

レール腹底部の高靱性化に及ぼす 短時間連続焼入焼戻処理条件の影響

福田 耕三*・和田 典己*²・中内 一郎*³・上田 正博*⁴

Effect of the Condition of Short Time Continuous Quenching and Tempering Heat-Treatment on Improving the Toughness of the Web and Base of Rail

Kozo FUKUDA, Tsunemi WADA, Ichiro NAKAUCHI and Masahiro UEDA

Synopsis : To shorten treatment time, heat treatment conditions were investigated, taking into account the possible high toughness of the web and base portions of rails by means of continuous quenching and tempering.

The investigation on the relations between fracture toughness and heat treatment conditions led to the following optimum conditions; namely, finishing temperatures in quenching from 100 to 150°C, rapid heating at heating rates of 10°C/sec or less for tempering, and tempering temperatures from 650 to 700°C.

In continuous quenching and tempering where heating rate is fast, when martensite volume fraction after quenching exceeds 40%, fracture toughness is not affected and remains nearly constant. This may be because the microstructure formed under the above-mentioned conditions consist of tempered fine bainite-martensite mixture having a microstructure similar to that of tempered martensite, and thus, shows nearly the same fracture toughness as that of tempered martensite.

Key words : heat-treated rail; quenching and tempering; marquench; fracture toughness; martensite; bainite; pearlite; finishing temperature in quenching.

1. 緒言

近年、鉄道は高速化および高軸化の方向で進歩・発展している。ここで使用されるレールに対しては、従来に増して長寿命化および信頼性の向上が望まれている。レールの長寿命化は、耐摩耗性、耐疲労性および溶接性の向上を図ることであり、信頼性の向上は、靱性の向上が望ましい方向であると考えられる。

現在、レールの種類は普通レールおよび曲線部に使用される耐摩耗用熱処理レールに大別される。両レールとも高炭素鋼であり、組織は耐摩耗性を考慮してパーライト組織である。しかし靱性向上の観点からは、焼戻マルテンサイト主体の組織が優れた特性を有することが知られている¹⁾。よって、優れた耐摩耗性と靱性を両立させるレールを提案するならば、車輪と接触するレール頭部を高強度微細パーライト組織に、構造物として輪重をささえることを主目的としている腹底部を焼戻マルテンサイト主体の組織とすることである。具体的な熱処理としては、レール頭部をスラックエンチ（微細パーライト組織を生成する目的で行な

う緩速焼入れ）処理し、かつ腹底部を焼入焼戻処理することである。

本研究は、上記の新しい性能を持った熱処理レールを開発するにあたり、レール腹底部の短時間焼入焼戻しによる高靱性化熱処理条件を実験室的に検討した結果である。熱処理プロセスとして、高炭素鋼の焼入焼戻処理で最も問題となる焼割れおよび焼入れ後の水素割れを防止するため、マルクエンチし、引き続き焼戻するという連続焼入焼戻処理を採用した。この熱処理プロセスにおいて焼入焼戻鋼本来の靱性を損なうことなく、処理時間の短縮化を図ることは、工業的に重要な要因である。短時間処理は、マルクエンチにおける焼入冷却停止温度を高温化すること、および焼戻しにおいて急速昇温・無保持処理とし、焼戻昇温速度を速めることを考えた。以下に、レール鋼の連続焼入焼戻処理における焼入冷却停止温度、焼戻昇温速度および焼戻温度による破壊靱性値への影響を検討し、短時間処理を考慮した最適熱処理条件を求めた結果を述べる。また、連続焼入焼戻処理後の組織と破壊靱性の関係について考察を加えた。

平成4年2月26日受付 平成4年11月6日受理 (Received on Feb. 26, 1992; Accepted on Nov. 6, 1992)

* NKK総合材料技術研究所（現：トーア・スチール(株)仙台製造所）(Materials and Processing Research Center, NKK Corporation, now Sendai Plant, TOA STEEL CO., LTD., 1-6-1 Minato Miyagino-ku Sendai, 983)

* 2 NKK総合材料技術研究所 (Materials and Processing Research Center, NKK Corporation)

* 3 NKK総合材料技術研究所（現：福山製鉄所）(Materials and Processing Research Center, now Fukuyama Works, NKK Corporation)

