

© 1990 ISIJ

 ///////////////
 論 文
 ///////////////

制御圧延低炭素ボロン鋼の機械的性質に及ぼす γ/α 二相温度域からの焼入温度の影響

藤城 泰文*・橋本 保*²・大谷 泰夫*²

Effect of Quenching from γ/α Dual-Phase on Mechanical Properties of Controlled-rolled Low-carbon Boron-steels

Yasufumi FUJISHIRO, Tamotsu HASHIMOTO and Hiroo OHTANI

Synopsis:

Effect of γ/α dual-phase quenching on the mechanical properties of controlled-rolled low C-Mn-Nb-Ti-B steels has been studied with changing quench temperature, and carbon- and manganese-contents. The steels were heated to 1050°C, then controlled-rolled to 720°C. Controlled-rolled plates were directly water-quenched after rolling. High strength has been obtained by water-quenching from the temperatures in the γ/α dual-phase range after controlled-rolling. And the strength increases with increasing quench temperature. A major strengthening factor is increase in the amount of hard-phases, that is in this case, martensite and bainite with increasing quench temperature. It is found that high toughness can be obtained by keeping the amount of ferrite more than about 40% in volume when quenching from the temperature below 600°C, although toughness has been rapidly decreased by quenching from the temperatures above 650°C.

Key words: hot rolling; high-strength low alloy steel; alloying element; rolling; phase transformation; metallography; boron steel; controlled rolling; low carbon steel; acceleratedly cooling.

1. 緒 言

制御圧延した低炭素 (C) 系ボロン (B) 添加鋼^{1)~4)} は高強度、高靱性および良好な溶接性を有するため、寒冷地向け輸送用大径鋼管に使用されるが、これまでの研究で明らかにしたように、その強度、靱性に対する固溶 B 量および C 量の影響が大きく、高強度、高靱性を得るためには固溶 B 量および C 量を最適範囲に調整する必要がある^{5)~7)}。また、制御圧延後、加速冷却を併用することにより靱性を低下させずに、更に、高強度化が可能である。

低 C-B 制御圧延鋼の高強度と高靱性は、B によりオーステナイト (γ) \rightarrow フェライト (α) 変態温度が低下して生成した、細粒 α と少量の硬質相 (マルテンサイトおよびベイナイト) との混合組織の二相によって得られるが、更に、制御圧延後、冷却途中の γ/α 二相温度域から急冷し、細粒 α の量を必要最小限確保して硬質相を増加させることにより、靱性を低下させずに高強度化

の可能性がある。

本研究では、制御圧延後 γ/α 二相温度域から焼入れした低 C-B 鋼の機械的性質について調べ、靱性を低下させずに高強度化ができる焼入温度域があること、および合金元素の影響を明らかにしたので、以下に報告する。

2. 実験方法

2.1 供試鋼

供試鋼は、Table 1 に示す、0.04%C-Cu-Nb-Ti-B 鋼 (供試鋼 B1)、0.02%C-1.6%Mn-Nb-Ti-B 鋼 (供試鋼 B2)、0.02%C-1.9%Mn-Nb-Ti-B 鋼 (供試鋼 B3) の 3 鋼種であり、供試鋼 B1 は、光学顕微鏡組織において α と硬化相を明瞭に区別するために若干 C 量を増加させたものであり、供試鋼 B2, B3 は、通常の低 C-Nb-Ti-B 鋼での Mn 量の効果を調査するために Mn 量を変えたものである。溶解は、150 kg 真空高周波溶解炉で行い、上面 230 mm ϕ 、底面 190 mm ϕ 、高さ 500 mm の丸型鋼塊を溶製した。鋼塊は、1200°C に加熱した後、900°C

昭和 58 年 10 月本会講演大会にて発表 平成元年 9 月 18 日受付 (Received Sep. 18, 1989)

* 住友金属工業(株)鉄鋼技術研究所 (現:住友金属工業(株)製鋼所)(Iron & Steel Research Laboratory, Now Osaka Steel Works, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 5-1-109 Shimaya Konohana-ku Osaka 554)

*2 住友金属工業(株)鉄鋼技術研究所 工博 (Iron & Steel Research Laboratory, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

Table 1. Chemical composition of steels.

