

直接焼入れ焼もどしによる鋼板の強靱性の向上

論 文

小松原 望*・渡辺 征一*²・大谷 泰夫*²

Improvement of the Strength and Toughness of Steel Plates by Direct-quenching and Tempering

Nozomi KOMATSUBARA, Seiichi WATANABE, and Hiroo OHTANI

Synopsis :

Direct-quenching after hot rolling above recrystallization temperature in austenite was investigated in low carbon and low alloy high tensile strength steels. Effects of cooling rates during direct-quenching on the microstructures, strength, and toughness were investigated, comparison being made with reheat-quenching.

It was clarified that the strength and toughness were remarkably improved by direct-quenching in a certain range of cooling rates, in which the microstructure of direct-quenching showed up as a mixture of martensite and fine bainite, while that of reheat-quenching was coarse bainitic. These results showed that the improvements of the strength and toughness were due to the enhancement of hardenability by direct-quenching.

By calculating ideal critical diameters from tensile strengths of as-quenched steel plates, it became clear that the increase in hardenability by direct-quenching was about by 40%. It was too large to ascribe the increase of hardenability only to the difference of austenite grain sizes in direct-quenching and reheat-quenching.

Some possible mechanisms for these interesting phenomena were discussed.

1. 結 言

調質高張力鋼板は通常、熱間圧延終了後一旦室温まで空冷した後、焼入れ焼もどし処理を施すことにより製造される。ところで、熱間圧延終了後室温まで空冷することなく直ちに焼入れる直接焼入法は、再加熱焼入工程を省略した省エネルギータイプの熱処理法であり、近年厚鋼板の製造法としてしだいに工業的規模で実用化される動向にある。

直接焼入法は加工（圧延）と熱処理（焼入れ）を結びつけた加工熱処理法の一つであり、例えば田村¹⁾による加工熱処理法の分類に従えば、鍛造焼入れと同様に安定なオーステナイト範囲における加工に分類される。

低炭素低合金鋼に直接焼入れ焼もどしを適用すると、通常の焼入れ焼もどしを行つたときに比べて強度が増加することが、2, 3 の研究者によつて報告されている^{2)~4)}。しかし、その原因については十分に解明されているとは言えない。

本研究は、直接焼入れにおける強度上昇の原因を明ら

かにすることを1つの目的とし、同時に直接焼入法の冶金学的特徴を再加熱焼入法との対比において明らかにするために、80 kgf/mm² 級高張力鋼を用いて、焼入時の冷却速度を大幅に変化させて直接焼入れと再加熱焼入れを行い、ミクロ組織と機械的性質に及ぼす冷却速度の影響について調べたものである。

2. 実験方法

実験には Cu-Ni-Cr-Mo-V-B 系の 80 kgf/mm² 級低炭素低合金高張力鋼を用いた。Table 1 にその化学組成を示す。鋼 1 は 0.8Mn-0.9Ni-0.4Cr-0.4Mo を含む Ni 入り高張力鋼である。鋼 2 は鋼 1 に比べて Mn, Cr を増量し Mo を低減した 1Mn-0.9Ni-0.6Cr-0.15Mo を含む高張力鋼である。供試鋼は高周波真空溶解炉にて大気中で溶製し上面が 387 mm 角、低面が 324 mm 角、長さが 1 012 mm の鋼塊に鑄込み、さらに熱間鍛造により 30 mm 厚さ×200 mm 幅×150 mm 長さ、60 mm 厚さ×200 mm 幅×150 mm 長さ、120 mm 厚さ×120 mm 幅×150 mm 長さ、150 mm 厚さ×120 mm 幅×175 mm

昭和 56 年 11 月本会講演大会にて発表 昭和 57 年 9 月 16 日受付 (Received Sept. 16, 1982)

* 住友金属工業(株)中央技術研究所 (Central Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 1-3 Nishinagahondori Amagasaki 660)

*² 住友金属工業(株)中央技術研究所 工博 (Central Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

Table 1. Chemical compositions of steels (wt%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	B	sol. Al	N
1	0.12	0.27	0.81	0.010	0.008	0.24	0.89	0.40	0.38	0.03	0.0016	0.071	0.0098
2	0.11	0.25	0.98	0.010	0.010	0.25	0.90	0.61	0.14	0.03	0.0016	0.061	0.0092

Table 2. Rolling conditions.

Heating (°C)	Thickness (mm)	Pass schedule ^{*)}	Reduction (%)
1 100	150	¹⁵⁰ 1 100..... ⁶⁰ 1 025 ⁹¹ —1 000 ⁴² —975 ³⁴ —950 ³⁰	80
1 100	120	¹²⁰ 1 100..... ⁴⁸ 1 025 ⁴¹ —1 000 ³⁴ —975 ²⁷ —950 ²⁴	80
1 100	60	⁶⁰ 1 100..... ²⁴ 1 025 ^{20, 5} —1 000 ¹⁷ —975 ^{13, 5} —950 ¹²	80
1 100	30	³⁰ 1 100..... ¹² 1 025 ¹⁰ —1 000 ^{8, 5} —975 ⁷ —950 ⁶	80

^{*)} Small figures represent plate thickness (mm), and large ones represent surface temperature of plate (°C).

