

© 1989 ISIJ

論 文

高炭素鋼のパテンティング処理材の機械的性質 および組織

金築 裕*・勝亦正昭*²・佐藤始夫*³・細見広次*⁴

Effect of Hot Deformation on the Mechanical Property and Microstructure of Patented High Carbon Steels

Yutaka KANETSUKI, Masaaki KATSUMATA, Motoo SATO and Koji HOSOMI

Synopsis :

The effect of hot deformation on pearlite transformation behavior has been studied in high carbon steels using direct patenting treatment. Patenting after hot deformation showed the refinement of pearlite lamellar spacing and an increase in tensile strength. In order to study the transformation kinetics change due to hot deformation, the Jominy end quench tests have been carried out directly after hot rolling and compared with the usual Jominy curves obtained using reheated specimen with same austenite grain size. This method showed an increase in the hardenability, which was accompanied by suppression of Widmanstätten ferrite and bainite nucleation and pearlite growth. Furthermore, the magnitude of increase in hardenability depend on the carbon and manganese contents, and the curved austenite grain boundary which was preserved by rapid cooling.

Key words : high carbon steel ; hot deformation ; patenting ; hardenability ; Jominy test ; pearlite ; bainite ; Widmanstätten ferrite.

1. 緒 言

材料の機械的性質はその組織に敏感な性質であり、従来、種々の熱処理により組織制御の試みがなされてきた。最近、鉄鋼材料の組織制御技術として制御圧延、制御冷却技術が発達し、より精密な組織制御が可能となり、優れた材料が製造されてきている¹⁾。また、この制御圧延、制御冷却技術は従来の製造プロセスに対してエネルギー、合金元素の節約にも寄与している。このために、高強度、高靱性の鋼板の製造においては不可欠の技術になっている。この場合の組織制御はオーステナイト粒の微細化によるところが大きい。

しかしながら、鋼板に用いられる低炭素鋼に比べ、機械構造用として用いられる中炭素鋼、高強度鋼線として用いられる高炭素鋼への制御圧延、制御冷却技術の適用は比較的少ない。例えば、中炭素の機械構造用鋼では熱間鍛造と調質処理を兼ねた加工熱処理法として適用され

ている。しかしこの場合も各部品の複雑形状による加工量、加工速度、冷却速度の場所的な不均一性のために制約は大きい。また、高炭素鋼では直接パテンティング技術に見られるように冷却制御が主体で制御圧延はその速い圧延速度からも大きな制約になっている。現在、高炭素鋼線の製造プロセスにおいてステルモア法と呼ばれるコンベア上での強制空冷法がインラインで行われており、これを直接パテンティングと呼んでいる。しかし直接パテンティング法は従来オフラインで行われる鉛パテンティング法に比べその冷却能は劣る。このため直接パテンティング法ではパーライトのラメラ間隔の粗大化が避けられない。したがって現在、冷媒として溶融したソルトを用いる方法²⁾とか焼入性を改善するための化学成分の調整による方法³⁾が鉛パテンティングに替わる方法として開発されてきている。しかしながら現在なお制御圧延の効果を検討した検討は行われていない。したがって高炭素鋼での制御圧延に関する研究は少ないが、

昭和 61 年 10 月本会講演大会にて発表 平成元年 3 月 1 日受付 (Received Mar. 1, 1989)

* (株)神戸製鋼所鉄鋼技術研究所 (Iron & Steel Research Laboratories, Kobe Steel, Ltd., 1-3-18 Wakinocho Chuo-ku Kobe 651)

*² (株)神戸製鋼所鉄鋼技術研究所 工博 (Iron & Steel Research Laboratories, Kobe Steel, Ltd.)

*³ (株)神戸製鋼所鉄鋼技術研究所 (現:(株)神戸製鋼所加古川製鉄所) (Iron & Steel Research Laboratories, Now Kakogawa Works, Kobe Steel, Ltd.)

*⁴ (株)神戸製鋼所鉄鋼技術研究所 (現:(株)神戸製鋼所技術情報企画部) 工博 (Iron & Steel Research Laboratories, Now Technical Information & Planning Department, Kobe Steel, Ltd.)