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cu	V	Nb	Ti	Sol. Al	B (ppm)	N (ppm)
B1	0.038	0.20	1.68	0.027	0.005	0.28	—	0.04	0.014	0.034	10	29
B2	0.020	0.16	1.61	0.004	0.003	—	—	0.04	0.017	0.029	21	30
B3	0.019	0.16	1.92	0.004	0.002	—	—	0.04	0.016	0.026	17	27

wt%

以上の温度で $150 \times 120 \times 100$ mm の大きさに鍛伸し、切断した。切断後、制御圧延を施した。制御圧延は、 1050°C に加熱後、 γ の再結晶温度域の $1050 \sim 950^\circ\text{C}$ で $47 \sim 33\%$ 、続く γ の未再結晶温度域の $840 \sim 700^\circ\text{C}$ で $76 \sim 68\%$ の圧下を加え、厚み 19, 25, 32 mm の3種類の鋼板にした。各板厚ごとの圧下量は、19 mm が再結晶温度域で 47% 、未再結晶温度域で 76% 、25 mm が再結晶温度域で 40% 、未再結晶温度域で 72% 、32 mm が再結晶温度域で 33% 、未再結晶温度域で 68% である。使用した熱間圧延機はロール径 550 mm、ロール回転数 18.5 rpm である。圧延後 $700 \sim 350^\circ\text{C}$ の所定の温度まで放冷後、ただちに水槽中に浸漬、または、室温まで放冷した。ただし、水槽中では攪拌を行わなかった。焼入温度は鋼板の表面温度を接触温度計で測温し、 700°C から 50°C ピッチで 350°C までの温度で焼き入れた。

2.2 機械的性質および組織観察

機械的性質の調査は、引張試験および衝撃試験で行った。引張試験片は、鋼板の板厚中心で圧延と直角方向から直径 8.5 mm、標点間距離 42.5 mm の試験片を機械加工し、1 mm/min の速度で引張試験を行った。衝撃試験片は、引張試験片と同様に板厚中心で圧延と直角方向から 2 mmV ノッチ付きシャルピー試験片（ノッチは板厚方向）を機械加工した。

また、組織観察は、光学顕微鏡、走査型電子顕微鏡、フィッシュトラック・エッチングで行った。

光学顕微鏡組織観察は、2% 硝酸アルコールで腐食して行った。

走査型電子顕微鏡観察は、組織変化に伴う破面単位の変化を調べる目的で、 -197°C で衝撃試験したシャルピー試験片の破面を調査した。

フィッシュトラック・エッチングは、圧延途中および圧延後の放冷途中の B の存在位置を調べるために行った。

3. 実験結果

3.1 強度、延性、靱性におよぼす焼入温度の影響

供試鋼 B1 の板厚 19 mm の強度、延性、靱性におよぼす焼入温度の影響を Fig. 1 に示す。

引張強さ (TS) は、圧延後空冷材と比較すると 450°C

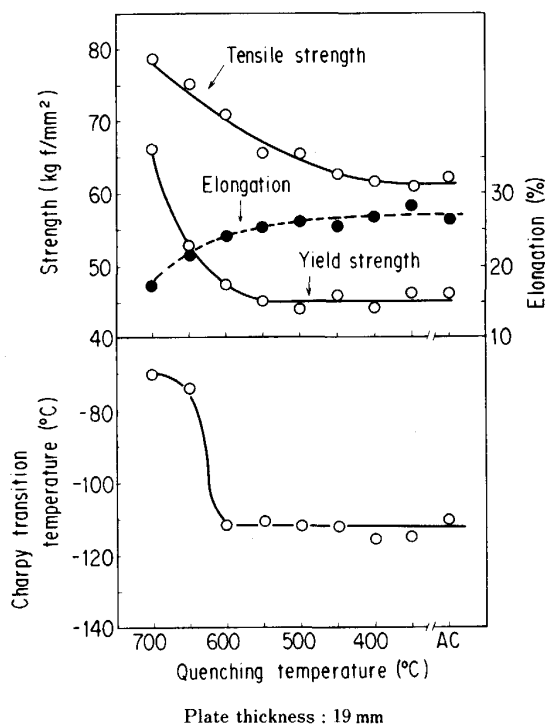
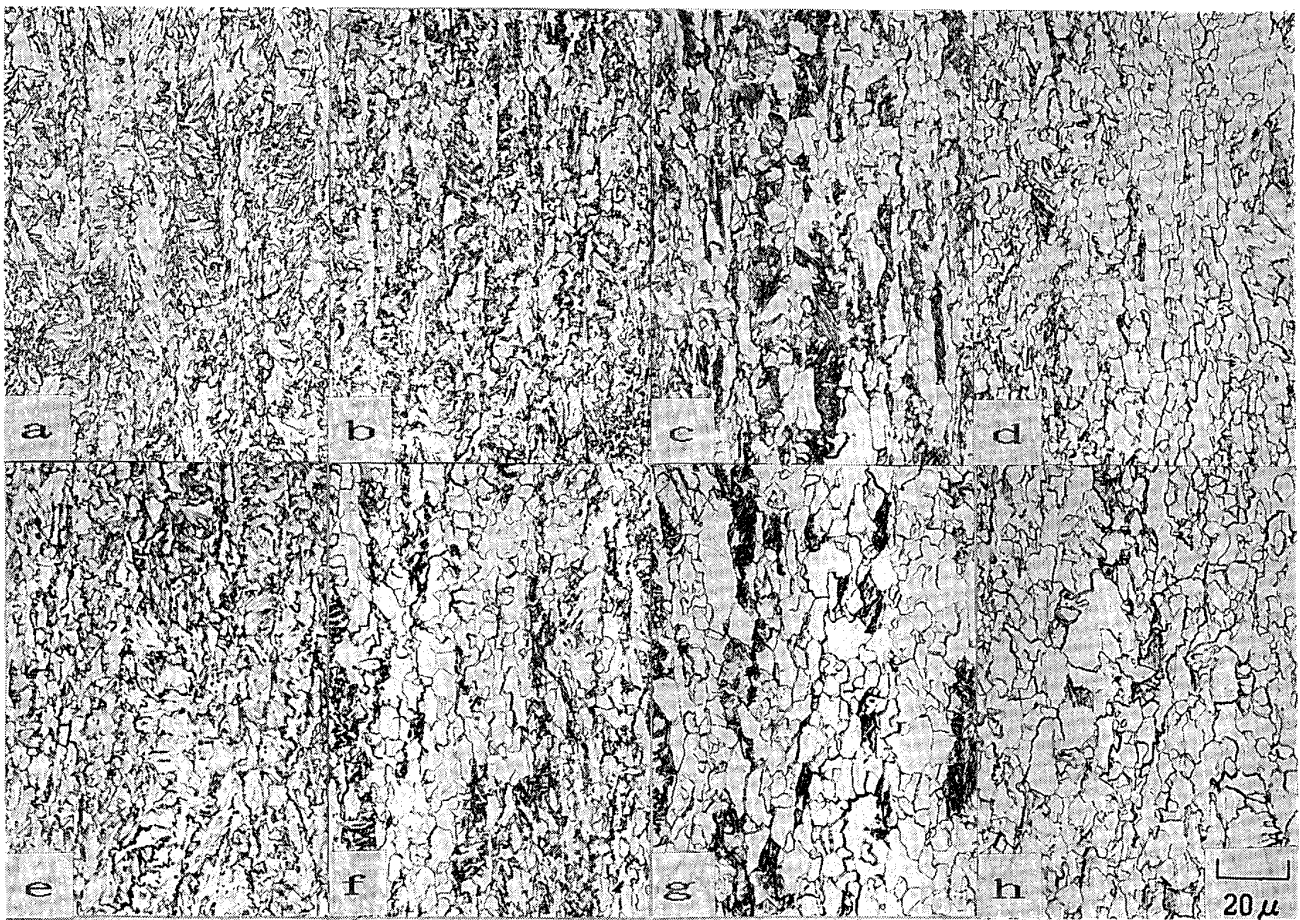