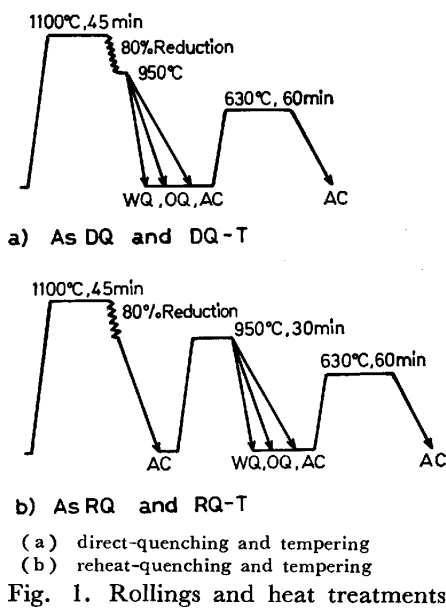


Fig. 1. Rollings and heat treatments.

長さの鋼片とした後圧延に供した。

Fig. 1 に直接焼入れ (DQ) と再加熱焼入れ (RQ) の圧延条件と熱処理条件を示す。圧延条件 (加熱温度・圧延パススケジュール) および熱処理条件 (焼入温度・焼もどし温度) は鋼種によらず同一とした。また Table 2 に示すように仕上げ板厚に応じてスラブ板厚を変化させて、全圧下率がすべて 80% となるようにした。さらに調整温度 (1025°C) 以下の 1 パスあたりの圧下率は仕上げ板厚によらずほぼ同一とし、仕上げ板厚によらず加工条件が同じになるように配慮した。

Fig. 1 (a) は直接焼入れの場合である。950°C で板厚 6 mm~30 mm の鋼板に仕上げた後、950°C に保定した炉中で 30 s 等温保持した後水冷、油冷、または空冷した。Fig. 2 (b) は再加熱焼入れの場合である。950°C で板厚 6 mm~30 mm の鋼板に仕上げた後一旦室温まで空冷し、その後 950°C で 30 min 間再加熱した後、水冷、油冷、または空冷した。いずれの場合も焼入れ後

鋼板を長手方向の中心で切断し、一方に 630°C で 60 min 間の焼もどしを施し、他方は焼入れままで特性を調査した。

本研究は鋼板の板厚と焼入方法を変えることにより焼入時の冷却速度を大幅に変化させて、冷却速度が鋼板の機械的性質に及ぼす影響を直接焼入れと再加熱焼入れについて調査比較したものである。

機械的性質は鋼板の板厚中心 (1/2 t) から圧延 (L) 方向に試験片を採取して調べた。引張特性は平行部の直径が 4 mm、長さが 30 mm の丸棒引張試験片を用いてインストロン引張試験機により調べ、衝撃特性は 2 mm V ノッチシャルピーサブサイズ試験片 (5 mm×10 mm×55 mm) を用いて調べた。マイクロ組織観察は板厚中心部について行い、腐食液は 2% ナイタルを用いた。電顕観察はマイクロ試験片からレプリカを抽出法で作成し、JEM-5Y (加速電圧 100 kV) により行つた。

鋼板中心部の冷却速度は計算によつて推定した。今、鋼板の冷却過程を板厚 2L の無限平板の冷却過程で近似し、鋼板の初期温度を T_1 (均一)、冷却剤の温度を T_2 (一定)、鋼板中心部の温度を T とすると、一般化温度 $v = (T - T_2) / (T_1 - T_2)$ は一般化時間 $\tau = (a^2 t / L^2)$ (a^2 : 熱拡散率) の関数として (1) 式で与えられる¹⁵⁾。

$$v = \sum_{n=1}^{\infty} \{A_n \cdot \exp(-M_n^2 \tau)\} \dots\dots\dots (1)$$

また係数 A_n は (2) 式で与えられる。

$$A_n = 2B \sin M_n / M_n (B + \sin^2 M_n) \dots\dots\dots (2)$$

ただし、 M_n は $M_n \tan M_n = B = H \times 2L$ (H : 焼入急冷度) を満足する値である。

計算にあつては、熱拡散率 a^2 を 0.1 cm²/s とし、水冷、油冷、空冷の場合の焼入急冷度をそれぞれ 0.38, 0.11, 0.008 cm⁻¹ とした。これらの値は静止した水、油、および空気の焼入急冷度に相当する¹⁶⁾。また鋼板の初期温度 T_1 を 950°C、冷却剤の温度を 20°C として、(1) 式によつて鋼板中心部の冷却速度を求めた。

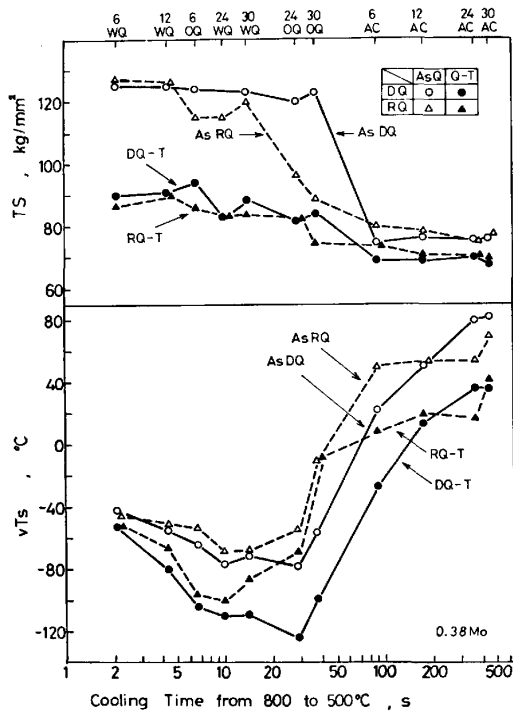


Fig. 2. Effect of cooling rate on mechanical properties of 0.8Mn-Cu-Ni-0.4Cr-0.4Mo-V-B steel (steel 1).