* 4 NKK商品技術センター (Steel Products Technical Center, NKK Corporation)

2. 実験方法

2・1 供試材

供試材は実用レールの腹部から採取した板状試験体であり、代表的な化学成分をTable 1に示す。試験体の板厚は11～16mmである。なお、靱性に及ぼす各熱処理因子の影響を検討するに当たって、化学成分の影響を取り除くため各因子ごとに同一ヒートの鋼を用いた。

2・2 実験条件

連続焼入焼戻処理の工程図をFig. 1に示す。熱処理条件の検討は、Table 2に示す因子について塩浴を用いて行った。各因子はTable 2の範囲において変化させ、他の因子については基準条件に固定して行った。靱性評価は、ASTM-E399に準拠し、シェブロンノッチタイプの3点曲げ試験（1条件3本）を用いて、20℃で破壊靱性試験を実施して行った。試験片厚さは10～15mmであり、圧延方向に採取した。破壊靱性値として、 P_Q から計算された破壊靱性候補値（ K_Q ）および最大荷重 P_{max} から計算された破壊靱性値（ $K_{P(max)}$ 、初期き裂 a_0 を用いて計算した）²⁾を求めた。

焼入冷却停止時（Fig. 1中ではFinishing temperature in quenchingになった時点を示す）に M_s 点以上に過冷されたオーステナイト（ γ ）および M_s 点以下で未変態の残留オーステナイト（以後 γ_R と略記す）の焼戻昇温過程における変態挙動は、金属変態自動測定装置（formastor-F）を使用して、Fig. 2の熱処理条件に従ってシミュレーションを行って検討した。

M_s 点以下での焼入冷却停止時における各温度のマルテンサイト量および γ_R 量は、X線回折法により室温における γ_R 量を求めその余剰として室温におけるマルテンサイト量を計

Table 1. Chemical compositions (wt. %).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cr	V	sol. Al
A	0.76	0.24	0.91	0.016	0.007	—	—	0.004
B	0.77	0.56	0.86	0.018	0.007	0.45	0.054	0.001

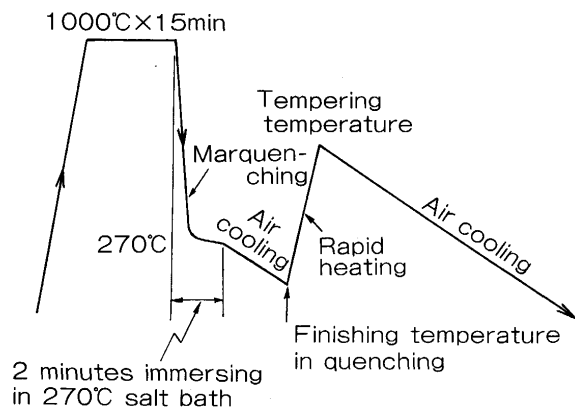


Fig.1. Schematic diagram of continuous marquenching and tempering treatment to study the fracture toughness.

算した後、上記変態測定装置によって測定した温度—線膨張曲線から各温度におけるマルテンサイト変態による膨張量を求め、これを室温の膨張量の比に直し、さらに室温のマルテンサイト量(%)を掛けることにより各温度のマルテンサイト量を求め、余剰として γ_R 量を計算することで求めた。

3. 実験結果

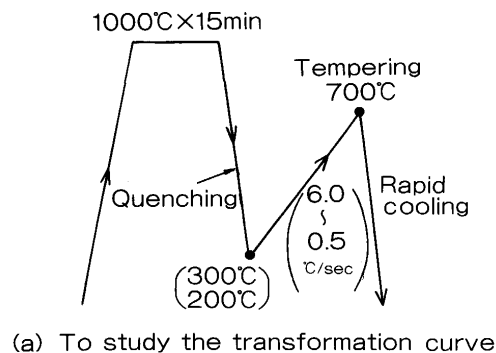
3・1 焼入冷却停止温度の影響

炭素鋼における焼入れ時に生成するマルテンサイト量は焼入冷却停止温度によりほぼ定まる。このため、連続焼入焼戻処理後の破壊靱性値も焼入冷却停止温度の影響を受けると考えられることから、焼入冷却停止温度をマルテンサイト変態開始温度（ M_s 点）直下から室温まで変化させて検討した。

Table 2. Heat-treatment conditions.