Fig. 1. Effect of quenching temperature on mechanical properties of steel B1.

以上での焼入温度の上昇に伴って向上し、焼入温度を 700°C まで上げると約 17 kgf/mm^2 向上する。これは、Photo. 1 に示すように、焼入温度の上昇に伴う硬化相の増加に起因している。本報告の制御圧延した低炭素系ボロン鋼の組織は、前報⁵⁾に述べたように、合金元素の量による焼入性の大小により変化し、焼入性の低下に伴って、代表的にベイナイト組織、細粒ポリゴナルフェライト (α) + 島状マルテンサイトおよびベイナイト組織、粗粒 α + パーライト組織に変化する。強度、靱性のバランスの点からは細粒 α + 島状マルテンサイト組織が最良である。本報告は、圧延後 γ/α 二相温度域で水冷開始することにより、この細粒 α + 島状マルテンサイト組織の島状マルテンサイト量を増加させることを試みたものである。すなわち、板厚 19 mm の場合、電子顕微鏡で観察した結果、焼入温度が 600°C 以下では、 α を素地に焼入温度の上昇に伴って硬化相のマルテンサイトおよびベイナイトが増加し、焼入温度が 600°C 以上では α が減少してベイナイトが生成および増加する。



a~d : Thickness 19 mm e~h : Thickness 32 mm
 a : Quenched from 700°C e : Quenched from 700°C
 b : Quenched from 650°C f : Quenched from 650°C
 c : Quenched from 600°C g : Quenched from 600°C
 d : Quenched from 500°C h : Quenched from 500°C

Photo. 1. Effect of quenching temperature on microstructures in steel B1.

550°C以上での TS の向上率は約 $9 \text{ kgf/mm}^2 \cdot 100^\circ\text{C}$ である。降伏強度 (YS) は、600°C以上での焼入温度の上昇に伴って向上し、焼入温度を700°Cまで上げると約 21 kgf/mm^2 向上する。その向上率は約 $19 \text{ kgf/mm}^2 \cdot 100^\circ\text{C}$ であり、 TS の向上率よりも大きい。伸びは TS の増加に伴って低下するという従来⁸⁾⁹⁾の結果と同様であり、450°C以上での焼入温度の上昇に伴って低下し、焼入温度を700°Cまで上げると約10%低下する。