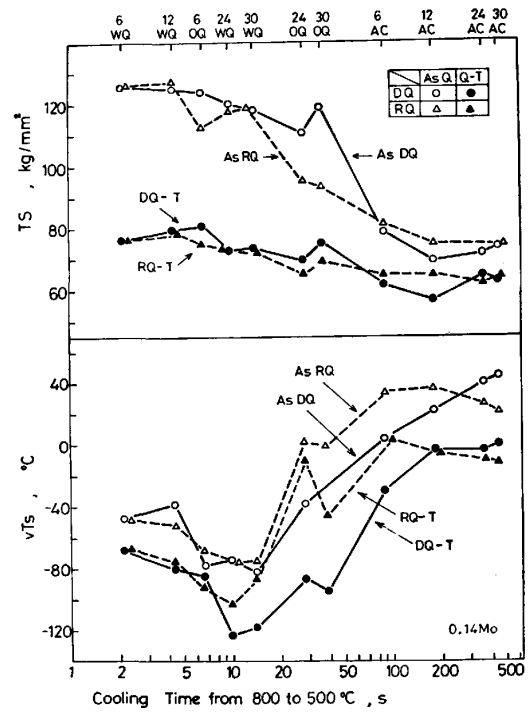


Fig. 3. Effect of cooling rate on mechanical properties of 1.0Mn-Cu-Ni-0.6Cr-0.14Mo-VB steel (steel 2).

3. 実験結果

3.1 機械的性質に及ぼす冷却速度の影響

3.1.1 強度と冷却速度の関係

Fig. 2, 3 の鋼 1, 2 の引張強さ (TS) を 800°C から 500°C の冷却時間で整理した結果について以下に論じる。

焼入れままの強度は、冷却速度の減少 (すなわち冷却時間の増加) にもとない低下するが、これはマイクロ組織がマルテンサイト組織からマルテンサイトとベイナイトの混合組織さらにベイナイト組織へと変化することに対応している。なお鋼 1, 2 ともに 30 mm 厚空冷の場合でもフェライト・パーライト組織とはならず、大森ら⁶⁾のベイナイトの分類に従えば、B-I 型ベイナイト組織 (600°C から 500°C の間で生成する炭化物析出を伴わないベイニティックフェライト組織) となる。

直接焼入れまま (As DQ) と再加熱焼入れまま (As RQ) とを比較すると、強度が低下する冷却速度が DQ により徐冷側に移行することがわかる。強度の低下は B-I 型ベイナイトの生成に対応しており、このことは DQ により B-I 型ベイナイトの生成が抑制されることを示している。

冷却速度の大きい領域では、As DQ と As RQ の TS はほぼ一致した (例えば 6 mm 厚 WQ)。これは

完全に焼きが入れば、両者の強度はほぼ一致することを示している。ところで、中村ら⁶⁾は純鉄を加工後急冷すると通常の焼入れに比べて硬さが増加することを示しているが、本研究では仕上げ圧延後 30 s 等温保持した後焼入れを行っており、加工歪みは凍結されていないと考えられる。

冷却速度の遅い領域 (空冷の場合) では、As DQ の強度は As RQ よりもやや低いが、これは DQ では、圧延後の冷却過程で BN が生成し焼入性が低下したためだと考えられる。

焼もどし後の強度を比較すると直接焼入れ焼もどし (DQ-T) 材は再加熱焼入れ焼もどし (RQ-T) 材に比べて TS で 1~5 kgf/mm² 程度増加している。

鋼 1 (0.4Mo) と鋼 2 (0.14Mo) を比較すると焼入れままの強度は両者で大差はないが、焼もどし後の強度は全体的に鋼 2 の方が低くなっており、Mo が焼もどし軟化抵抗を高めていることがわかる。

3.1.2 靱性と冷却速度の関係

Fig. 2, 3 に鋼 1, 2 の 50% 脆性破面遷移温度 (vTs) を 800°C から 500°C の冷却時間で整理した結果から以下のことがわかる。vTs は冷却速度に依存して大きく変化するが、DQ, RQ とともに vTs を最小にする冷却速度が存在する。すなわち、急冷域では -40°C 程度の vTs を示すが、冷却速度の減少にもとない一旦低下し最

小となつた後、再び急激に上昇する。

大谷ら⁷⁾は低炭素低合金鋼のマイクロ組織と靱性について調べ、 vTs を最適にする冷却速度が存在することを明らかにしている。それによれば、マイクロ組織的には完全マルテンサイト組織が必ずしも最良の靱性を示すのではなくて、B-III型ベイナイト(フェライトラス内の特定面にセメントサイトを析出したベイナイト)とマルテンサイトの混合組織が最良の靱性を示すことを明らかにした。これはマルテンサイト変態に先行して生成するB-III型ベイナイトがオーステナイト粒を分割する結果、実質的にオーステナイト粒が細粒化し破面単位が小さくなり vTs が低下することによると説明している。本研究によつて、直接焼入れにおいても同様な現象が現れることが明らかとなつた。