最近 LANG ら⁴⁾ によって基礎的な検討が試みられつつある。また、圧延プロセスでの冷却技術も発達してきていることから、制御圧延、制御冷却を適用した場合の中、高炭素鋼の変態速度および変態組織への効果を明らかにする必要が考えられる。

そこで、本研究では通常パテンティングと呼ばれる熱処理を施して用いられる高炭素鋼について、パテンティング時の変態挙動に及ぼす熱間加工の効果を熱処理タイプのパテンティング処理と比較することにより検討した。

2. 実験方法

Table 1 は本研究で用いた JIS G3506 相当の商用ビレットの化学成分を示している。用いた 5 鋼種 A~E は炭素量、Mn 量の影響も合わせて検討する目的で選定した。熱間加工の効果は引張強さ、および焼入性の測定により検討し、以下に示す方法を用いた。

2.1 引張強さの調査

実験方法を模式的に Fig. 1 に示している。すなわち、115 mm 角ビレットを 1100°C で 1h のオーステナイト化後、連続して 15 mm 厚さに熱間圧延を行った。熱間圧延の終了温度は 900~950°C であり、水冷後測定したオーステナイト粒度は ASTM No. で 8~9 番であった。試験材は圧延後、直ちに 520°C に保持した鉛浴中に浸漬するパテンティング処理を行った。この処理材を以下直接パテンティング材と呼ぶ。一方、熱間圧延後空冷し、さらに、900°C で 5 min (加熱温度は 8~9 番のオース

Table 1. Chemical composition (wt%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr
A	0.63	0.17	0.47	0.009	0.013	0.01	0.01	0.04
B	0.64	0.20	0.72	0.023	0.013	0.01	0.01	0.03
C	0.73	0.23	0.73	0.022	0.018	0.01	0.01	0.03
D	0.81	0.19	0.50	0.011	0.012	0.01	0.01	0.04
E	0.82	0.23	0.71	0.024	0.013	0.01	0.01	0.02

B < 2 ppm

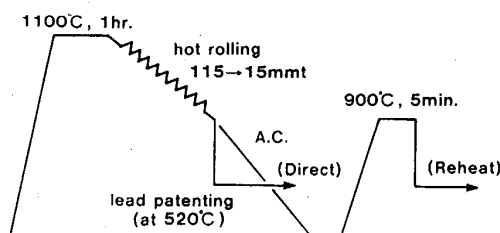


Fig. 1. Schematic illustration of experimental procedures.

テナイト粒度になるように選定した) の再加熱保持後、鉛浴にパテンティングし比較材として用いた。以後これを再加熱パテンティングと呼ぶ。両タイプのオーステナイト粒度は同等で、直接パテンティング材の場合も等軸の再結晶粒である。引張特性はパテンティング後圧延方向に平行に採取した 10 mm 厚さの板状試験片をインストロン引張試験機により測定した。

2.2 焼入性の調査

焼入性を評価する方法としてフォーラスマー試験機による CCT 曲線を求める方法が一般的であるが、本研究で用いた普通鋼ではノーズが短時間側にあるため精度良く測定することはかなり困難である。さらに、加工後の CCT 曲線を測定する方法として加工フォーラスター試験機があるが、冷却速度の速い場合には試験片内の冷却の不均一もありこれらの結果を直接比較するのは問題がある。焼入性を評価する別の方法としてジョミニ試験法があるが、本方法は水冷端からの距離により連続的に冷却速度が変化し、変態挙動を直接比較検討することが可能であるため本研究での焼入性の評価方法として採用した。

実験条件は Fig. 1 とほぼ同様のヒートパターンおよび加工パターンを用いた。Fig. 2 に具体的な実験手段を模式的に示している。熱間加工はオーバル、丸の孔型圧延機を用い、1100°C で 15 min Ar 雰囲気中でオーステナイト化した 23 mmφ の丸棒を 19 mmφ に圧延した。圧延終了温度は 905~940°C である。直接パテンティングタイプは熱間圧延後、直ちにジョミニ試験を行った。再加熱パテンティングタイプは直接ジョミニ試験を行った試料の空冷端を圧延方向に直角に切断し用いた。すなわち全く同一の圧延後空冷した丸棒を 950°C で 15 min の再加熱後直ちにジョミニ試験に供した。加熱温度は直接パテンティングタイプと同一のオーステナイト粒度 5~6 番になるように設定した。ジョミニ試験時の水温は

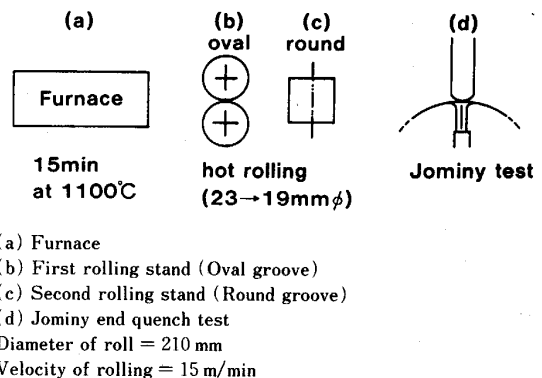
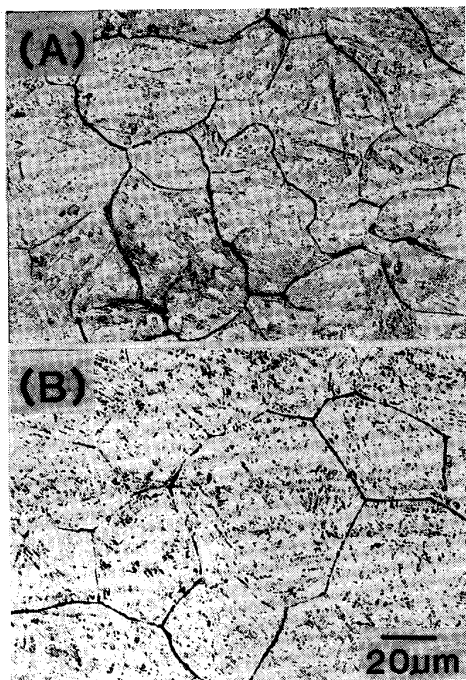