破面遷移温度 (vTs) は、強度および伸びと比較して焼入温度の上昇に伴う変化が大きい。600°C以下での焼入れでは vTs はほとんど変化せず、 -110°C の高い低温靱性を示すが、焼入温度が650°C以上になると急激に靱性が低下し、 vTs は約 40°C 上昇する。これは、Photo. 1 a~d に示すように、600°C以下では焼入温度の上昇に伴いマルテンサイトおよびベイナイトが増加す

るものの多量の細かなポリゴナル α が存在しており、650°C以上ではほとんど粗いベイナイト一相になることに対応している。これら微小组織の観察は電子顕微鏡で行った。このことは、良好な低温靱性の確保にポリゴナル α の存在が大きく寄与していることを示唆していると言える。この結果については後章で更に検討する。

以上のごとく、本結果から低 C-Nb-Ti-B 鋼では圧延終了後、放冷により多量のポリゴナル α を生成せしめた後に直接焼入れすることにより、室温までの放冷材と比較し、 vTs は同一のまま、可変に TS を上昇せしめることが可能との知見が得られた。

3.2 強度、靱性におよぼす板厚の影響

供試鋼 B1 の制御圧延での仕上板厚を19, 25, 32 mmと3種類に変化させた場合の、 TS 、 vTs におよぼす焼入温度の影響を Fig. 2 に示す。

焼入温度の上昇に伴う TS の上昇の程度は、板厚の増

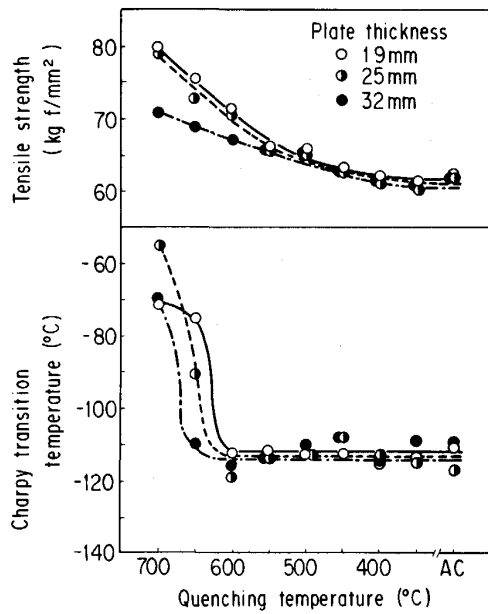


Fig. 2. Effect of quenching temperature on mechanical properties of steel B1.

加に伴い低下する傾向にある。ただし、この TS の低下は、板厚 19~25 mm ではほとんど差異が認められず、板厚 25 mm から 32 mm への増加に対して、焼入温度 550°C 以上で顕著になる。この板厚の増加に伴う TS の低下量は、焼入温度の上昇に伴って増大し、焼入温度 700°C では約 10 kgf/mm² になる。この強度低下は、Photo. 1 に示すように、板厚の増加に伴う冷却速度の低下により、焼入温度 600°C 以上で板厚増加によるポリゴナル α 量の増加が顕著になること、およびポリゴナル α の粗大化に対応している。

一方、焼入温度の上昇に伴い vTs が急激に上昇する臨界焼入温度は、仕上板厚の増加に伴い上昇し、板厚が 19 mm から 32 mm に増加すると約 50°C 上昇する。この vTs の変化は、Photo. 1 に示すように、板厚 32 mm では板厚増加による冷却速度の低下により、焼入温度が 650°C まで上昇しても多量のポリゴナル α が存在していること、およびポリゴナル α の粗大化に起因している。

3.3 強度、靱性におよぼす化学成分の影響

供試鋼 B1, B2, B3 の強度、靱性におよぼす焼入温度の影響を Fig. 3 に示す。

C が約 0.02% 高く、約 0.3% の Cu が添加された供試鋼 B1 は、C が約 0.02% 低く、Cu が添加されていない供試鋼 B2 よりも TS が高く、焼入温度が高いほどその差が大きくなる。これは、Photo. 1 と Photo. 2 の比較からわかるように、C 量が高いほど第二相の硬化相が増加し、焼入温度が高い領域でのベイナイト生成量が

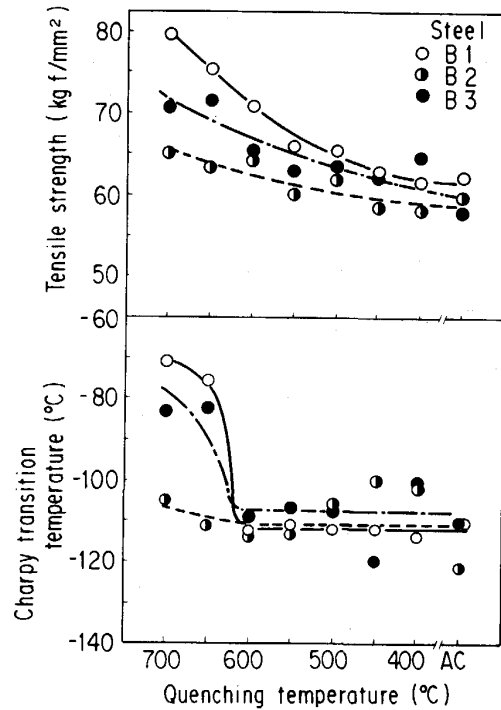


Fig. 3. Effect of quenching temperature on mechanical properties.