次に、 vTs と冷却速度の関係を表す曲線の形状は、As DQとAs RQで特に大差はないが、 vTs が劣化する冷却速度がDQにより徐冷側に移行している。これはDQにより靱性を劣化させるB-I型ベイナイトの生成が抑制されることを示しており、DQにより焼入性が增大することと対応している。

3.2 強度と靱性・延性の関係

Fig. 4, 5に鋼1, 2のTSと vTs およびTSとEl(破断伸び)の関係を示す。

まず、TSと vTs の関係について述べる。図から大局的に見れば焼入れまま、焼もどし後ともに、TSの増加にともない vTs は直線的に低下するが、これはミク

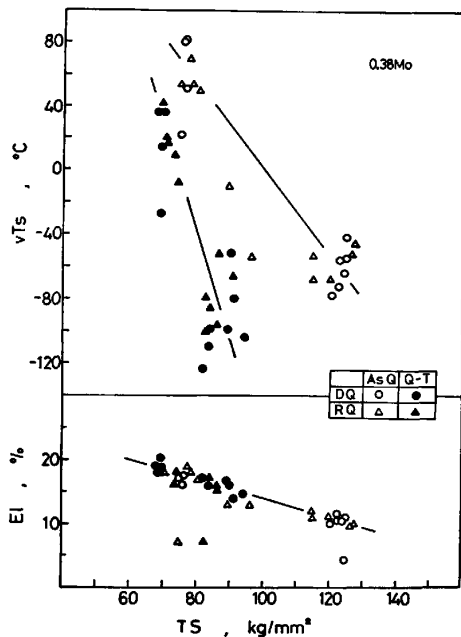


Fig. 4. Relations between transition temperature, elongation, and tensile strength of 0.8Mn-Cr-Ni-0.4Cr-0.4Mo-V-B steel (steel 1).

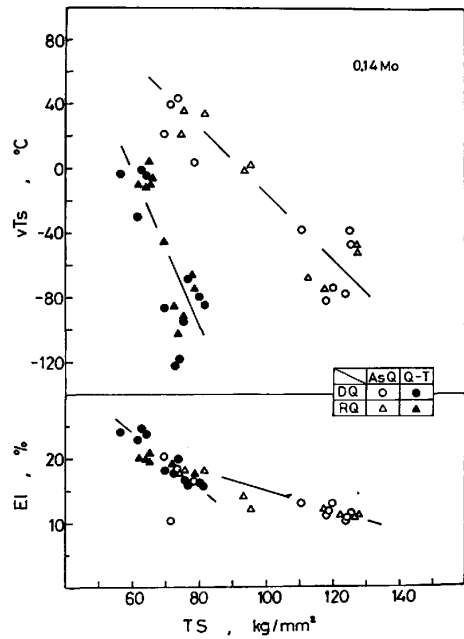


Fig. 5. Relations between transition temperature, elongation, and tensile strength of 1.0Mn-Cu-Ni-0.6Cr-0.14Mo-V-B steel (steel 2).

ロ組織がB-I型ベイナイトからマルテンサイトへと変化する過程に対応している。

直接焼入れと再加熱焼入れの強度靱性バランスを比較すると、両者で特に顕著な差はないと言える。

また鋼1と鋼2を比較するとMoの低い鋼2の方が直線の傾きがゆるやかである。

次にTSとEl(破断伸び)の関係について述べる。図からElはTSの増加に伴いほぼ直線的に減少すること、DQとRQはほぼ同じ強度延性バランスを示すこと、焼もどし処理によりTSは減少しElは増加することがわかる。直線の傾きは鋼1ではAs QとQ-Tと同じであるが、鋼2では焼もどしにより増加する。これはMo含有量の少ない鋼2は鋼1に比べて焼もどし後の強度の低下が大きく、十分に軟化したためであると考えられる。なおElが極端に低い点は、C破断したものの(標点外で破断した場合)の値である。

一般に強度と靱性あるいは延性は、相反する材料特性であり、マイクロ組織を一定として強度を増加させると靱性、延性は低下する。しかし、靱性(vTs)はマイクロ組織依存性が大きく、B-I型ベイナイトからマルテンサイトに組織を変えることにより、高強度でしかも高靱性を達成できるのに対して、延性(El)は強度上昇に伴い単調に減少し、マイクロ組織に対する依存性が小さいと言える。

3.3 ミクロ組織の比較

Photo. 1に鋼1の光学顕微鏡組織をAs DQとAs RQで比較して示す。マイクロ組織は、冷却速度が速く

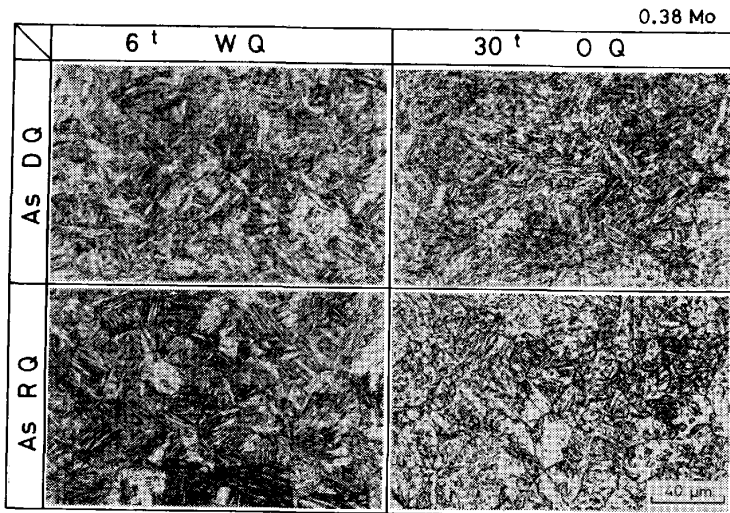


Photo. 1. Optical microstructures of 0.8Mn-Cu-Ni-0.4Cr-0.4Mo-V-B steel (steel 1).

