変態温度が 10 degC 高くなると TS は約 1.8 kgf/mm<sup>2</sup> 低下する。この値は新倉ら<sup>10)</sup>が求めた低 C 化による変態温度約 10 degC の上昇に伴う強度の低下約 1.5 kgf/mm<sup>2</sup> とほぼ一致する。

ベイナイト鋼の強度はベイナイトラス幅、転位密度、高炭素マルテンサイトのサイズと分布状態、ベイニチ

ク・フェライトの固溶 C 量などに依存する。ベイナイト鋼の強度が再加熱温度によつて異なるのはベイナイト生成温度が異なり、これらの冶金因子が変化するためである<sup>9)</sup>。また Nb-B 鋼では NbC の析出硬化も再加熱温度による強度変化に大きく寄与すると考えられる。NbC は変態温度が低いほど、微細に析出し、その単位析出量当たりの析出硬化能は大きくなる。Nb は固溶 Nb による変態強化と NbC による析出硬化の両方で強度を増加させる特異な元素である。

#### 4.3 低温靱性支配因子

QT 型ベイナイト鋼においてへき開破壊に対して有効な大傾角粒界は、旧  $\gamma$  粒界と極く一部のパケット粒界である。低温靱性はこれらの粒界によつて決定される有効結晶粒径によつて支配される。圧延によつて未再結晶化した  $\gamma$  組織から変態したベイナイト鋼における低温靱性 (vTrs) を同様な方法で整理して見よう<sup>4)9)10)</sup>。

Photo. 5 に 1200°C 再加熱、 $\gamma$  未再結晶域圧下量 62.5% の鋼板のマイクロ組織とへき開破面を 45° 方向から同時に観察した三次元 SEM 写真を示す。マイクロ組織観察面は圧延方向と直角な断面、クラック進行方向は圧延方向 (L 方向) である。この写真から次の二つのことが理解できる。

1) へき開破面において板厚方向 (Z 方向) の破面サイズは旧  $\gamma$  粒界あるいはポリゴナル・フェライト粒界で決定される。

2) クラック進行方向 (L 方向) の破面サイズは Z 方向の破面サイズにほぼ等しい。

上述の二つの事実から圧延方向と直角な方向 (T 方向) の低温靱性は旧  $\gamma$  粒界およびポリゴナル・フェライト粒界を考慮した Z 方向の破面サイズ (有効結晶粒径) で決まると考えることができる。そこで  $\gamma$  未再結晶域圧下量による低温靱性の変化を調べた鋼 (Fig. 4, 5) において、有効結晶粒径を光学顕微鏡による切断法によつて求めた。ここで破壊に対して有効な粒界としては旧  $\gamma$  粒界

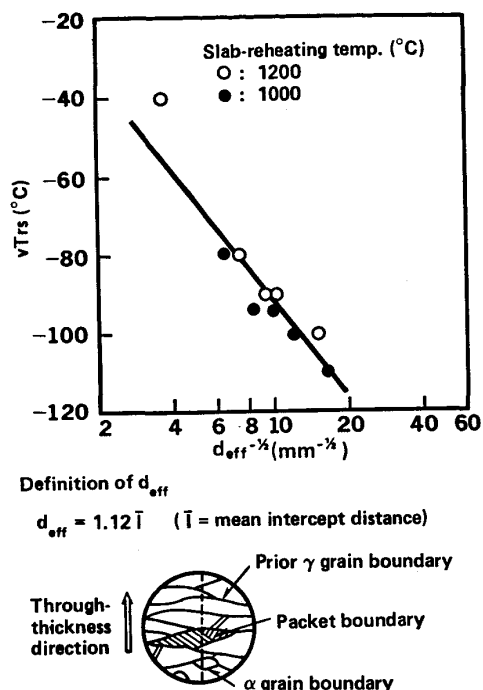


Fig. 9. Relationship between Charpy V-notch transition temperature and effective bainitic ferrite grain size (Steel NB).