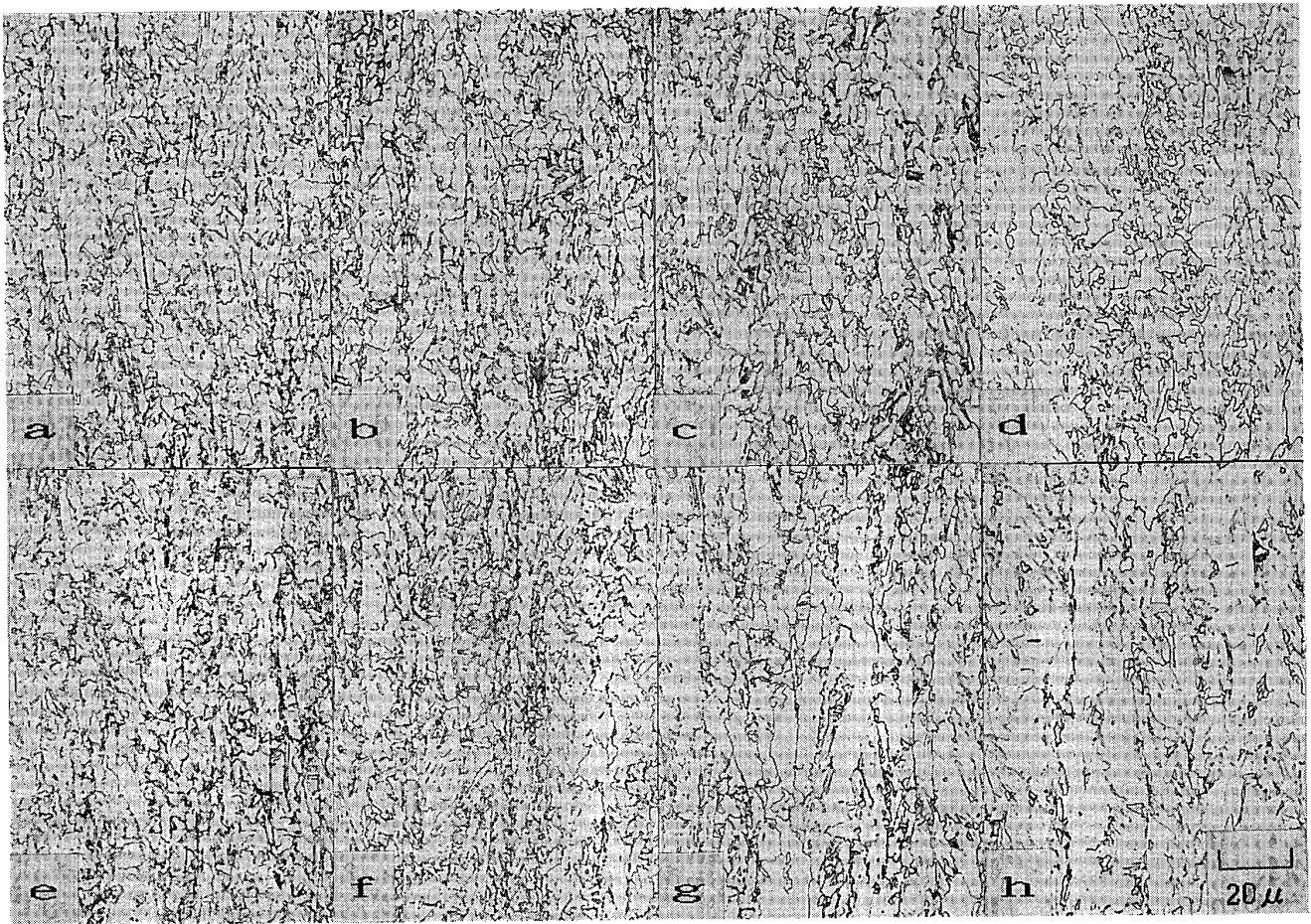
増加することに起因している。また、焼入温度が 600°C 以下では、供試鋼 B1, B2 とともに vTs の差はほとんど認められない。焼入温度の上昇に伴って vTs が急激に上昇する臨界焼入温度は供試鋼 B1 より B2 の方が高く、B2 の場合 700°C 以下では顕著な vTs の上昇は認められない。これは TS の変化に対応しており、B2 鋼では C 量が少ないことにより組織の急変がないからである。