DQ と RQ で TS, vT_s の差がほとんどない 6 mm 厚水冷材 (6 t WQ) と冷却速度が遅く DQ と RQ で TS, vT_s の差が最大となる 30 mm 厚油冷材 (30 t OQ) について比較した。

6 t WQ の場合は, DQ, RQ とともにマルテンサイト組織となつている。しかし 30 t OQ の場合は, DQ のときはマルテンサイトとベイナイトの混合組織を示すのに対して RQ のときは B-I 型ベイナイトおよび B-II 型ベイナイトの生成した, 不完全焼入組織を示す。写真からも明らかなように, 直接焼入れによる強度靱性の向上は焼入性の増大にともなうマイクロ組織の差に起因することがわかる。

Photo. 2, 3 に鋼 1 の抽出レプリカ組織を示す。レプリカは Photo. 1 に示したマイクロ組織と同じ試片から作成した。Photo. 2 は 6 mm 厚 WQ の場合であるが, As DQ, As RQ とともにマルテンサイト組織を示す。マルテンサイトは一部 auto-temper されてラス内にセメントサイトを析出している。また, 0.3~0.8 μ 程度の大きさの角状の析出物が多数分散しているが, 電子線回折により AIN であることを確認した。これは 1100°C 加熱時に未固溶で存在した AIN であると考えられ, DQ と RQ を比較しても, 両者で特に大きな差は見あたらなかつた。

Photo. 3 は 30 mm 厚 OQ の場合であるが, DQ の場合はマルテンサイトと B-III 型ベイナイトと B-II 型ベイナイト (フェライトラス界面に沿つてセメントサイトを析出したベイナイト) の混合組織を示すのに対して, RQ の場合はフェライトラスの発達した B-I 型ベイナイトおよび B-II 型ベイナイト組織を示している。このようなマイクロ組織の顕著な差により, DQ の強靱性が向上したと考えられる。

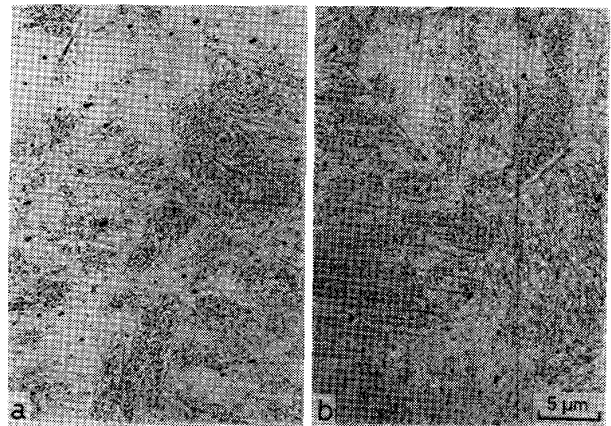


Photo. 2. Extraction replicated microstructures of 6 mm thick plates of 0.8Mn-Cu-Ni-0.4Cr-0.4Mo-V-B steel (steel 1).

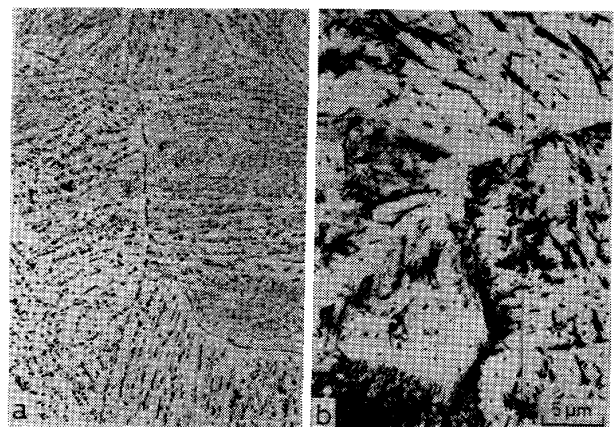


Photo. 3. Extraction replicated microstructures of 0.8Mn-Cu-Ni-0.4Cr-0.4Mo-V-B steel (steel 1).

4. 考 察

4.1 直接焼入れによる強靱性の向上

Figs. 6, 7 に直接焼入れと再加熱焼入れの強度と靱

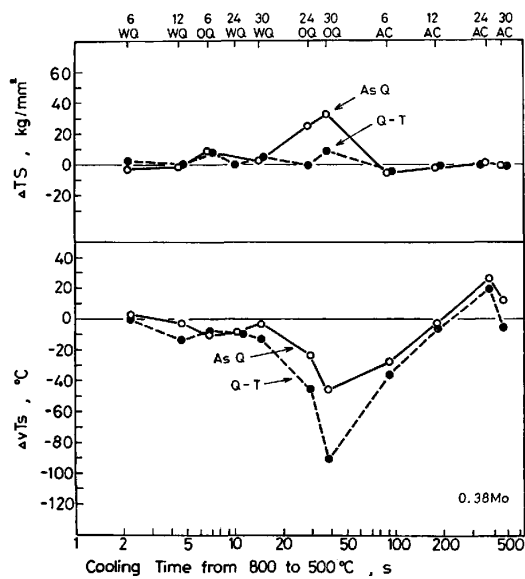


Fig. 6. Enhancement of strength and toughness by direct-quenching of 0.8Mn-Cu-Ni-0.4Cr-0.4Mo-V-B steel (steel 1). $\Delta TS = TS(DQ) - TS(RQ)$, $\Delta vTs = vTs(DQ) - vTs(RQ)$.

