

論 文

制御圧延-加速冷却鋼における Nb-B
複合添加の効果為広 博*・村田 正彦*・土生 隆一*²・南雲 道彦*³Effect of Combined Addition of Niobium and Boron on
Thermomechanically Processed Steel

Hiroshi TAMEHIRO, Masahiko MURATA, Ryuichi HABU and Michihiko NAGUMO

Synopsis :

In the thermomechanical control process (TMCP) with accelerated cooling, the effect of the combined addition of boron with a grain-refining element, niobium, vanadium or titanium, on the mechanical properties and microstructures of low-carbon steels was studied. It was found that although the single addition of boron has little effect on the steel properties, the combined niobium-boron addition conspicuously improves the strength and toughness balance. In the case of the single addition of boron, coarse $Fe_{23}(CB)_6$ precipitates at γ -grain boundaries after rolling, and the γ - α transformation suppressing effect by boron is remarkably weakened. Niobium addition to boron steel has the effect of suppressing the precipitation of $Fe_{23}(CB)_6$ and strongly retards the γ - α transformation, and hence produces a fine-grained bainitic structure. Titanium has the same effect as that of niobium, but vanadium does not. The strengthening and toughening mechanism of steels by the combined niobium-boron addition was also discussed by examining the effect of alloying elements on the recrystallization stop temperature of γ during rolling, γ - α transformation behavior and so on.

1. 結 言

微量B添加によつて、鋼の焼入性が著しく向上することが見出されて以来、Bの効果に関する研究が多くの人々によつてなされてきた^{1)~9)}。その結果、B鋼は80キロHTをはじめとする調質(QT)型高張力鋼⁸⁾のほか、溶接部靱性¹⁾⁹⁾¹⁰⁾の改善など広く応用されるようになった。最近ではBのもつ優れた効果は制御圧延(CR)鋼にも適用され、低炭素ベイナイト鋼¹¹⁾、大径ラインパイプ用極低炭素ベイナイト鋼^{12)~15)}が開発実用化されている。これらの鋼の特徴はNbとBを複合添加し、優れた強度、靱性と溶接性を同時に達成していることである。

しかし制御圧延¹⁶⁾では高温でのスラブ再加熱、オーステナイト(γ)再結晶域圧延につづいて未再結晶域で圧延が行われるため、フェライト(α)粒は延伸化して面積が増え、歪みが集中した γ 粒界に加えて γ 粒内の双晶境界¹⁷⁾や変形帯¹⁸⁾にも生成するようになる。このような場合、CR鋼のB分布、 γ - α 変態挙動は焼入時には等方的な歪みのない γ 粒から成るQT鋼とは著しく異なると考えられる。しかし従来のB鋼の研究はQT鋼の分野が中心であり、残念ながら、CR鋼におけるBの

挙動とその効果に関する基礎的研究は極めて少ないのが現状である¹⁹⁾²⁰⁾。

新しい厚板製造法として登場した水冷型TMCP(Thermomechanical Control Process)においては、加速冷却によつて従来は例外的にしか利用できなかったベイナイト組織による変態強化を、また直接焼入れによつてQTではほとんど享受できなかったNbによる析出硬化を、制御圧延との有機的な結合の下で効果的に利用できる可能性がある。これらの場合に、初析 α の出現を抑えるBの正しい使い方が決定的な役割を果たすであろうことは言をまたない。

本研究の目的はその効果を最大限発揮するようなBの利用技術を確立することにある。具体的には、極低C鋼へのBの単独添加あるいはBと制御圧延には欠かせない結晶粒微細化元素Nb、Ti、Vの複合添加が制御圧延、加速冷却後の機械的性質、ミクロ組織に与える影響を検討し、その機構を明らかにすることにある。

2. 実験方法

供試鋼は150kg真空溶解炉で実験室溶解し、50kg鋼塊(125mm×125mm×350mm)に鑄造した。化学成

昭和57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)君津技術研究所 (Kimitsu R & D Lab., Nippon Steel Corp., 1 Kimitsu Kimitsu 299-11)

*² 新日本製鉄(株)君津技術研究所 工博 (Kimitsu R & D Lab., Nippon Steel Corp.)

*³ 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.

Steel	C	Si	Mn	P	S	Nb	V	Ti	B	Al	N	Ceq. *)
Base	0.032	0.15	1.50	0.002	0.0005	—	—	0.020	—	0.025	0.0018	0.282
B	"	"	"	"	"	—	—	"	0.0011	"	"	"
Nb	0.032	0.16	1.52	0.002	0.0005	0.046	—	0.020	—	0.026	0.0019	0.285
Nb-B	"	"	"	"	"	"	—	"	0.0011	"	"	"
Ti	0.032	0.16	1.50	0.002	0.0005	—	—	0.071	—	0.022	0.0024	0.284
Ti-B	"	"	"	"	"	—	—	"	0.0012	"	"	"
V	0.030	0.15	1.51	0.002	0.0005	—	0.076	0.020	—	0.028	0.0025	0.282
V-B	"	"	"	"	"	—	"	"	0.0011	"	"	0.297

*) Ceq. = C + Mn/6 + (Ni + Cu) / 15 + (Cr + Mo + V) / 5

分を Table 1 に示す。供試鋼は低 C-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 77%、仕上温度約 800°C で板厚 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。圧延中の γ 未再結晶化温度を調べるため、1000°C 以上の γ 再結晶域で約 70% の圧下を加えた鋼板を圧下温度 850 ~ 1050°C、圧下率 10% で 3 パス連続圧延後、ただちに水焼入れし γ 粒を観察した。この実験ではパス間時間は約 5 s とした。また γ - α 変態温度を求めるため 870°C で圧延終了後、放冷中の鋼板 (冷却速度 1.5°C/s) を種々の温度から水焼入れし、マイクロ組織を観察した。