Investigating factor	Base condition	Test range
Finishing temperature in quenching	100℃	Room temperature ~250℃
Heating rate in tempering*	4.5℃/sec	0.6~10.5℃/sec
Tempering temperature	650℃	450~700℃

* : measuring temperature range ; 450~600℃



(a) To study the transformation curve

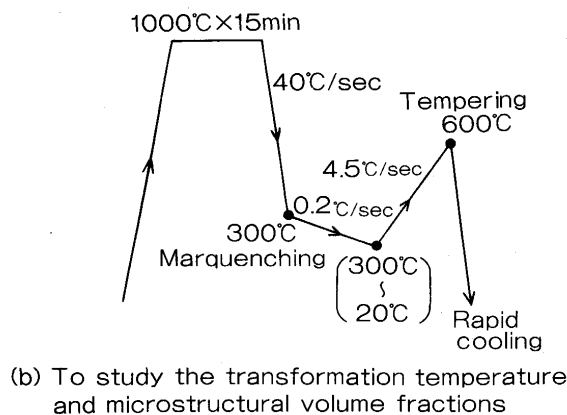


Fig.2. Schematic diagram of heat-treatments to study the transformation behavior during tempering.

Fig. 3 は焼入冷却停止温度と K_Q , $K_{P(max)}$ の関係を求めた結果である。供試材A鋼, B鋼とも焼入冷却停止温度が M_s 点から低温になるほど K_Q , $K_{P(max)}$ とも向上し, 約150℃以下から室温に到るまではほぼ一定値を示す。Fig. 3 中に示す各温度において生成するマルテンサイト量から考えて, その量が約40%程度以上含有した状態から焼戻処理に移行すれば,

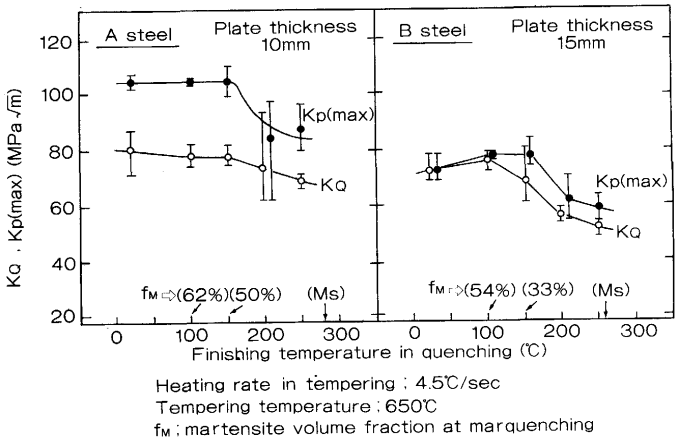


Fig.3. Relationship between finishing temperature in quenching and fracture toughness(K_Q , $K_{P(max)}$).

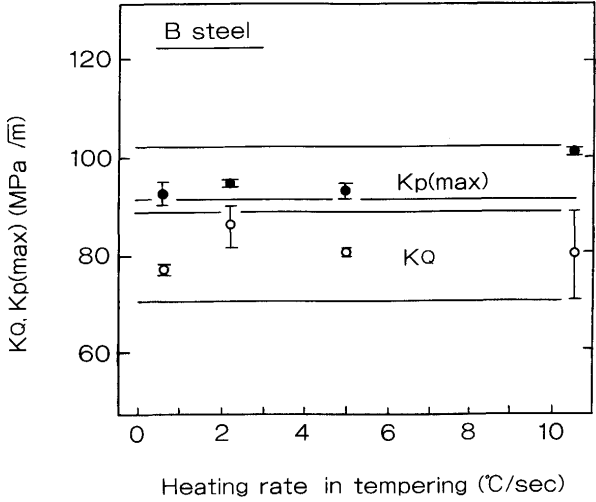


Fig.4. Relationship between heating rate in tempering and fracture toughness (K_Q , $K_{P(max)}$) of B steel.