Fig. 2. Schematic illustration of roll pass sequence and Jominy test.



(A) Direct type (B) Reheat type

Photo. 1. Austenite grains observed at quenched end of the Jominy test pieces.

13~15°C にすべて調整した。Photo. 1 は水冷端のオーステナイト粒を示す。

3. 実験結果

3.1 パテンティング後の引張強さに及ぼす熱間加工の効果

Fig. 3 は直接および再加熱パテンティング材の引張強さを炭素量との関係で示している。いずれの炭素量においても直接パテンティング処理により引張強さが増加することが認められ、その効果の程度は炭素量の増加とともに著しく 0.8% C の Steel E では引張強さの増加は約 12 kgf/mm² である。Photo. 2 はパテンティング後の組織を走査型電子顕微鏡で観察した結果を示している。Steel B, E いずれもパーライト組織のラメラ間隔は直接パテンティング材で微細化していることが認められた。また、0.6% C の Steel B では再加熱パテンティング材で粒界に初析フェライト (写真で黒く見える部分) が認められるのに対し、直接パテンティング材ではフェライトの析出は少なく、熱間加工の影響として初析フェライト変態への効果も認められる。

次に引張強さの増加とラメラ間隔の微細化との関係を検討した結果を Fig. 4 に示す (ラメラ間隔は 50 箇所測定しその平均で示している)。これらの強度とラメラ間隔との間の関係式は図中に示す EMBURY-FISHER

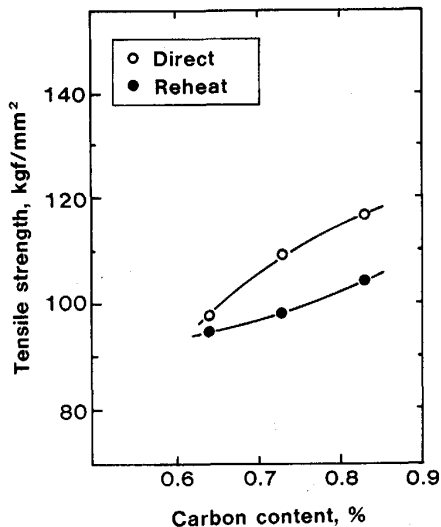
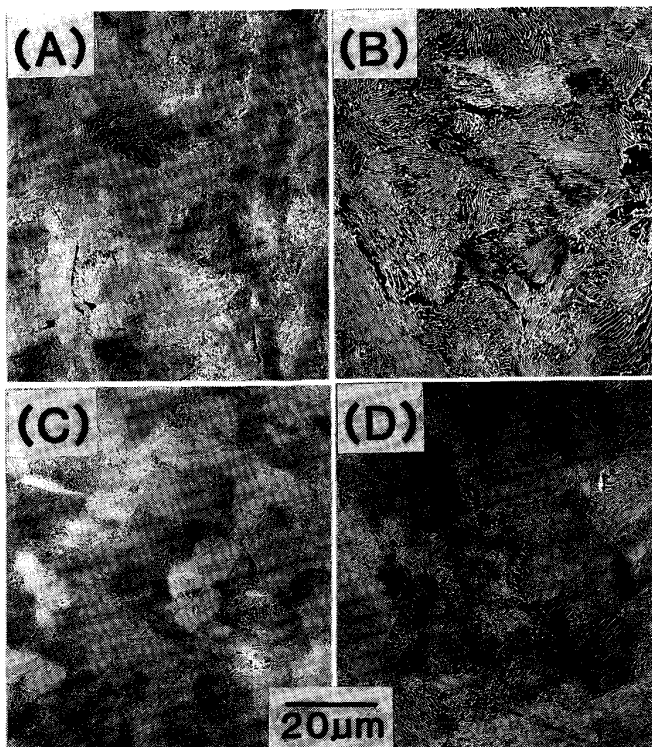


Fig. 3. Effect of direct patenting on the tensile strength of high carbon steels (B, C, E).