機械的性質は圧延と直角方向において、全厚引張試験、フルサイズ 2 mm V ノッチシャルピー試験を行って調べた。B 分布は Fission Track Etching (FTE) 法で観察し、析出物を透過型電子顕微鏡 (TEM) によつて観察、電子線回折によつて同定した。さらに光学顕微鏡、TEM によるマイクロ組織の観察、加工フォーマスターによる γ - α 変態挙動の調査などを実施した。

3. 実験結果

3.1 機械的性質

Fig. 1, 2, 3 に強度、靱性におよぼす B および Nb,

V, Ti の影響を示す。すべての鋼においてシャルピー衝撃破面上にセパレーションは認められず、かつ低 S であるため、シャルピー吸収エネルギー (vE_{40}) は極めて高い。低 C のベース鋼に、B を単独添加しても材質上の効果は著しく小さい。強度上昇は TS でわずか 3.5 kgf/mm² であり、 $vTrs$ が 10 degC 劣化する。Nb 単独添加は $vTrs$ を劣化させずに TS を約 11 kgf/mm² 高めるが、この効果は従来の研究結果から予測できるものである²¹⁾。材質上顕著な効果は Nb と B の複合添加によつて達成できる。TS は約 20 kgf/mm² も増加するが、 $vTrs$ の劣化はわずか約 10 degC である。この効果

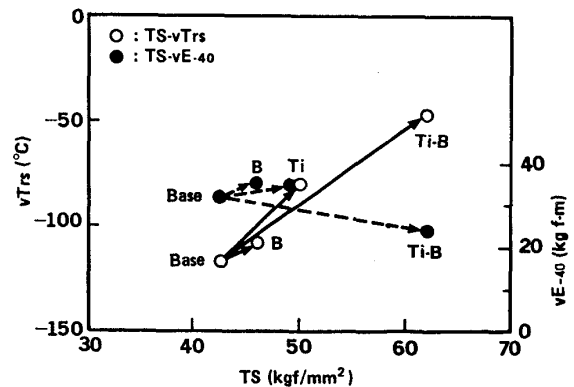


Fig. 2. Effect of titanium-boron addition on the mechanical properties of plate.

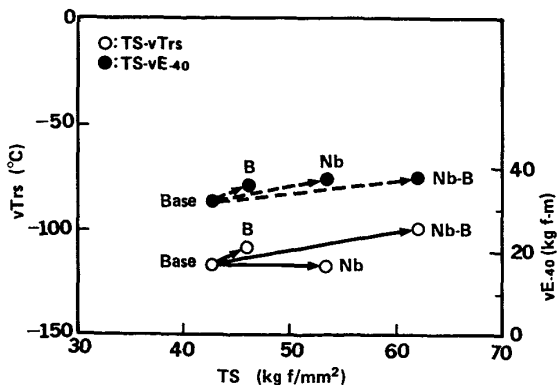


Fig. 1. Effect of niobium-boron addition on the mechanical properties of plate.

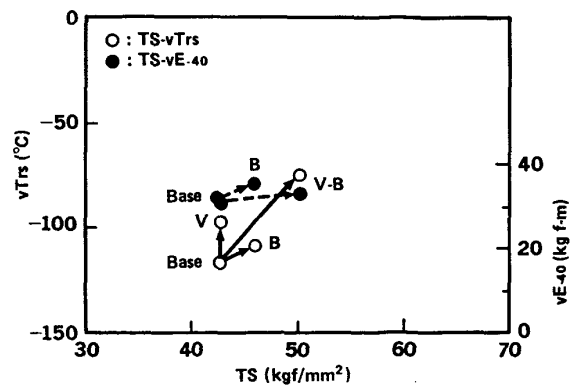
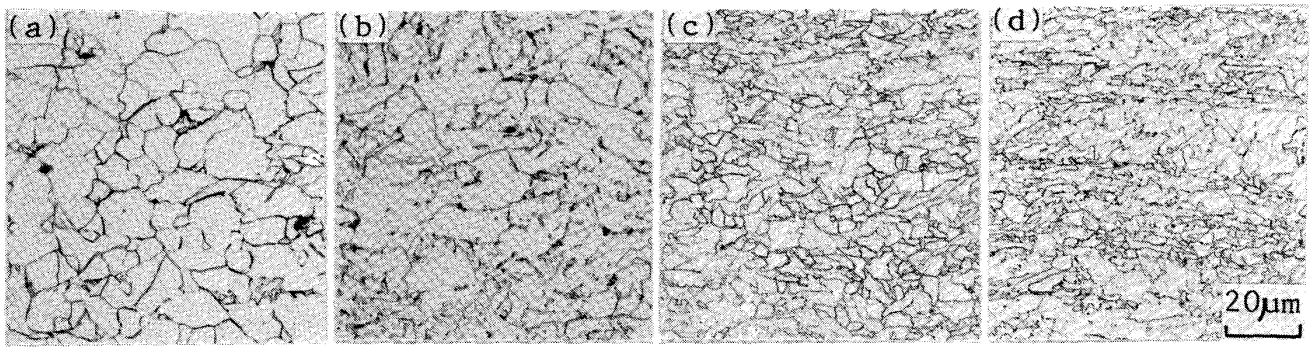
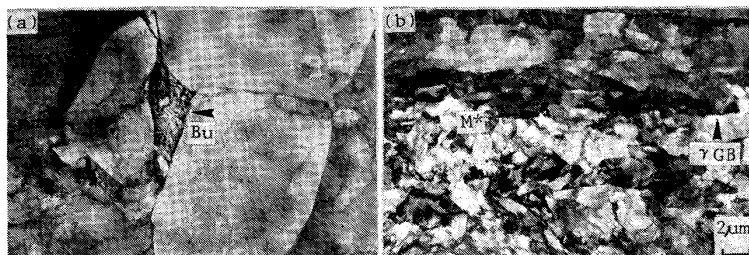


Fig. 3. Effect of vanadium-boron addition on the mechanical properties of plate.