K_Q , $K_{P(max)}$ とも安定して高い値が得られる。
よって, 焼入冷却停止温度は150℃以下が適切な熱処理条件であると考えられる。

3・2 焼戻昇温速度の影響

焼入れにおいて, マルテンサイト・オーステナイト混合相となった供試材は, 急速加熱により焼戻しされる場合, マルテンサイトの焼戻しが進行すると同時に, γ_k が変態するという複雑な過程を通る。また, 焼戻昇温速度が焼戻マルテンサイト自体の靱性に影響する³⁾ことも考えられる。よって, 破壊靱性値に及ぼす焼戻昇温速度の影響を検討した。

低合金鋼であるB鋼について, 焼入冷却停止温度100℃, 焼戻温度650℃における焼戻昇温速度と K_Q , $K_{P(max)}$ の関係をFig. 4に示す。0.6~10.5℃/sの昇温速度の範囲で, K_Q , $K_{P(max)}$ ともほぼ一定値であり, 破壊靱性値への影響は認められなかった。A鋼についても同様の結果であった。

3・3 焼戻温度の影響

破壊靱性値に及ぼす焼戻温度の影響を検討した。
Fig. 5に, 焼入冷却停止温度100℃, 焼戻昇温速度4.5℃/sにおける焼戻温度と K_Q , $K_{P(max)}$ の関係を示す。650℃以下では焼戻温度が高くなるほど急激な靱性の向上が見られ, 650℃付近を極大としてこれよりも高温側では逆に破壊靱性値が若干低下する傾向を示す。

破壊靱性試験後の予き裂先端近傍の破面形態は, 650℃以

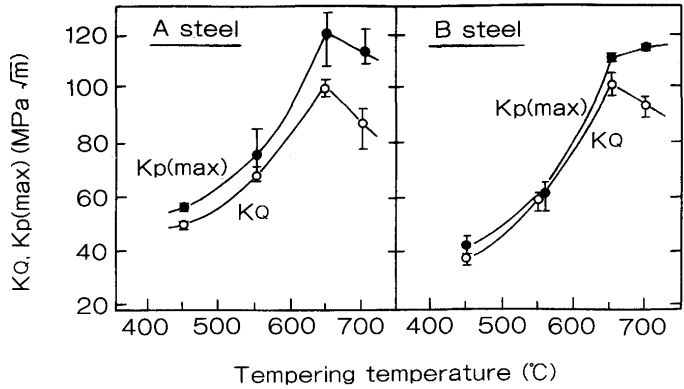
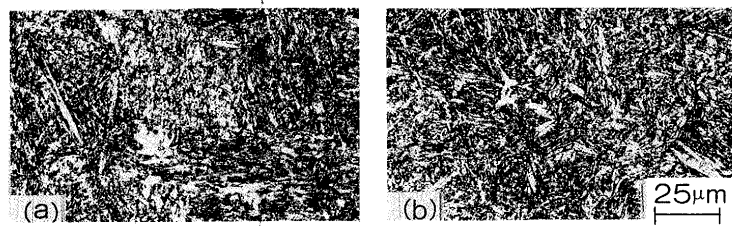


Fig.5. Relationship between tempering temperature and fracture toughness (K_Q , $K_{P(max)}$).



(a) A steel, (b) B steel
Finishing temperature in quenching: 100℃
Heating rate in tempering: 4.5℃/sec
Tempering temperature: 650℃

Photo. 1. Microstructures of A and B steels marquenched and directly tempered.

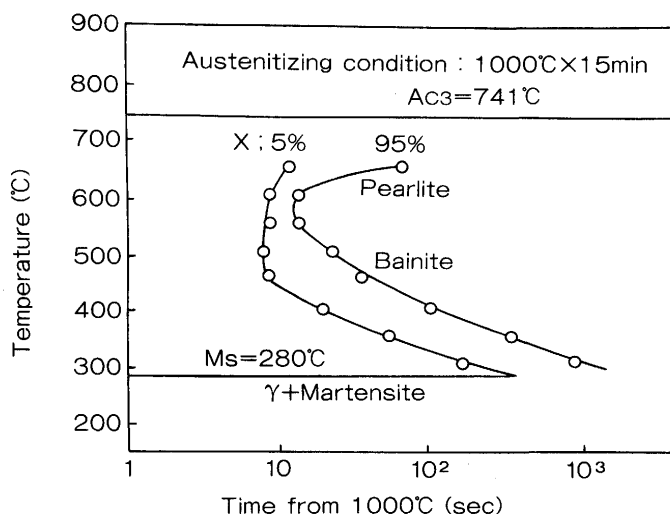
上で浅いディンプルであり、550℃以下でのヘキ開破面に比べ靱性に富むものであった。