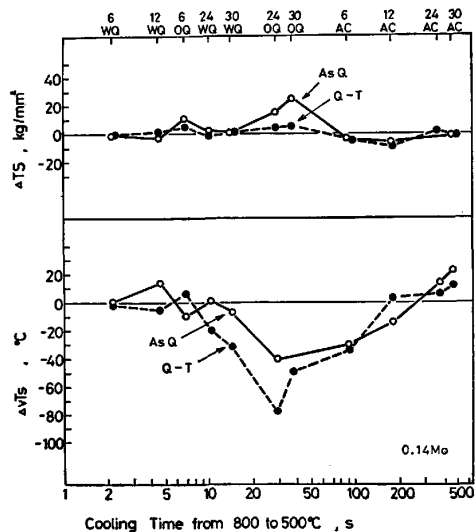


Fig. 7. Enhancement of strength and toughness by direct-quenching of 1.0Mn-Cu-Ni-0.6Cr-0.14Mo-V-B steel (steel 2). $\Delta TS = TS(DQ) - TS(RQ)$, $\Delta vTs = vTs(DQ) - vTs(RQ)$.

性の差を 800°C から 500°C の冷却時間で整理した結果を示す。

焼入れままの結果から、直接焼入れを行うと特定の冷却速度範囲で強度差が著しく大きくなるのがわかる。

Photo. 1, 3 に示したように、DQ と RQ の強度差が最も大きい冷却速度で焼入れると直接焼入れ材は再加熱焼入れ材よりも焼きのよく入った組織を示しており、直接焼入れによる強度上昇が焼入れ性の向上に基づくマイクロ組織の相違によるものであることがわかる。一方、冷却速度の速い領域では、直接焼入れ材の強度は再加熱焼入れ材と

同程度ないし多少増加し、冷却速度の遅い領域では同程度ないし多少低下する。

低合金鋼を熱間圧延後直接焼入れ焼もどしすると、通常の再加熱焼入れ焼もどしに比べて強度が上昇することが 2, 3 の研究者により指摘されている²⁾³⁾⁸⁾⁹⁾。その強化機構としては、

- (1) 焼入れ性の向上, (5) 加工歪みの凍結硬化, (3) 析出硬化の拡大

などが指摘されているが、十分に明らかにされているとは言えない。

本研究結果は、直接焼入れの強化機構としては焼入れ性の増大によるマイクロ組織の差がきわめて重要であることを示している。加工後短時間で焼入れることが可能な鍛造焼入れや、未再結晶オーステナイト領域で加工後焼入れた場合には、加工によつて導入された格子欠陥が凍結されて強化に寄与し得ると考えられるが²⁾⁶⁾¹⁰⁾、本研究のように加工されたオーステナイトを再結晶させた後に焼入れる場合には加工歪みの凍結によるマルテンサイトの強化を期待することはあまりできないと思われる。たとえば、As DQ, As RQ とともに完全マルテンサイト組織の場合 (Fig. 6, 6 t WQ), 両者の強度はほぼ同じ値を示している。

また、直接焼入れは再加熱焼入れに比べて加熱温度が高いため、V, Nb などの炭窒化物生成元素のオーステナイト中での固容量が増加して、焼もどし時の析出強化が増加すると考えられる。焼もどし後の強度に着目すると、DQ-T により TS は 1~5 kgf/mm² 増加しているが、この場合は冷却速度の速い領域においても強度が増加している。このことは直接焼入れにより析出強化が増加していることを意味している。

一方、直接焼入れ材と再加熱焼入れ材の靱性を比較すると、急冷域 (冷却時間 15s 未満) では、DQ の vTs は RQ と同程度ないし多少向上している。この領域では DQ, RQ とともにマルテンサイト組織あるいはマルテンサイトと B-III 型ベイナイトの混合組織となるために、ほぼ同じ vTs を示すと思われる。

また徐冷域 (冷却時間 90s 以上) では、DQ の vTs は RQ と同程度か多少劣化する。この領域では、DQ, RQ とともに B-I 型および B-II 型ベイナイト組織となるためにオーステナイト粒度が 1~2 番程度粗大な DQ の vTs が RQ に比べて劣化したものと思われる。(γ 粒度測定の結果、DQ は 6.2 番、RQ は 7.3 番であり、DQ の方が粗粒であった。)

† ミクロ組織観察によつて、旧オーステナイト粒界が展伸していないことを確認して、再結晶後に焼入れたものと判断した。

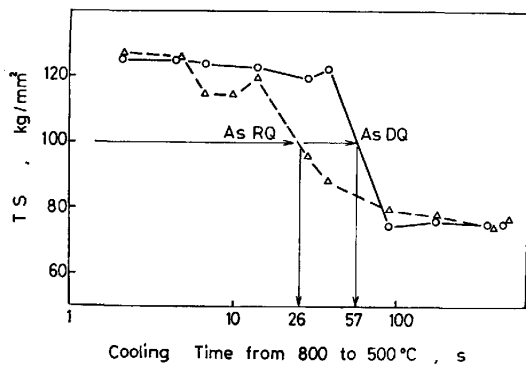


Fig. 8. Method for evaluating the increase in hardenability by direct-quenching (steel 1).