(a) Base steel, (b) B steel, (c) Nb steel, (d) Nb-B steel

Photo. 1. Microstructural change of plate with alloying element.



(a) B steel, (b) Nb-B steel

Photo. 2. Transmission electron micrograph showing microstructure of plate.

は Nb, B 単独添加によつて得られる効果に比べはるかに大きい。Ti を化学量論的に N 当量以上に添加した Ti-B 鋼においても Nb-B 鋼と同様、顕著な強度上昇が得られるが、低温靱性の劣化が著しい。V-B 複合添加による強度上昇は Nb-B, Ti-B 複合添加に比較して小さく、低温靱性の劣化が大きい。V-B 複合添加は TS を約 8 kgf/mm² 増加し、vTrs を約 40 degC 劣化させる。これは V の焼入性向上効果が極めて小さいこと²²⁾、および低 C-低 N 鋼では V の析出硬化が得難いためと考えられる。

3.2 ミクロ組織

Photo. 1 にベース, B, Nb および Nb-B 系鋼板の光学顕微鏡組織を示す。ベース, B, Nb 鋼の組織は上部ベイナイト (Bu), 高炭素マルテンサイト (M*) を含むポリゴナル・フェライト主体の組織である。ここではポリゴナル・フェライト以外の組織をベイナイトと考えた。Nb 添加は α 粒径を小さくしベイナイト分率を増加させる。B 添加もベイナイト分率を増加させるが、 α 粒径はベース鋼に比べやや大きい。Nb-B 鋼の組織はポリゴナル・フェライトを含まない微細なベイナイト単相組織で、組織中には延伸化した旧 γ 粒界が観察される。TEM によつて詳しく観察すると (Photo. 2), 旧 γ 粒内部は幅が 0.5~2 μ m 程度のベイナイト・ラスからなり、旧 γ 粒界、ラス粒界には高転位密度の微細な M* が存在する。マルテンサイト内部にはしばしば双晶が観

察される。先に、この鋼の組織は光学顕微鏡観察からベイナイト単相と判定したが、TEM ではラス境界、内部にセメントイトが観察されないことから、厳密にはベイナイト・フェライト+微細な高炭素マルテンサイトとすべきであろう。ここでは便宜上、この組織を低炭素ベイナイトと呼ぶことにする。これに対して B 鋼のベイナイトはいわゆるラス状フェライトとセメントイトから成る Bu で、M* は少ない。Ti あるいは V 鋼のマイクロ組織は α 粒径、ベイナイト分率の違いはあるものの Nb 鋼と同じ、Bu を含むフェライト主体の組織である。一方、Ti-B 鋼では Nb-B 鋼と同様、明瞭な旧 γ 粒界が観察される低炭素ベイナイト単相組織である。しかし Nb-B 鋼に比べて組織の微細化が不十分である。この理由の一つとして鋼塊加熱時の γ 粒が粗大であることが挙げられる[†]。V-B 鋼では V 鋼に比べ、ベイナイト分率は増加するが、フェライトとベイナイトとの混合組織で延伸化した旧 γ 粒界は認められない。

3.3 オーステナイトの未再結晶化温度

Fig. 4 に添加元素による γ 未再結晶化温度の変化を示す。ベース, V 鋼は 850°C の圧下温度でも γ 粒は延伸化しない。Fig. 5 に示すように γ - α 変態温度が高いことを考慮すると、本実験の加熱圧延条件では明確な γ 未再結晶域が存在するかどうか疑問である。単独添加で

[†] 鋼塊再加熱時の γ 粒度は微量 Ti 鋼では約 3.0, Ti, Ti-B 鋼では -0.2 であった。

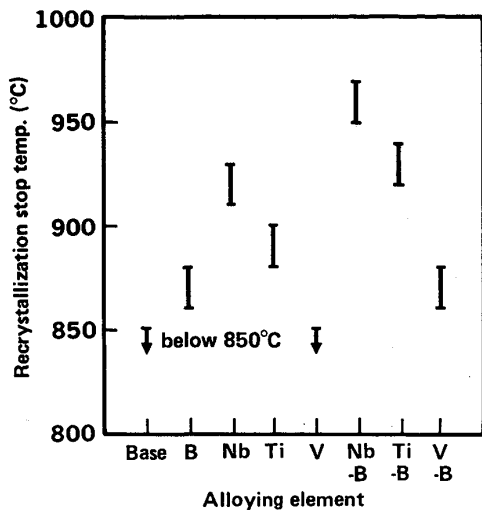


Fig. 4. Effect of alloying element on the recrystallization stop temperature of austenite.

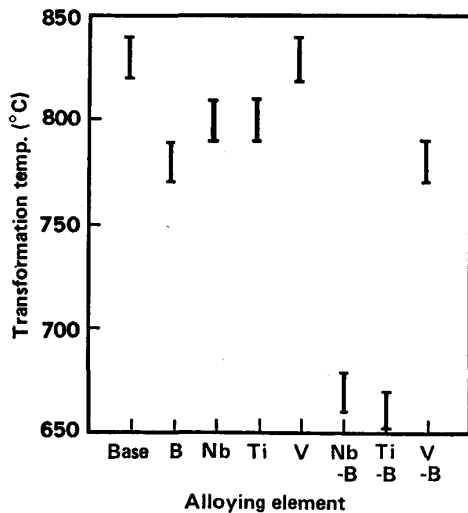


Fig. 5. Effect of alloying element on the γ - α transformation temperature of plate.