650℃焼戻し後の組織をPhoto.1に示す。この組織は後述するマルテンサイトを骨格とした焼戻微細ベイナイト・マルテンサイト混合組織である。また、焼戻し中にも γ_R として残留し、その後の冷却中にマルテンサイト変態したときに生成する未焼戻マルテンサイトも認められなかった。

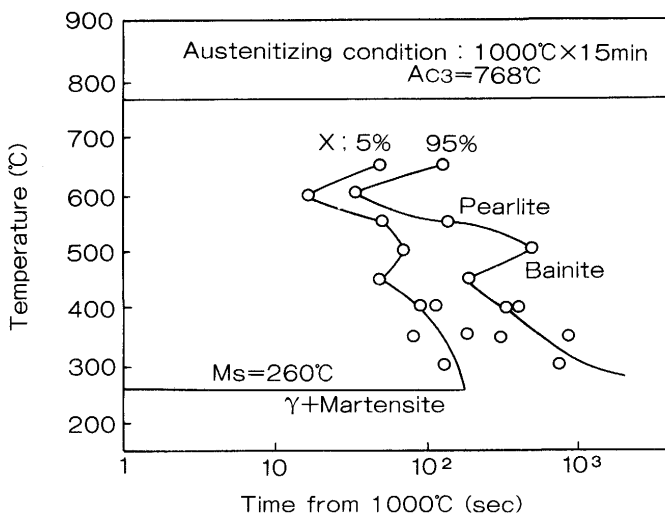
したがって、650℃以上の焼戻しにおいて延性破壊であること、およびこれより低温側に比べて安定して高い破壊靱性値を持つことから、650℃以上 A_c1 点以下が焼戻温度として適切である。

Table 3. Optimum heat-treatment conditions.

Factor	Optimum condition
Finishing temperature in quenching	100~150℃
Heating rate in tempering	below 10℃/sec
Tempering temperature	650~700℃



(a) A steel



(b) B steel

Fig.6. TTT diagram.

3・4 最適熱処理条件

レール腹底部を想定した高靱性化熱処理として連続焼入焼戻処理を考え、熱処理条件と破壊靱性値の関係を検討し、適切な熱処理条件を明らかにした。これらの結果を基に、この熱処理プロセスの短時間化という観点から最適熱処理条件をTable 3にまとめた。焼戻昇温速度については、0.6~10.5℃/sの間で靱性は安定しており、加熱方法を考慮して可能な範囲で速い条件を決めるべきと考える。

4. 考察

レール腹底部の高靱性化に当たり、連続焼入焼戻処理における高温焼入冷却停止および急速昇温焼戻しの可能性を検討し、その条件を明らかにした。この熱処理プロセスにおける靱性の変化は、それらの条件下において形成された組織の影響を反映しており、焼入れ時におけるマルテンサイト変態と、これに続く焼戻昇温中における γ_R のベイナイトあるいはパーライトへの変態挙動との関連に強く依存していると考えられる。よって以下に、この γ_R の変態挙動と破壊靱性との関係について考察を加えた。

はじめに、焼戻昇温中における γ_R の変態挙動について考察する。

マルテンサイト変態を前段階に伴わない場合、すなわち M_s 点以上の温度に焼入れた場合の γ に対する焼戻昇温中における変態挙動を始めに述べる。A鋼およびB鋼の恒温変態図 (Fig. 6) の特徴として、A鋼は550℃付近に一つのノーズを持つが、B鋼は600℃付近のパーライトノーズと450℃付近のベイナイトノーズを持ち、前者に比べて後者は長時間側に位置する変態図である。このような恒温変態挙動に対して、高温の γ をいったん急冷し、途中での変態を生じさせずに M_s 点直上の300℃まで持ってきた後、700℃まで昇温する過程における γ の変態挙動をFig. 7に示す。A鋼は5℃/s以上の昇温速度に到るまでベイナイト変態であるが、B鋼は1~5℃/sの昇温速度間に低速域でのベイナイト変態から高速域でのパーライト変態へと変化している。この結果は、恒温変態図をもとに、連続冷却変態図とは逆に低温からの連続昇温変態図を予想したときの変態挙動として理解できる。