中間の冷却速度域では、DQ の vT_s は RQ に比べて著しく向上する。Photo. 1 からも明らかなように、これは焼入性の向上によってもたらされたものである。

以上のように、直接焼入れを行くと B-I 型ベイナイトの生成が抑制されて（すなわち焼入性が向上して）、強度靱性が向上することが、本研究によつて明らかとなった。

4.2 焼入性向上の定量化

直接焼入れによつてどの程度焼入性が向上するのかについて以下に検討を加える。Fig. 8 に As DQ と As RQ について TS と冷却時間の関係を示す。100% マルテンサイト組織のとき（急冷域）TS は約 130 kgf/mm² であり、100% B-I 型ベイナイト組織のとき（徐冷域）TS は約 70 kgf/mm² であるから、50% マルテンサイト組織のとき TS は約 100 kgf/mm² を示すと考えると、この値を焼入性の基準として採用した。

Fig. 8 から鋼 1 の場合、800 から 500°C の冷却時間が RQ のときは約 26 s、DQ のときは約 57 s のとき 50% マルテンサイト組織になることがわかる。次に一端焼入れ試験片の水冷端からの距離と 800 から 500°C の冷却時間の関係¹¹⁾を用いて Jominy 距離を求め、さらに Jominy 距離と理想臨界直径 (D_I) との関係¹²⁾を用いて D_I を求めた。得られた結果を Table 3 に示す。直接焼入れの D_I は 112 mm となり、再加熱焼入れの D_I は 80 mm となった。

今、直接焼入れに対する焼入性倍数 f_{DQ} を考え f_{DQ} を次式によつて定義すると、

Table 3. Increase in hardenability by direct-quenching (steel 1).

	Cooling time from 800 to 500°C (s)	Equivalent Jominy distance (mm)	Ideal critical diameter (mm)
DQ	57	22.4	112
RQ	26	13.4	80
DQ/RQ	2.1	1.67	1.40

$$D_I \text{ (直接焼入れ)} = f_{DQ} \times D_I \text{ (再加熱焼入れ)}$$

Table 3 から f_{DQ} は約 1.4 となる。すなわち、直接焼入れによつて焼入性が約 1.4 倍増大することが明らかとなった。

4.3 焼入性向上のメカニズム

本研究によつて、直接焼入れによる強度・靱性の向上が焼入性の増大に伴う焼入組織の変化に起因することが明らかとなった。そこで次に焼入性向上のメカニズムについて検討を加える。

焼入れ直前のオーステナイトの状態について DQ と RQ を比較すると、焼入性が異なる原因として

- (1) オーステナイトの粒度の差
- (2) 合金元素の粒界非平衡偏析
- (3) オーステナイトの均質化
- (4) AlN 等の窒化物の析出量の影響

などが考えられる。

(1)は、DQ の γ 粒が RQ に比べて 1~2 番程度粗大であるために焼入性が向上するという考えである。一般にベイナイト変態は γ 粒度の影響を受けにくいと考えられている。たとえば、ベイナイトに対して理想臨界直径 (D_I) を焼入性倍数を用いて計算で求める場合には、 γ 粒度の影響は無視されている¹³⁾。しかし、低炭素低合金鋼のベイナイトはオーステナイト粒界から核生成し、成長するのであるから⁵⁾、オーステナイト粒径が増加すれば、単位体積あたりの核生成場所が減少し、ベイナイトの変態速度は減少すると考えられる。たとえば、梅本ら¹⁴⁾はベイナイト変態の kinetics について調査し、オーステナイト粒径が増加するとベイナイト変態の進行は遅くなるが、ベイナイト変態に及ぼすオーステナイト粒度の影響はパーライト変態の場合に比べれば小さいことを明らかにした。そこで今、ベイナイト変態に及ぼすオーステナイト粒度の影響をパーライト変態の場合と同程度であると仮定して（この仮定は γ 粒度の影響を過大評価することを意味する）、 γ 粒度の影響を評価する。DQ の γ 粒度を 6 番、RQ の γ 粒度を 8 番と仮定すれば、基本の D_I は DQ では $9.40 \times \sqrt{C}$ (C は炭素濃度) であり、RQ では $7.95 \times \sqrt{C}$ で与えられる。合金元素量は DQ と RQ で同じであるから、 D_I は高々 1.18 倍 ($9.40 \div 7.95$) 増加するに過ぎない。本研究では、DQ により D_I は約 1.4 倍増加しており、焼入性の増加をオーステナイト粒度のみで説明することは困難である。

次に(2)は、DQ ではオーステナイト粒界に合金元素が非平衡的に偏析し、粗大なベイナイトの生成を抑制するという考えである。DQ では、オーステナイトは加工と再結晶をくり返しながら微細化した後冷却されるた

め, DQ の焼入性は加工の影響を受けやすいと考えられる. 例えば制御圧延の場合のように, γ の未再結晶領域で圧延を行うとフェライトの核生成が促進されて, 微細なフェライト組織となる. すなわちこの場合は熱間加工によつて焼入性は低下する. しかし本研究のように γ を再結晶させた後焼入れた場合は, 加工によつて過剰に導入された格子欠陥が消滅し, フェライトの核生成場所が減少するために焼入性は回復する. さらに再結晶時に, γ 粒界が solute atom を drag しながら移動するならば, 再結晶終了時には合金元素は平衡状態よりも高い濃度で γ 粒界に偏析すると思われる. もしそうであるならば, γ 粒界でのフェライト, ベイナイトの核生成を抑制し, 焼入性を向上させると考えられる.