は Nb, Ti, B の順に再結晶抑制能力が強い。注目すべきことは微量の B が再結晶抑制能力を有することで、その γ 未再結晶化温度は約 870°C である。B が γ の再結晶を抑制する機構は、B と転位 (空孔) との強い相互作用によつて回復が抑制されるためと考えられる。Nb-B, Ti-B 複合添加によつて γ 未再結晶化温度は単独添加に比べさらに上昇する。これは、3.5 節の B 分布から明らかかなように Nb, Ti 添加によつて固溶 B が増加するためと考えられる。V-B 複合添加では B 単独添加と変わらない。Nb-B 鋼が Ti-B 鋼に比べ γ 未再結晶化温度が高いことは γ 組織の微細化を通じて、Nb-B 鋼の低温靱性確保に有効であつたと考えられる。

3.4 γ - α 変態挙動

Fig. 5 に添加元素による γ - α 変態温度の変化を示

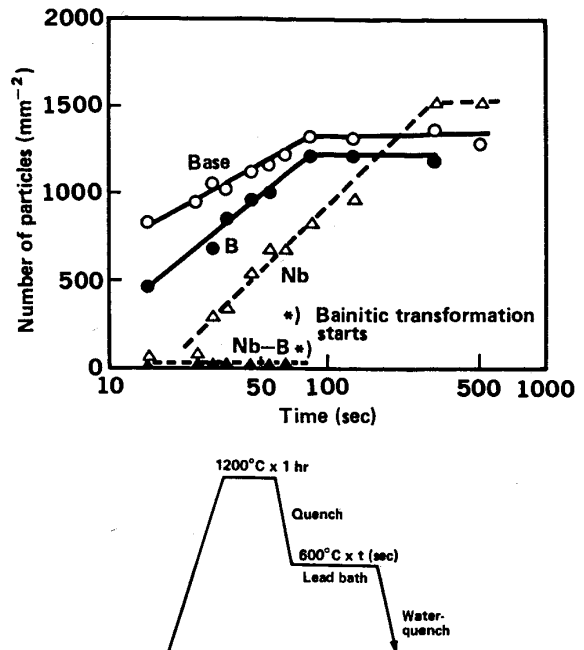


Fig. 6. Number of polygonal ferrite particles per unit area as a function of time at 600°C.

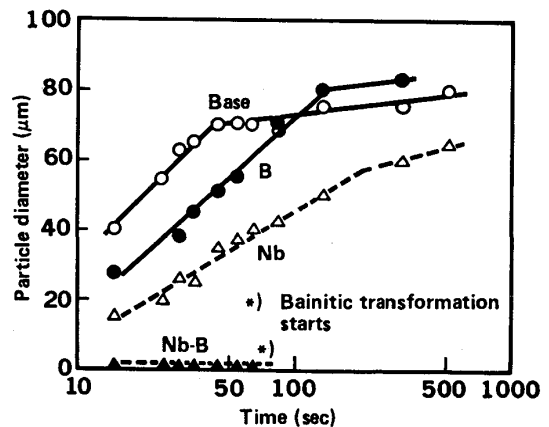


Fig. 7. Diameter of largest polygonal ferrite particles as a function of time at 600°C.

す。ベース鋼への B 添加は変態温度を約 40 degC 低下させ、Nb, Ti 添加は γ 粒を微細化し延伸化するにもかかわらず、変態温度を約 20 degC 下げる。これは再加熱時の固溶 Nb, Ti による γ - α 変態抑制効果と考えられる。Nb-B, Ti-B 複合添加による変態温度の低下はさらに大きい。Nb-B 鋼の変態温度は約 670°C で、ベース鋼に比べて 150 degC も低い。

Fig. 6, 7 に加工なしの等温変態における γ 粒界上の α 核生成速度と成長速度を示す。 γ 化温度は 1200°C \times 1h で Nb は完全固溶状態にある。特徴的なことは Nb 鋼の α 核生成までの潜伏期が B 鋼より長く、また α 核成長速度が遅いことである²³⁾。その結果、変態完了後の α 粒径は最も微細になる。B 鋼はベース鋼に比べ α 核

生成速度, 生成終了までの時間は変わらないが, 核生成の潜伏期は長い. 一方, α 粒の成長速度は変わらず核生成終了後も成長を続けるので, α 粒径は最も大きい. Nb-B 鋼では γ - α 変態抑制効果はさらに強くなり Nb, B 鋼とは異なつた変態特性を示す. γ 粒界上にはポリゴナル・フェライトは全く形成されず, 長い潜伏期を経て, 主として γ 粒界から片方の γ 粒内に向かつてベイナイト変態型のベイニチック・フェライトが発生, 成長する. それゆえ変態組織には明瞭な旧 γ 粒界が保存される.