(A) Steel B, direct (B) Steel B, reheat
(C) Steel E, direct (D) Steel E, reheat

Photo. 2. SEM micrographs of steels patented directly and after reheating treatment showing the refinement of lamellar spacing by direct patenting.

の式⁵⁾が求められており、そこで Fig. 4 では $d^{-1/2}$ で整理している。また図中に Steel E の実機圧延線材を用いパテンティング温度を変えることによりラメラ間隔を変化させた場合の引張強さとラメラ間隔の関係も

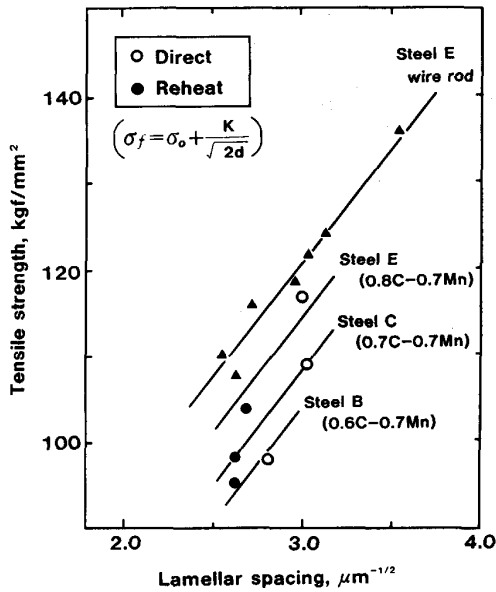


Fig. 4. Relation between tensile strength and lamellar spacing of pearlitic microstructure. The equation in parenthesis shows the relation between flow stress and lamellar spacing (d) demonstrated by EMBURY and FISHER⁵⁾.

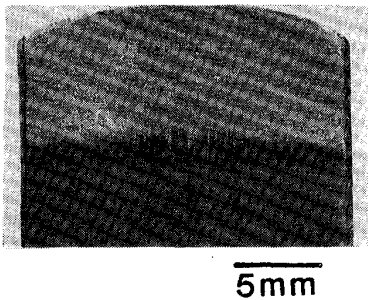


Photo. 3. Longitudinal section of Jominy test piece showing the influence of shape of quenched end on the depth of quenching.

同時に示しているが、本実験結果の引張強さの増加の様子は線材で得られた結果の傾きとほぼ同様である。引張強さの絶対値の違いは本実験材が板状の圧延板より採取したことによる組織分布の違いによるものと考えられる。したがって、これらの Photo. 2 および Fig. 4 の結果は熱間加工によって CCT 曲線のパーライト変態のノーズが長時間側にシフトしたことを示唆している。以下変態挙動についてジョミニ試験によりさらに検討を行った。

3.2 焼入性に及ぼす熱間加工の効果

熱間での丸棒の圧延によって、丸棒の端面は平面から Photo. 3 に示すように曲面になる。また、Photo. 3 の黒くエッチングをうけた部分はパーライト変態部を、白

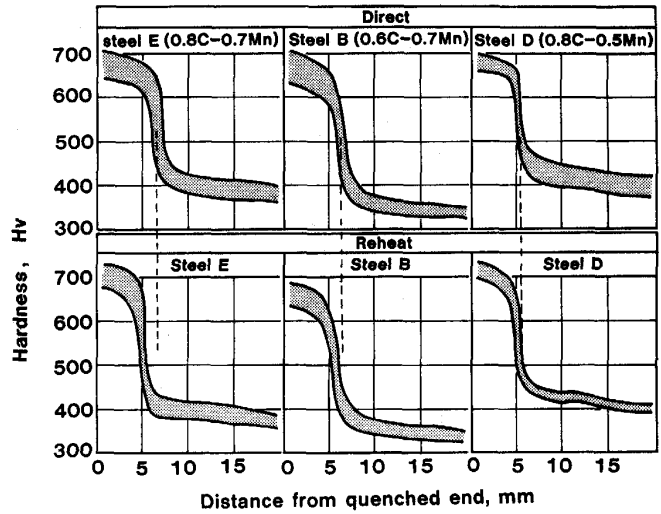


Fig. 5. Jominy curves of the high carbon steels (B, D, E) showing the effect of direct hot deformation on the hardenability as against the variation of carbon and manganese contents. Broken lines indicate the distance of 50% martensite of direct types.