(3) はオーステナイト化温度の相違に基づく効果である. DQ では γ 化温度 (圧延加熱温度) が高いために Nb, Cr 等の離溶性炭化物も均一に固溶して焼入性を高める. また, Cr, Mn, V 等の元素はセメンタイト中に濃縮されており, セメンタイトが γ 中に固溶した後もこれらの元素は局所的に偏析しており, 均一に拡散するにはある程度の時間が必要である. このとき, 温度が高いほど拡散速度も速いので均一化しやすく, 焼入性が向上すると考えられる.

(4) は DQ では加熱温度が高く, AlN などの窒化物が固溶しやすいために, 析出量が減少して焼入性を高めるという考えである. AlN 等の析出物にはフェライトあるいはベイナイトの核生成場所になり得ると考えられるので, AlN の析出量の少ない DQ の方が増加し得ると考えられる.

以上のように, 直接焼入れにより焼入性が向上する原因は, 複数のメカニズムによつて支配されていると思われるが, 個々のメカニズムの寄与がどの程度であるかについては明らかではなく, 今後に残された課題である.

5. 結 言

直接焼入れ法の冶金的特徴を再加熱焼入れ法に対比させて明らかにするために, 80 kgf/mm² 級高張力鋼を熱間圧延後, 種々な冷却速度で直接焼入れあるいは再加熱焼入れし, ミクロ組織と機械的性質に及ぼす冷却速度の影響について調べた. 得られた結果は次のとおりである.

- 1) 直接焼入れを行うと特定の冷却速度範囲で再加熱焼入れに比べて著しく強度が増加するとともに, 大幅に靱性が向上することを見いだした.
- 2) この冷却速度範囲では, 再加熱焼入れは焼きのあ

まい粗大ベイナイト (B-I 型ベイナイト) 組織を示すのに対して, 直接焼入れはマルテンサイトとベイナイトの混合組織を示す. すなわち, 直接焼入れによる強度, 靱性の向上は焼入性の向上に伴うミクロ組織の差に基づくことが明らかとなつた.

3) 0.12C-0.27Si-0.81Mn-0.25Cu-0.89Ni-0.40Cr-0.38Mo-0.03V-B 鋼の場合は直接焼入れによる焼入性の向上は, 焼入性倍数で評価すると約 1.4 であることを明らかにした.

4) 焼入性向上のメカニズムとしては, オーステナイト粒度の差のみでは説明できず, 再結晶時に γ 粒界に合金元素が非平衡的に偏析し, 焼入性を高め得ること, オーステナイト中の合金元素の均質化あるいは AlN 等の析出物の影響などを考慮する必要がある.

5) 強度靱性バランス, 強度延性バランスは直接焼入れと再加熱焼入れでほぼ一致する.

おわりに, 本研究の発表を許可された中央技術研究所長, 西岡邦夫博士に深く感謝いたします. また本研究の遂行に御援助賜つた同所所次長行俊照夫博士に御礼申し上げます.

文 献

- 1) 田村今男: 日本金属学会会報, 2 (1963), p. 426
- 2) 久保田広行, 小指軍夫, 清水輝彦: 日本金属学会誌, 32 (1968), p. 1074
- 3) 大須賀立美, 田中淳一, 大内千秋, 林田道雄: 鉄と鋼, 55 (1969), S 666
- 4) G. TITHER and J. KEWEL: JISI, 208 (1970), p. 686
- 5) 大森靖也, 大谷泰夫, 邦武立郎: 鉄と鋼, 57 (1971), p. 1690
- 6) 中村 衛, 浅村 均, 山中久彦: 日本金属学会誌 32 (1968), p. 1047
- 7) 大谷泰夫, 寺崎富久長, 邦武立郎: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 434
- 8) 中村 素: 日本金属学会誌, 30 (1966), p. 151
- 9) 天明玄之輔, 田中淳一, 大内千秋: 鉄と鋼, 58 (1972), S 157
- 10) 塩谷敏祐, 山田銃一, 樽谷 豊: 日本金属学会誌 31 (1967), p. 126
- 11) F. WEVER and A. ROSE: Stahl Eisen, 74 (1954), p. 749
- 12) J.M. HODGE and M.A. OREHOSKI: Trans. Metall. Soc. AIME, 167 (1946), p. 502
- 13) たとえば, 長崎誠三, 他: 金属データブック (1974), p. 134 [丸善]
- 14) 梅本 実, 堀内一也, 田村今男: 鉄と鋼, 68 (1982), p. 461
- 15) 荒木 秀, 他: 鋼の熱処理技術 (1974), p. 64 [朝倉書店]
- 16) 同 上, p. 63