次に γ - α 変態におよぼす加工の影響を検討して見よう. Fig. 8 は加工フォーマスターによつて得られた加

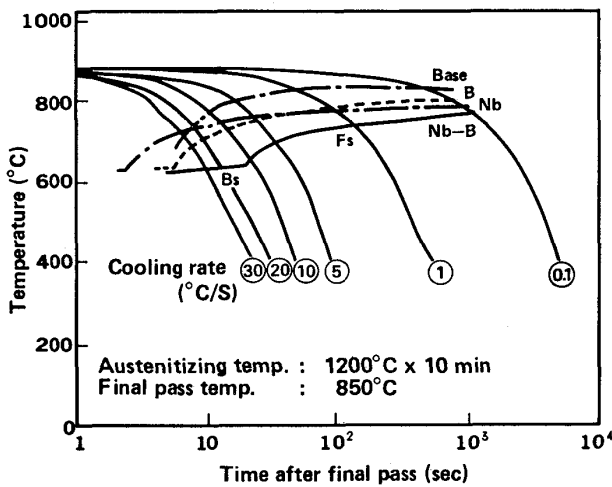


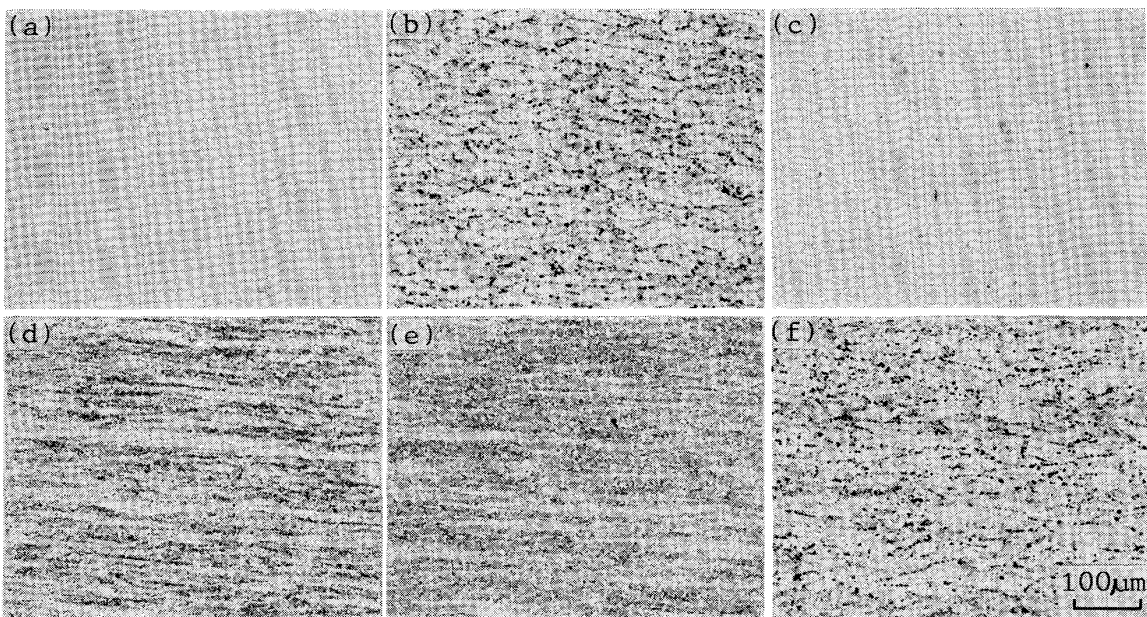
Fig. 8. CCT diagram obtained by a hot deformation simulator.

工 CCT 図である²⁴⁾. 熱間加工が加わると γ - α 変態曲線は高温, 短時間側に移行するが, この傾向は Nb 鋼の高冷却速度域において強い. これは Nb 鋼の γ 粒がベース, B 鋼に比べ加工によつて再結晶せず, α 核生成位置が増加するためと考えられる. 高冷却速度域と低冷却速度域で Nb 鋼とベース, B 鋼の変態曲線が逆転するが, この原因もやはり, Nb 鋼の加工 γ 組織が微細で焼入性が低く, 冷却速度の増加による変態温度の低下効果が小さいためと考えられる. Nb-B 鋼では加工が加わつても変態曲線は安定して長時間, 低温側にある. Nb-B 鋼は γ 組織が Nb 鋼と同じく微細化するにもかかわらず, 加工の影響を極めて受けにくいことは注目すべきである.

3.5 B 分布

Photo. 3 に FTE 法によつて観察した鋼板の B 分布を示す. QT 鋼との大きな違いは旧 γ 粒界への明瞭な偏析は認め難いことである. B 分布からわずかに未再結晶化した γ 粒界を推定することができる^{†2}. 注目すべきことは材質上顕著な効果が得られない B, V-B 鋼では析出物状に分布する B が γ 粒界に多数観察されることである. この析出物状の B は鋼塊再加熱ままの試料では認められないことから, 圧延中の温度低下にともない延伸化した γ 粒界に析出したものと考えられる. Photo. 4 に B 鋼で観察される代表的析出物の TEM 写真を示

†2 γ 未再結晶域での圧下量大きい場合, γ 粒界と粒内の変形帯, 双晶境界との区別は極めて難しく, γ 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.



(a) Base Steel, (b) B steel, (c) Nb steel, (d) Nb-B steel, (e) Ti-B steel, (f) V-B steel
Photo. 3. Distribution of boron in plate observed by FTE method.

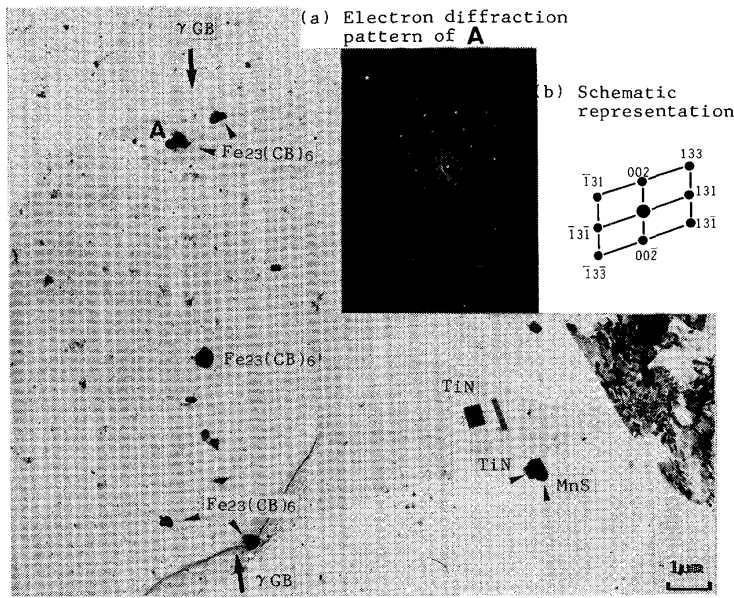


Photo. 4. Transmission electron micrograph showing precipitates in steel B plate.