およびポリゴナル・フェライト粒界を採用し, これらの板厚方向での粒界間隔の平均として有効結晶粒径  $d_{eff}$  を定義した。

Fig. 9 に  $d_{eff}^{-1/2}$  と  $vTrs$  との関係を示す。マイクロ組織が低炭素ベイナイトであるかポリゴナル・フェライトであるかにかかわらず, また強度と無関係に  $d_{eff}^{-1/2}$  と  $vTrs$  は一本の直線で密接に関係づけられる。したがって水冷型 TMCP における低炭素ベイナイト鋼の低温靱性は QT 型ベイナイト鋼と同様, 有効結晶粒の概念によつて説明することができる。

## 5. 結 論

水冷型 TMCP において, Nb-B 鋼の機械的性質, ミクロ組織におよぼす化学成分, プロセス条件の影響について検討した。また低 C-Nb-B 系ベイナイト鋼の強靱化機構について議論した。

本論文で得られた主な結論は以下のとおりである。

1) 1.05%Mn 系において, C量が 0.01~0.04% のとき, 微細な低炭素ベイナイト組織となり, 優れた強度と靱性のバランスが得られた。C量が約 0.06% 以上になるとフェライトとベイナイト, マルテンサイトの層状

組織となつて低温靱性が悪くなる。これはC量が高くなると Nb で固定し切れないCが増加するため,  $\gamma$  粒界および粒内に  $Fe_{23}(CB)_6$  が析出し,  $\gamma$ - $\alpha$  変態抑制効果が著しく低下するためである。

2) Mn 量が増えると低炭素ベイナイト組織が増加, かつ微細化し, 強度と靱性の両方に好結果をもたらす。Mn 量によつて B の分布は変化しない。

3) スラブ再加熱温度の低下は固溶 Nb を減少させ, 強度を著しく低下させるが, 低温靱性の改善効果は少ない。低炭素ベイナイト鋼においても,  $\gamma$  未再結晶域圧下量の増大は低温靱性の改善に極めて有効である。

4) B は  $\gamma$  未再結晶域圧下量が小さい場合には  $\gamma$  粒界に比較的明瞭に偏析し, 圧下量の増大とともに双晶境界, 変形帯などの格子欠陥にも偏析するようになる。その結果, 圧下量の大きい場合, B はほぼ一様な分布を示すが, これは  $\gamma$ - $\alpha$  変態を強力に抑制する。

5) 水冷型 TMCP におけるベイナイト鋼の強度はベイナイト生成温度と相関があり, また低温靱性は旧  $\gamma$  粒界, フェライト粒界を考慮して求めた板厚方向の有効結晶粒径によつて一義的に決まる。

終わりに, 本研究を遂行するにあたり, 有益なご助言をいただいた新日本製鉄(株)第一技術研究所関根 寛博士に深く感謝いたします。

## 文 献

- 1) 為広 博, 村田正彦, 土生隆一, 南雲道彦: 鉄と鋼, 72 (1986), p. 458
- 2) 川村利郎, 渡辺四郎, 鈴木節雄: 日本金属学会誌, 32 (1968), p. 180; 35 (1968), p. 891
- 3) H. GONDOH, H. NAKASUGI, H. MATSUDA, H. TAMEHIRO and H. CHINO: Nippon Steel Technical Report, 14 (1979), p. 55
- 4) S. MATSUDA, T. INOUE, H. MIMURA and K. OKAMURA: Toward Improved Ductility and toughness (1971), p. 45 [Climax Molybdenum]
- 5) M. UENO and T. INOUE: Trans. ISIJ, 13 (1973), p. 210
- 6) 渡辺征一, 大谷泰夫, 邦武立郎: 鉄と鋼, 62 (1976), p. 1842
- 7) Y. OHMORI: Trans. ISIJ, 11 (1971), p. 339
- 8) Ph. MAINTREPIERRE, D. THIVELLIER and R. TRICOT: Metall. Trans., 6A (1975), p. 287
- 9) F. B. PICKERING: Micro Alloying 75 (1975), p. 9 [Union Carbide]
- 10) 新倉正和, 山本定弘, 大内千秋, 小指軍夫: 鉄と鋼, 70 (1984), p. 1429