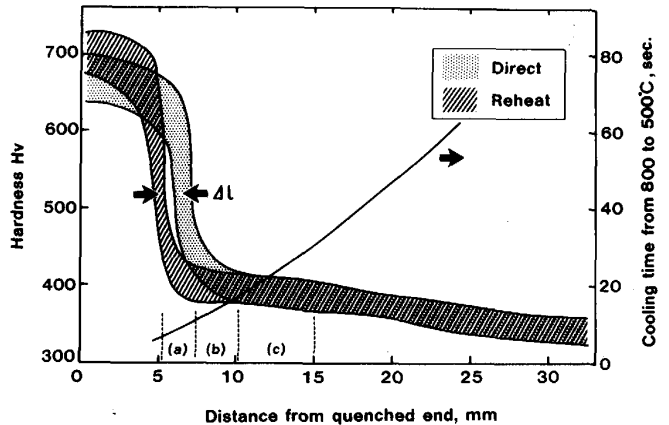
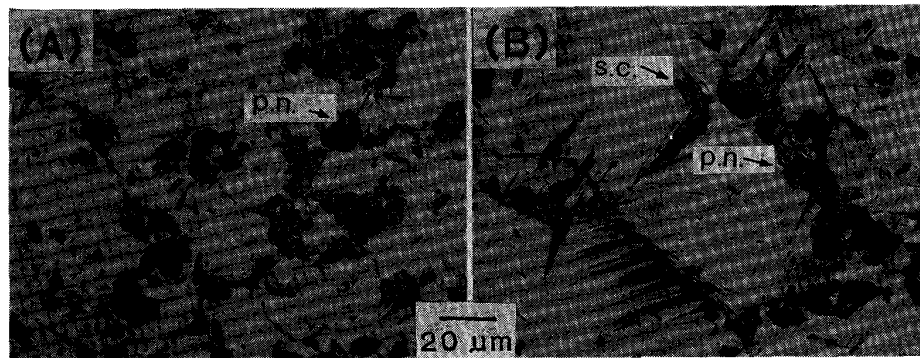


Fig. 6. Jominy curves of steel E and the relation between cooling time from 800°C to 500°C and the distance from quenched end (after F. WEBER and A. ROSE)¹¹⁾. Increase of hardenability (Δl) and region (a), (b) and (c) are defined in this figure.

い部分はマルテンサイト部を示しているが、Photo. 3 より明らかなように焼入深さは端面形状の影響をうけているため、本実験でのジョミニ曲線はジェット水の直接当たる中心軸に沿って求めた。

Fig. 5 は直接パテンティングタイプおよび再加熱パテンティングタイプのジョミニ曲線を示す。ハッチで示したジョミニ曲線のバンドは7個の試料の測定結果を含んでいる。Steel D における両タイプの差は小さいが Steel B, E では、すなわち炭素量, Mn 量の増加とともに直接パテンティングタイプの方が焼入性が明らかに向



(A) Direct (B) Reheat

Photo. 4. Optical micrographs of steel B observed at region (a). Direct type shows pearlite nodules (p.n.) and reheat type shows spiky constitutions (s.c.) predominantly.

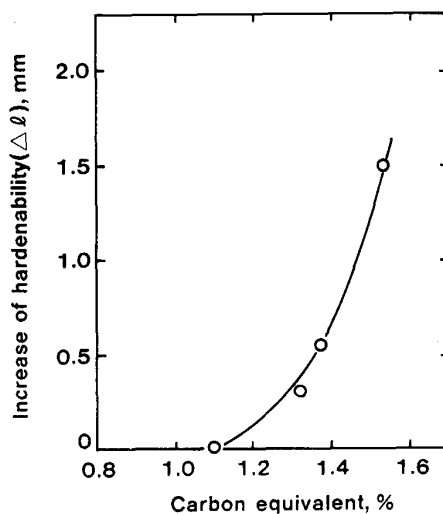


Fig. 7. Relation between increase of hardenability by hot deformation and the carbon equivalent.

上している。Fig. 6で Steel E について両者のジョミニ曲線を重ねて示している。50%マルテンサイトの位置で焼入深さを比較するとその差は1.6 mmであった。そこで、直接パテンティングタイプと再加熱パテンティングタイプの50%マルテンサイトの位置での焼入深さの差を Δl とし、化学成分との関係を検討した結果をFig. 7に示す。焼入性に対する化学成分の評価式として、例えば下に示す炭素当量の式がある⁶⁾。

$$\text{炭素当量} = C + Mn + 1/5(Cr + Mo + V) + 1/15(Si + Cu), \text{ wt\%}$$

上式は焼入性の関与する溶接性に対して用いられているが、上式を用い本実験鋼の化学成分の寄与を検討した結果、炭素とMn以外の示素はほとんど無視できる量である。したがって、Fig. 7では(C+Mn)量と Δl の関係を示している。両者間には良い相関が認められ、炭素量およびMn量の増加とともに熱間加工の焼入性