す。電子線回折によつて析出物は $Fe_{23}(CB)_6$ 、TiN、MnS と同定された。したがつて FTE 法で観察される析出物状の B は Borocarbide $Fe_{23}(CB)_6$ である。 $Fe_{23}(CB)_6$ は γ 粒界と考えられるところに連続して析出しているのが特徴である。

一方、Nb-B、Ti-B 鋼では $Fe_{23}(CB)_6$ は全く観察されない。このような極低 C 鋼への炭化物形成元素である Nb、Ti の添加は圧延中の $Fe_{23}(CB)_6$ の粒界析出を抑制し、B 鋼の γ - α 変態抑制効果を保証する効果をもつ。

4. 考 察

4.1 Nb-B 複合添加による γ - α 変態抑制の機構

Nb-B 複合添加による γ - α 変態抑制の機構について考えて見よう。Nb、B は単独添加でも γ 粒界からの α 核生成を抑制し、また Nb は α 核の成長速度をも遅らせる。しかし Nb 単独では、 γ 未再結晶域で十分に圧延が行われると γ 組織の微細化、加工歪みによる変態の促進によつて、この効果は著しく損なわれる (Fig. 8)。B 鋼は Nb 鋼に比べ γ 再結晶温度が低く γ の焼入性低下の効果が弱いため、この傾向は小さいが、B 鋼では圧延によつて $0.5 \mu m$ 程度のサイズの $Fe_{23}(CB)_6$ が延伸化した γ 粒界に多数析出する。粗大な $Fe_{23}(CB)_6$ が析出すると γ 粒界の偏析 B 量の不足、あるいは $Fe_{23}(CB)_6$ からの α 核生成によつて、B の γ - α 変態抑制効果が低下することはよく知られている²⁵⁾²⁶⁾。Nb-B 鋼では $Fe_{23}(CB)_6$ の析出は観察されず、B はほぼ一様な分布 (偏析) を示し、 γ - α 変態を強力に抑制する。

制御圧延で γ 未再結晶域圧延が行われると α 核は延伸化した γ 粒界のみならず、粒内に存在する双晶境界や変形帯など格子欠陥からも生成する。Photo. 3 に見られた粒内の B 分布は B がすべての α 核生成可能位置に偏析し、その生成を抑制していることを示唆する。

B 鋼では Photo. 3 のように γ 粒内への $Fe_{23}(CB)_6$ の析出は観測されていないので、圧延は $Fe_{23}(CB)_6$ の歪み誘起析出を起こさせているとは考え難い。 γ 粒界への $Fe_{23}(CB)_6$ の析出は B の粒界偏析が先行して進行するものと考えられる。高温域の圧延においては再結晶する度に新しい γ 粒界が生ずるので、圧延は $Fe_{23}(CB)_6$ の粒界析出を促進するか抑制するかはわからない。すなわち B のシンクは圧下ごとに移動するが、シンクまでの距離は圧下ごとに短くなるからである。しかし B 鋼への Nb 添加は、明瞭に $Fe_{23}(CB)_6$ の γ 粒界析出を抑え、 α 核生成位置への B の偏析を保証し、 γ の焼入性を高めている。これはこのような Ti 添加極低 C 系では、圧延による γ 中での NbC の歪み誘起析出が $Fe_{23}(CB)_6$ の析出に必要な C の供給を抑えるためと考えられる。もしそうなら、この効果は鋼の C 量の増加とともに減少してゆくはずである。

Nb がこのような効果をもつ一つの理由として、加工時における Nb の γ 再結晶抑制能力が強く、 γ 未再結晶域圧延によつて多数の格子欠陥が導入され、これらに B 原子がトラップされて $Fe_{23}(CB)_6$ を形成し難くなることも考えられる。

しかし $Fe_{23}(CB)_6$ の析出抑制のみでは γ - α 変態が、これほど抑制されるとは考え難く、さらに γ 中に固溶

する Nb による γ の安定化, Nb および B による C 拡散速度の遅延の効果も大きいと考えられる. 恒温変態の結果から明らかなように, Nb は本来, この効果は B よりも強いと考えられる. 船越ら¹⁶⁾による C 拡散係数の測定結果によれば, ペイナイト鋼に添加した 0.5%Mo, 0.05%Nb, 0.1%Ti は 1200°C 近傍では C の拡散を促進させ, 1050°C 付近ではあまり影響を与えず, 900°C 以下では逆に C 拡散を抑制する傾向がある. そして, この傾向は Nb, Ti が Mo よりも強い. C 拡散速度の遅延効果は $\text{Fe}_{23}(\text{CB})_6$ の析出抑制にも少なからず寄与すると考えられる.

さらに Nb-B 複合添加による強度向上の要因としては低炭素ペイナイト組織による変態強化に加え, γ - α 変態温度の低下, 加速冷却に基づく, Nb 析出硬化量の増大も大きいと思われる²¹⁾²⁷⁾. 適当に変態温度が低く, また圧延後, 適当な冷却速度で冷却されると NbC はより微細に析出し, 析出硬化能力が増大するからである.