TS におよぼす Mn の影響も顕著であり、1.9%Mn の供試鋼 B3 は、1.6%Mn の B2 よりも高強度である。その差は焼入温度の上昇に伴って増大し、焼入温度が 700°C の場合、約 6 kgf/mm² になる。 vTs は、焼入温度が 600°C 以下では、供試鋼 B2, B3 とともにほとんど差はないが、焼入温度が 650°C 以上では B3 (1.9%Mn) は B1 と同様に vTs の上昇が認められ、700°C 以下ではほとんど vTs の変化が認められない B2 (1.6%Mn) との差が増大する。これは、Photo. 2 に示すように、Mn 量の高い B3 においては焼入温度が 650°C 以上で、焼入性が高いことにより生成した、高強度で靱性の低い、伸延の旧 γ 粒界が顕著に現出されるベイナイト組織⁵⁾が増加することに起因するためと考えられる。

4. 考 察

4.1 二相温度域焼入れの効果

強度は、Fig. 1 に示すように、焼入温度の上昇に伴っ



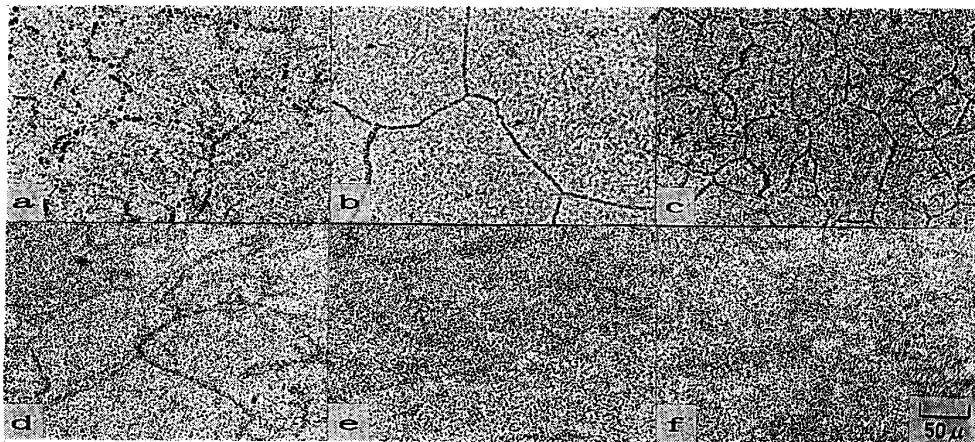
a~d : Steel B2 e~h : Steel B3
 a, e : Quenched from 700°C
 b, f : Quenched from 650°C
 c, g : Quenched from 600°C
 d, h : Quenched from 500°C

Photo. 2. Effect of quenching temperature on microstructures in steel B2 and B3.

て向上するが、これは、Photo. 1 に示すように、焼入温度の上昇に伴って硬化相のベイナイトまたはマルテンサイトが増加するためである。αの量と強度の関係を Fig. 4 に示すが、19~32 mm の板厚によらず、TS は αの減少、すなわち焼入温度の上昇に伴ってほぼ直線的に上昇する。これは、焼入温度の上昇とともに αの減少、硬化相の増加が徐々に生じ、極端な相の変化による強度変化が生じないことを示している。その上昇の程度は $1.5 \text{ kgf/mm}^2 \cdot 10\%$ であり、新倉らの、C 量を変えてベイナイト量を変化させた Mo-Nb 鋼の α+ベイナイト組織の場合の、ベイナイト量の増加に伴う TS の上昇、約 $3 \text{ kgf/mm}^2 \cdot 10\%^4)$ の約 1/2 である。すなわち、γ/α 二相域から焼き入れて増加させた硬質相よりも C の増加により増加させた硬質相による方が強化の程度が大きいことを示唆している。Photo. 1 に示す組織中の硬質相には針状のラス構造が観察され、新倉らの、アシキュラー

フェライト組織と基本的に同じ組織と考えられる。

B は γ 粒界に偏析し、γ→α 変態を遅延させる特徴がある¹⁰⁾。γ+α 二相域から水冷により二相鋼を得る場合にも当然この効果があると考えられるが、γ+α 二相域での B の分布を調査した報告は見当たらない。そこで、二相鋼の圧延中および γ/α 変態中の B の存在位置を調べるために、1200°C に加熱し、板厚 5 mm まで、2.1 項と同様の圧延方法で圧延し、その途中の圧延直前、直後および空冷後、所定の温度から焼き入れた供試鋼 B1 のフィッシュトラック・エッチングを行った。組織の観察は圧延面に平行な面で行った。Photo. 3 に示すように、γの圧延中、B は再結晶 γ、未再結晶 γの γ 粒界に偏析している。しかし、700°C 以下になると B の粒界偏析が不明瞭になる。これは、γ/α 変態開始温度に相当しており、α中の B の溶解度が γ中よりも小さく¹¹⁾、αの生成、成長に伴って未変態 γ中に排出され、



a : As forged b : Quenched from 1200°C c : Quenched from 870°C
d : Quenched from 790°C e : Quenched from 700°C f : Quenched from 650°C

Photo. 3. Microstructures fission-track-etched of controlled-rolled steel B1.