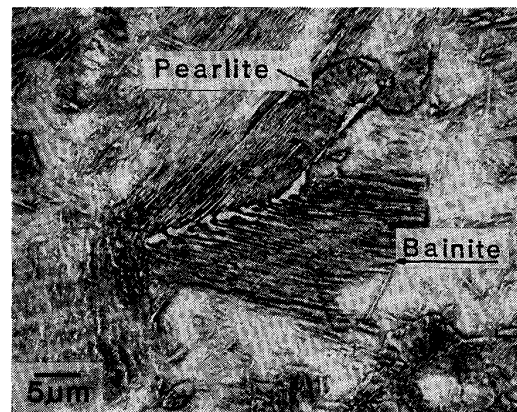
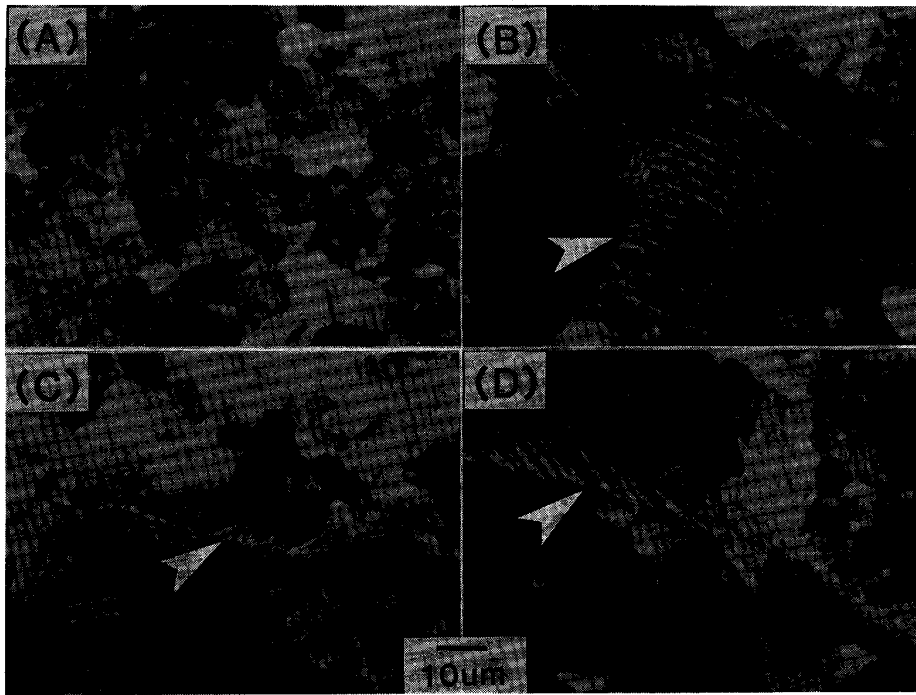


Photo. 5. SEM image showing pearlite nodules and bainite of steel B after reheating treatment.

に対する効果は増大することが認められた。

次にジョミニ試験片で観察した組織変化について示す。水冷端のオーステナイト粒についてはPhoto. 1に示しているように再加熱パテンティングタイプでは粒界が平滑であるのに対して、直接パテンティングタイプでは粒界は湾曲している。変態後の組織についてはFig. 6に定義した三つの領域で観察を行った。すなわち領域(a)は50%マルテンサイトの位置、領域(b)はすべてパーライト変態しているが硬度差の認められる場所、さらに領域(c)は硬度差の認められなくなった場所にそれぞれ対応している。Photo. 4, 5, 6は典型的な例として通常のパテンティングでパーライト、フェライトの認められるSteel Bでそれぞれの相の変化を観察した結果を示している。まず、領域(a)で観察した結果をPhoto. 4に示している。二つの特徴的な変態組織が認められ、一つは滑らかな界面のパーライトノジュールであり一つはスパイク状の変態生成物で、SEMで観察した結果をPhoto. 5に示すようにこの組織はベイナイト相である



(A) Direct, region (b) (B) Reheat, region (b)
(C) Direct, region (c) (D) Reheat, region (c)

Photo. 6. Optical micrographs of steel B showing the effect of hot deformation at region (b) and (c). Photo. (A) shows fully pearlitic microstructure and Photo. (C) shows small Widmanstätten ferrite in contrast to the large one as shown in Photo. (B) and (D). Arrows indicate the Widmanstätten ferrite.