Ti-B 複合添加による γ - α 変態抑制の機構は Nb-B 複合添加と同様と考えられる. 一方, V-B 複合添加で顕著な γ - α 変態抑制効果が得られない理由は, γ 中の V の溶解度が大きいことによる歪み誘起析出し難く, 粗大な $\text{Fe}_{23}(\text{CB})_6$ が析出するためと考えられる.

4.2 最適 B および Nb 量

QT 鋼では最大の焼入性が得られる最適固溶 B 量の範囲が存在し, その範囲は 3~5 ppm である⁸⁾²⁸⁾. 最適固溶 B 量は γ 粒界など α 核生成位置に偏析する B 量で決まるため, α 核生成位置の多い水冷型 TMCP 鋼の最適固溶 B 量は QT 鋼に比べ多いと考えられる.

Fig. 9 に機械的性質におよぼす B 量の影響を示す.

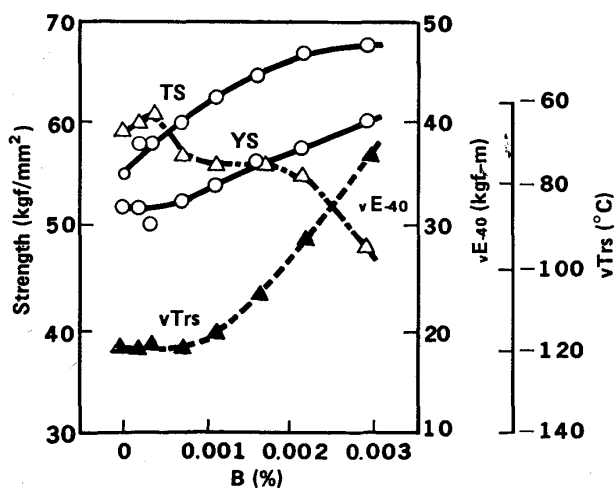


Fig. 9. Effect of boron content on the mechanical properties of plate. Base composition is 0.029% C-1.49%Mn-0.047%Nb-0.020%Ti-0.0020%N.

これらの鋼において N は Ti で完全に固定されているため, 添加した B は再加熱時にはすべて固溶状態にあると考えられる. 強度のみの観点からすれば B 量は多いほど望ましい. しかし約 0.001% 以上の B 量で低温靱性は急激に劣化する. B 量が増加すると光学顕微鏡組織において旧 γ 粒界が次第に明瞭になる. これは γ 粒界, 粒内への偏析 B 量が増え, α 核生成抑制能力が向上したためと考えられる. 約 0.003% の B 添加では $\text{Fe}_{23}(\text{CB})_6$ の析出が観察され, これ以上の B 添加は強度向上に余り役立たない. 水冷型 TMCP 鋼における B 量は低温靱性を考慮に入れ, 約 0.001% が適当と考えられる. この値は QT 鋼のほぼ 2 ないし 3 倍に相当する.

次に最適 Nb 量であるが, これは Nb 添加量でなく, スラブ再加熱時に固溶した Nb で議論すべきである. Fig. 10 に示すように強度は約 0.02% の Nb でほぼ飽和する傾向を示す. スラブ再加熱時に固溶する Nb は溶解度積から見て, この値よりかなり大きい過剰の固溶 Nb の一部は圧延中に析出し, γ 未再結晶化など γ 組織の微細化に寄与すると考えられる¹⁶⁾. また固溶 Nb をこのように主として変態強化に用いる場合には, Nb による析出硬化は変態開始温度の低下と析出可能域での急冷によつて単位析出量当たりの強度上昇こそ高いけれど, 析出量自身としては減少するので, Nb の多量添加による強度上昇の効果は小さくなるものと考えられる.

マイクロ組織は Nb 量 0.014% 以上で低炭素ペイナイト単相組織となり, この組織は Nb 量が増加すると微細化し, 低温靱性が向上する.

B は Nb 量 0.014% 以上では一様な分布を示すが, Nb 量 0.007% では粗大な $\text{Fe}_{23}(\text{CB})_6$ が観察される.

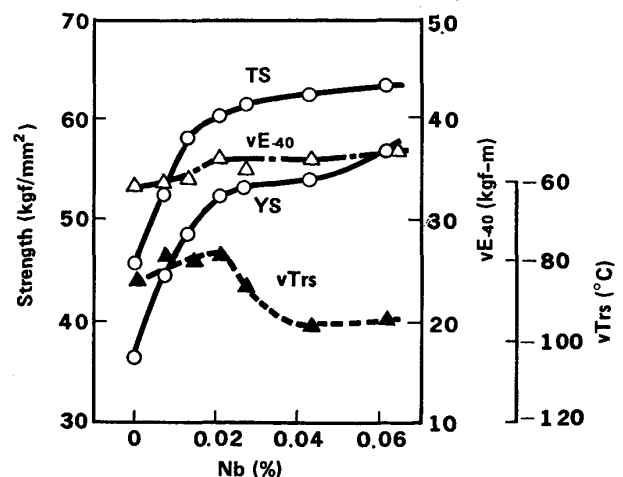


Fig. 10. Effect of niobium content on the mechanical properties of plate. Base composition is 0.029% C-1.51%Mn-0.020%Ti-0.0012%B-0.0020%N.