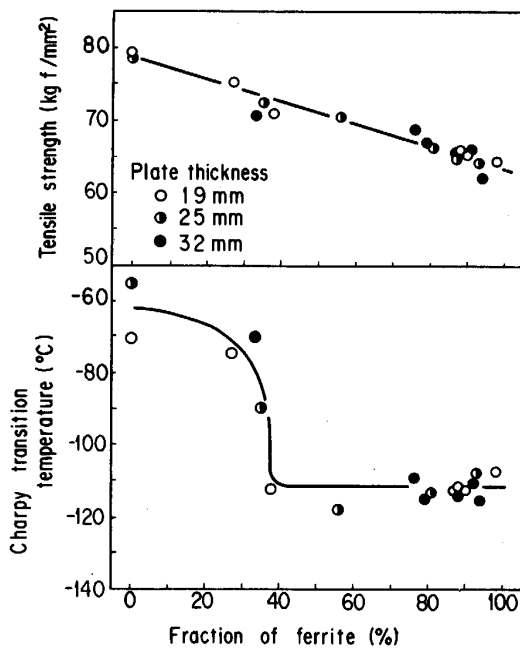


Fig. 4. Effect of ferrite content on tensile strength and Charpy transition temperature in steel B1.

巨視的にはBが分散されるためと考えられる。すなわち、 α の生成、成長に伴ってBが未変態 γ 中に濃化するためと考えられる。この濃化したBが α と未変態 γ の界面に析出し、マルテンサイト、ベイナイトの低温変態生成物析出を助長しているのかもしれない。

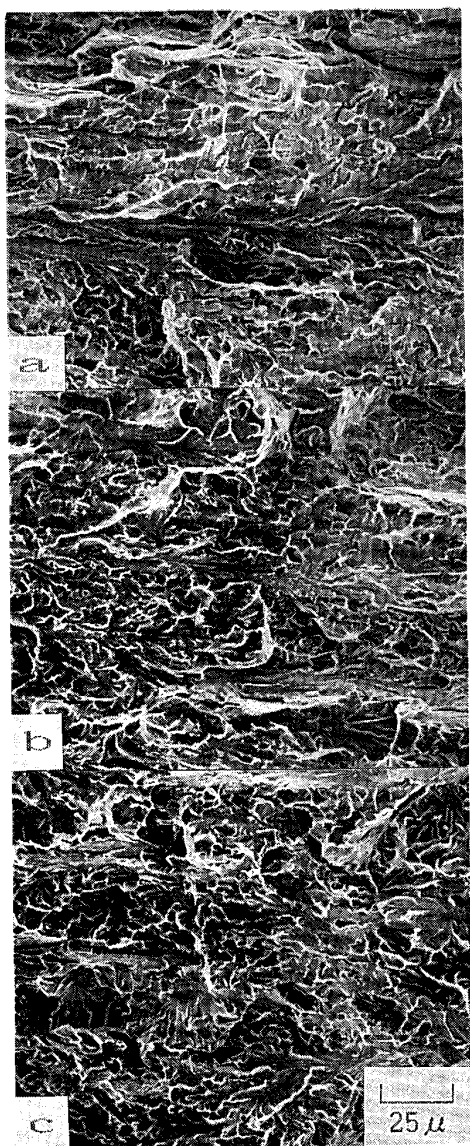
4.2 フェライト+マルテンサイト、ベイナイト組織鋼の靱性

靱性は、Fig. 1 に示すように、焼入温度が 600°C 以

下の場合、室温まで空冷した場合と変わらない値を示すが、これは、Photo. 1 および Fig. 4 に示すように、本調査鋼の場合、 α が約 40% 以上生成すると、高い靱性を示すためである。-197°C でシャルピー衝撃試験を行った破面調査結果を Photo. 4 に示すが、 α の生成により破面単位が小さくなっており、破面単位減少に起因する靱性改善と考えられる。シャルピー衝撃試験におけるき裂の進展に対する α の挙動を Photo. 5 に示す。き裂の観察は、シャルピー試験片の破面中央の表層部を、き裂の進行方向に平行な断面で行った。き裂は、硬質相のベイナイトおよびマルテンサイトを直線的に進展した後、 α 相で進展の方向を変えており、明らかに α がき裂進展の抵抗になっていることがわかる。

4.3 二相域焼入鋼におよぼす C, Mn の影響

γ/α 二相温度域からの焼入温度の変化に対する強度、靱性の変化は、Fig. 3 に示すように、C, Mn の含有量によって異なる。C, Mn の量が異なる鋼の強度、靱性におよぼす焼入温度の影響を明らかにするために、制御圧延後空冷した場合の強度、靱性を基準にし、 γ/α 二相域の所定の各温度から焼き入れた強度、靱性をこの基準に対する比で評価した結果を Fig. 5 に示す。TS に対する C の増加による影響は、顕著である。Mn 0.3% の増加より C 0.02%、Cu 0.28% の増加による方が γ/α 二相域焼入れにより高強度化される。これは、Fe-C 系、Fe-Cu 系、および Fe-Mn 系の状態図¹²⁾を比較した場合、室温における α -Fe 中に固溶する元素量が Cu, Mn より C の方が小さく、C を添加した方が硬化相の増加の比率が大きいことに起因するためと考えられる。



a : Quenched from 700°C ($\alpha = 0\%$)
 b : Quenched from 600°C ($\alpha = 38\%$)
 c : Air cooled ($\alpha = 98\%$)

Photo. 4. Scanning electron micrographs of steel B3 (thickness 19 mm).