ことが認められた。再加熱パテンティングタイプではベイナイトが多数認められるのに対し直接パテンティングタイプではベイナイトの生成は非常に少なくほとんどがパーライトノジュールである。同じ変化が他の試料についても認められた。次に領域(b)で観察した結果をPhoto. 6(A)(B)に示す。領域(b)では矢印で示すウイドマンステッテンフェライトにPhoto. 4で認められたベイナイトと同様の熱間加工の影響が認められた。すなわちベイナイト同様、ウイドマンステッテンフェライトも再加熱パテンティング材で認められるのに対して直接パテンティング材では全く認められなかった。また領域(c)ではPhoto. 6(C)(D)に示すように直接パテンティング材でウイドマンステッテンフェライトの生成は認められるものの数も少なく大きさも小さい。さらに冷却速度の遅い焼入端から20 mm以上離れた場所では粒界に沿って初析フェライトが認められ両者の差は認められなかった。

4. 考 察

本研究において高炭素鋼の直接パテンティング後の引張強さを従来の再加熱パテンティングタイプと比較した

結果、引張強さが増加することが認められた。これはPhoto. 2での組織観察およびFig. 4での検討結果より変態後のパーライトのラメラ間隔が微細化したためであることがわかった。さらに熱間加工直後のジョミニ試験により焼入性を検討した結果、熱間加工により焼入性が改善したことを示す結果が得られた。

熱間加工と焼入性との関係についてこれまでに二つの現象が報告されている。一つは焼入性が低下する現象で、例えば高炭素鋼についてはLANGら⁴⁾の報告があるが、焼入性低下の原因は主としてオーステナイト粒の微細化による核生成速度の増大によるものとされている。しかし本実験では再加熱パテンティングタイプの加熱温度を調整することによりほとんど同一のオーステナイト粒度に揃えて比較した。実際に測定した結果では5番から6番の範囲で変動していたが、この影響については例えばCARNEY⁷⁾によって求められている D_I と焼入深さの関係を用いて本実験範囲内の粒度差の焼入深さに対する影響を検討した場合約0.3 mmであることがわかった。したがって、本実験結果で認められた改善効果 ΔI に比べ小さく、オーステナイト粒径以外の別の要因によって焼入性が変化したものと考えられる。一方、逆に熱間加工直

後強冷した場合に焼入性が改善されることを低炭素鋼を用いて小松原ら⁸⁾が報告している。しかしながら、小松原らの場合 B を含有しており、B の効果については鎌田ら⁹⁾が示しているようにこの場合も B が影響を及ぼしていると考えられる。本実験材での B の分析結果は Table 1 に示すようにいずれも無視できる量であることから、本実験での焼入性の変化は B、オーステナイト粒径以外の要因によるものと考えられる。

次にジョミニ試験片の組織観察結果について考察する。熱間加工の変態組織に及ぼす影響としてベイナイト、ウィドマンステッテンフェライトの析出に対する抑制効果が認められた。すなわち、Photo. 4(B) に示すように再加熱タイプでベイナイトがパーライトと共存して存在し、熱間加工によってベイナイトの析出が抑制されることがわかった。高炭素鋼の TTT, CCT 図は最も良く知られており、一般にベイナイトはパーライトよりも低温で変態すると考えられている。しかし、最近 KENNON ら¹⁰⁾の研究によれば本研究で用いた Steel E とほぼ同一の成分の鋼で TTT 曲線を測定した結果、パーライト変態が起きる温度で同時にベイナイト変態が存在することを示している。Fig. 8 (Reheat) は KENNON らの結果を模式的に示している。また、パーライトよりも高温で変態する初析フェライト (Steel B の場合) についても熱間加工

により変態が抑制されることがわかった (Photo. 6)。Fig. 8 (Direct) はジョミニ試験から得られた変化、すなわち 50% マルテンサイト変態曲線、領域(a)(b)(c)での組織変化を考慮し Fig. 8 (Reheat) に対して熱間加工の効果を表現したものである。すなわち、熱間加工の効果はベイナイト変態曲線、初析フェライト (Steel B の場合) の変態曲線およびパーライト変態曲線のノーズが長時間側にシフトするため、連続冷却中の変態が抑制され、十分な過冷却が得られることがラメラ間隔の減少につながったものと理解される。

初析フェライトに対する熱間加工の効果をみると初析フェライトが塊状に析出する冷却速度の遅い領域では効果は認められなかった。すなわち Fig. 6 において WEBER ら¹¹⁾によって求められたジョミニ試験片の各位置での冷却速度の測定結果も合わせて示しているが、熱間加工の効果の認められた領域(a), (b)は 10°C/s 以上の冷却速度の領域に対応しており、この速度はパテンティング時の冷却速度に対応している。またこのような速い冷却速度でのオーステナイト粒の状態は Photo. 1 に示しているように再加熱タイプに比べ粒界は湾曲している。変態に対する核生成サイトとしての粒界の役割は大きく、例えば飴山ら¹²⁾が初析フェライトの形状がオーステナイト粒界の形状に影響を受けることを報告しているように、母相との整合性が重要であるベイナイト、ウィドマンステッテンフェライトに対して粒界の形状は強く影響を与えるものと考えられる。さらに Fig. 7 に示したように炭素量、Mn 量の増加とともに熱間加工の影響は強く現れる。したがって本実験結果の焼入性の改善は熱間加工直後のオーステナイト粒界の構造が再加熱タイプに比べ大きく変化しており、このことが変態時の核生成に対して影響を及ぼしていることが一つの原因と考えられるが、同時に相変態時の各成分元素の分配に対しても直接的に影響を与えているためと考えられる。例えば過共析鋼において初析セメンタイトの析出挙動に対して Si¹³⁾, Co¹⁴⁾の添加が大きく影響を与えることが報告されており、この原因としてセメンタイト相への分配が小さいことによるものと考えられている。したがって、本実験で用いた高炭素鋼では低炭素鋼に比べ各元素の分配が変態挙動に果たす役割が大きく、このために熱間加工の影響が大きいことを Fig. 7 は示唆していると考えられる。