以上の結果から、Nb 量は強度上約 0.02% 以上、低温靱性を考慮すると約 0.04% 以上必要である。なお上述のように最適 B, Nb 量は当然ながら化学成分、プロセス条件によつて変化すると考えられるので注意を要する。

5. 結 論

焼入性向上元素 B と Nb, Ti, V の複合添加が極低 C-水冷型 TMCP 鋼の機械的性質、ミクロ組織におよぼす影響について検討した。また Nb-B 複合添加による強靱化の機構を明らかにするため γ 未再結晶化温度、 γ - α 変態挙動などについても調べた。

その結果、次のような結論が得られた。

1) 強度と靱性の優れたバランスは Nb-B 複合添加によつてはじめて達成できる。B 単独添加あるいは V-B 複合添加ではほとんど効果がない。Ti-B 複合添加は Nb-B 複合添加とほぼ同程度に強度を高めるが、組織の微細化が不十分で低温靱性の劣化が著しい。

2) Nb-B 複合添加によつて γ - α 変態は著しく抑制され、ベイニタク・フェライトと高炭素マルテンサイトからなる一様な微細低炭素ベイナイト組織が得られる。光学顕微鏡組織中には延伸化した旧 γ 粒界が明瞭に観察される。

3) 固溶 B は Nb, Ti 同様、圧延中の γ 再結晶を抑制する効果をもつ。Nb-B, Ti-B 複合添加は Nb, Ti, B 単独よりもさらに γ 未再結晶化温度を上昇させる。

4) B 単独添加、V-B 複合添加鋼では圧延後、 $\text{Fe}_{23}(\text{CB})_6$ が γ 粒界に析出し、 γ - α 変態抑制効果が著しく低下する。Nb, Ti 添加は $\text{Fe}_{23}(\text{CB})_6$ の析出を抑制し、B の γ - α 変態抑制効果を増大させる効果をもつ。Nb-B, Ti-B 複合添加鋼では B は延伸化した旧 γ 粒界に加え、 γ 粒内の双晶境界、変形帯など格子欠陥にも偏析し、フェライトの生成を強力に抑制する。

5) Nb-B, Ti-B 複合添加によつて γ - α 変態が著しく抑制される機構は、 $\text{Fe}_{23}(\text{CB})_6$ の析出抑制による B の γ - α 変態抑制効果の増大に加えて Nb, Ti による γ の安定化、C 拡散速度の低下に起因すると考えられる。

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きました新日本製鉄(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) Boron in Steel ed. by S. K. BANERJI and J. E. MORRAL (1979) [AIME]
- 2) R. A. GRANGE and J. B. MITCHELL: Trans. ASM, 53 (1956), p. 157
- 3) B. M. KAPADIA, R. M. BROWN and W. J. MURPHY: Trans. TMS AIME, 242 (1968), p. 1689
- 4) M. UENO and T. INOUE: Trans. ISIJ, 13 (1973), p. 210
- 5) G. F. MELLO, P. R. SLIMON and P. P. PODGURSKY: Metall. Trans, 4 (1973), p. 2279
- 6) A. BROWN, J. D. GARNISH and R. W. K. HONEYCOMBE: Met. Sci., 8 (1974), p. 317
- 7) Y. YAMANAKA and Y. OHMORI: Trans. ISIJ, 17 (1977), p. 92; 18 (1978), p. 404
- 8) R. HABU, M. MIYATA, S. SEKINO and S. GODA: Trans. ISIJ, 18 (1978), p. 492
- 9) 船越督己, 田中智夫, 上田修三, 石川正明, 腰塚典明, 小林邦彦: 鉄と鋼, 63 (1977), p. 303
- 10) 大谷泰夫, 渡辺征一, 川口喜昭, 山口洋治: 鉄と鋼, 64 (1978), p. 2205
- 11) K. TERASAWA, H. HIGASHIYAMA and S. SEKINO: Toward Improved Ductility and Toughness (1971), p. 103 [Climax Molybdenum]
- 12) A. MASSIP and L. MEYER: Stahl Eisen, 98 (1978), p. 989
- 13) H. NAKASUGI, H. MATSUDA and H. TAMEHIRO: Alloys for the 80's (1980) [Climax Molybdenum]
- 14) 松本和明, 平 忠明, 卯目和巧, 兵藤知明, 東田幸二郎, 有方和義: 鉄と鋼, 69 (1983), S 1350
- 15) 橋本 保, 大谷泰夫, 中西陸夫, 小溝裕一, 藤城泰文: 鉄と鋼, 69 (1983), A 309
- 16) 船越, 上田, 瀬山: [田中智夫, 榎並禎一: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 1775] で言及している。
- 17) H. INAGAKI: Trans. ISIJ, 23 (1983), p. 1059
- 18) 関根 寛, 丸山忠克: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 1424
- 19) Y. E. SMITH and C. A. SIEBERT: Metall. Trans., 2 (1971), p. 1711
- 20) B. SERIN, Y. DESALOS, Ph. MAINTREPIERRE, J. RUFES-VERNIS: Mem. Sc. Rev. Met. (1978) June, p. 355
- 21) 大内千秋, 大北智良, 山本定弘: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 969
- 22) F. SCHMIDT: Thesis, Claustahl Tech. Hochschule (1968)
- 23) 大森靖也: 鉄と鋼, 60 (1974), S 176; Trans. ISIJ, 15 (1975), p. 194
- 24) 村田正彦, 為広 博, 土生隆一, 高橋明彦, 寺沢健: 鉄と鋼, 70 (1985), S 1394
- 25) Ph. MAINTREPIERRE, D. THIVELLIER and R. TRICOT: Metall. Trans., 6A (1975), p. 287
- 26) Y. OHMORI: Trans. ISIJ, 11 (1971), p. 339
- 27) 関根 寛, 丸山忠克, 関口昭一, 大野剛正: 鉄と鋼, 56 (1970), p. 569
- 28) C. R. SIMCOE, A. R. ELSEA and G. K. MANNING: Trans. AIME., 203 (1955), p. 193