5. ま と め

(1) 低 C-B 添加鋼を制御圧延後、 γ/α 二相温度域から焼き入れることにより、圧延後空冷した場合よりも高強度が得られる。

(2) 強度は焼入温度を上げるほど上昇するが、靱性は圧延後空冷材と比較して、本調査鋼の場合、焼入温度が 600°C 以下ではほとんど変化せず、650°C 以上になると急激に劣化する。すなわち、たとえば、この場合、焼入温度として 600°C を選ぶことにより、靱性を劣化させずに強化させることができる。



Photo. 5. Crack propagation in dual-phase microstructure.

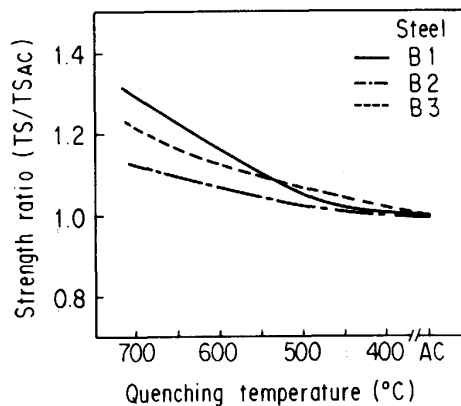


Fig. 5. Effect of quenching temperature on strength ratio (TS/TS_{AC}).

(3) 焼入温度の上昇に伴う強度の上昇は、組織の硬質相が増加することに起因し、一方、靱性が焼入温度 600°C 以下でほとんど変化せず、 $vTs \leq -100^{\circ}\text{C}$ と高いのは、細粒 α が約 40% 以上存在すると、衝撃試験での破面単位が細くなることに起因する。

(4) γ/α 二相温度域での焼入温度の上昇に伴う強度上昇は、Mn よりも C 量が多いほど大きい。

(5) 以上、前報^{5)~7)13)} も含め、制御圧延型 B 添加鋼の性質は、主として合金元素、制御圧延方法、圧延後の冷却方法の影響を受けるため、必要な所定の性能を得るためには、これらを精度良く制御する必要がある。

終わりに、本研究を遂行するにあたり激励と助言を賜った住友金属工業(株)総合技術研究所前副所長行俊照夫博士に感謝します。また、本論文をまとめるにあたり激励を賜った製鋼所伊藤俊太郎部長、浜崎 敦部長、中瀬和夫室長、烏野 勇室長、強力に実験を推進して下さった未来技術研究所三塚清一氏に深謝致します。

文 献

- 1) H. NAKASUGI, H. MATSUDA and N. TAMEHIRO: Alloys for the 80s International Conference, Kyoto (1980年6月), p. 61
- 2) 村田正彦, 為広 博, 土生隆一: 鉄と鋼, **71** (1985), S1393
- 3) 村田正彦, 為広 博, 土生隆一, 高橋明彦, 寺沢 健: 鉄と鋼, **71** (1985), S1394
- 4) 新倉正和, 山本定弘, 大内千秋, 小指軍夫: 鉄と鋼, **70** (1984), p. 1429
- 5) 藤城泰文, 橋本 保, 大谷泰夫: 鉄と鋼, **74** (1988), p. 535
- 6) 藤城泰文, 橋本 保, 大谷泰夫: 鉄と鋼, **75** (1989), p. 143
- 7) 藤城泰文, 橋本 保, 大谷泰夫: 鉄と鋼, **75** (1989), p. 980
- 8) 増井浩昭, 武智 弘: 鉄と鋼, **60** (1974), p. 284
- 9) 白沢秀則, 小林 洋, 自在丸二郎: 鉄と鋼, **67** (1981), p. 2208
- 10) 鎌田芳彦, 蔵保浩文, 渡辺征一: 鉄と鋼, **74** (1988), p. 2153
- 11) O. KUBASCHEWSKI: IRON-Binary Phase Diagrams (1982), p. 17 [Konrad Triltsch]
- 12) 鉄鋼と合金元素(日本学術振興会編)(1971), p. 479 [誠文堂新光社]
- 13) 橋本 保, 大谷泰夫, 中西睦夫, 小溝裕一, 藤城泰文: 鉄と鋼, **69** (1983), A309