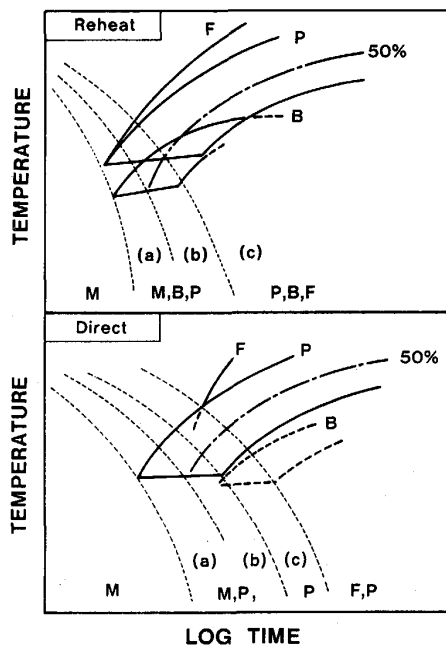


Fig. 8. Schematic illustration of CCT diagrams showing effect of hot deformation. (a), (b) and (c) mean regions defined in Fig. 6. M, B, F, and P mean martensite, bainite, ferrite and pearlite, respectively. (50%) means amount of transformation.

5. 結 言

高炭素鋼のパテンティング処理後の変態組織および引張強さに及ぼす熱間加工の効果をオーステナイト粒度を

等しくした再加熱処理材と比較検討した結果、次の結果が得られた。

(1) 熱間加工後直接パテンティングした場合、引張強さが増加した。これはパーライト組織のラメラ間隔が微細化したことによるものである。

(2) (1)の結果はジョミニ試験により焼入性を調査した結果、熱間加工によって焼入性が向上したことによるものである。

(3) 組織観察の結果、焼入性の向上はウイドマンステッテンフェライトおよびベイナイト変態が抑制される現象と同時に認められる現象であり、これらの現象は冷却速度が $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上で認められた。このような速い冷却速度では熱間加工後のオーステナイト粒界は湾曲したままであり、このことがベイナイトおよびウイドマンステッテンフェライトの核生成、およびパーライトの変態速度に影響を与えたため焼入性が向上したものと考えられる。

文 献

1) I. KOZASU: Accelerated Cooling of Steels, ed. by P. D.

- SOUTHWICK, The Metallurgical Society of AIME, New York (1986), p. 15
- 2) J. TOMINAGA, K. MATSUOKA and S. INOUE: Wire J. Int., **18** (1985), p. 65
- 3) 中村芳美: 線材とその製品, **25** (1987) 8, p. 6
- 4) C. LANG, W. KAPPELLNER, R. KAPSPER and L. MEYER: Steel Res. **58** (1987), p. 465
- 5) J. D. EMBURY and R. M. FISHER: Acta Metall., **14** (1966), p. 147
- 6) R. W. K. HONEYCOMBE: Steels Microstructure and Properties (1981) [Edward Arnold]
- 7) D. J. CARNEY: Trans. Am. Soc. Met. **46** (1954), p. 882
- 8) 小松原 望, 渡辺征一, 大谷泰夫: 鉄と鋼, **69** (1983), p. 975
- 9) 鎌田芳彦, 蔵保浩文, 渡辺征一: 鉄と鋼, **74** (1988), p. 2153
- 10) N. F. KENNON and N. A. KAYE: Metall. Trans. A, **13** (1982), p. 975
- 11) F. WEVER and A. ROSE: Stahl. Eisen, **74** (1954), p. 749
- 12) 飴山 恵, 皆川昌紀, 牧 正志, 田村今男: 鉄と鋼, **74** (1988), p. 1839
- 13) R. W. HECKEL and H. W. PAXTON: Trans. AIME, **218** (1960), p. 799
- 14) Y. KANATSUKI: 鉄と鋼, **76** (1990) 1, 掲載予定