次に、前段階に一部マルテンサイト変態をともなった γ_R に対する、焼戻昇温中における変態挙動と組織の検討結果を示す。Fig. 7に M_s 点直上の300℃で急冷を停止した上記の例に加え、 M_s 点下の200℃まで急冷し、マルテンサイトをA鋼で14%、B鋼で11%生成させたときの昇温過程における、 γ_R の変態挙動を示す。前段階に一部マルテンサイトを生成させた条件では、A鋼およびB鋼とも昇温速度依存性は小さく、ほとんど同じベイナイト変態カーブを示す。300℃急冷停止条件に比較して、A鋼はより低温側のベイナイト変態 (Fig. 7中、A steel Bainite (L) で示す) に変わり、B鋼

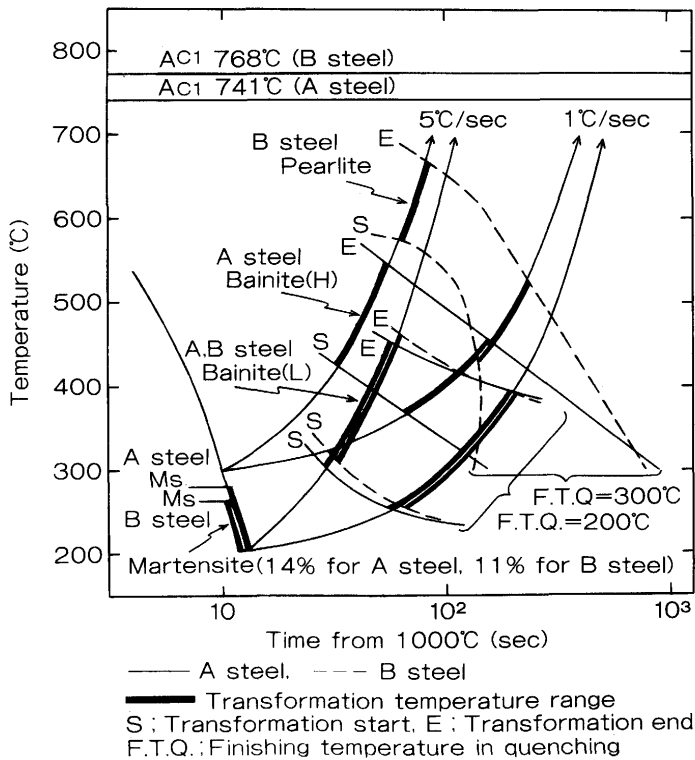


Fig.7. Effect of martensite transformation on bainite, pearlite transformation curve during heating in tempering.

はベイナイト変態がより低温側に移るのに加え、パーライト変態であった高昇温速度域においてもA鋼と同じ低温側のベイナイト変態に変化している。つまりマルテンサイトの生成は γ_R 部の以後の変態に影響し、焼戻昇温中における変態においてベイナイト変態を促進させていると考えられる。

さらに、B鋼についてマルテンサイトの生成量と焼戻昇温中の変態温度および組織率の関係を調べた。Fig. 8はB鋼をマルクエンチした場合、マルクエンチ冷却停止温度を20~300°Cの広い範囲に変えて、マルテンサイト率を0~76%まで変化された後、約600°Cまで4.5°C/sの昇温速度で焼戻処理を行ったときの結果を示している。Fig. 8中でTempered martensite, Tempered bainiteおよびTempered pearliteはマルクエンチおよび焼戻昇温時に生成し、焼戻しを受けたことを示し、Martensiteは焼戻し後の急冷によりマルテンサイト化した部分で、焼戻温度に達した時点でも γ_R として存在していた部分を示す。マルクエンチ時に生成したマルテンサイトの増加は、焼戻過程におけるベイナイト変態を促進し、マルテンサイト率30%程度までその変態温度域の降下による組織の微細化と生成量の急激な増加を引き起こしている。30%以上のマルテンサイト率では焼戻マルテンサイトおよび焼戻ベイナイトにより93%以上の組織率を占めるに到る。またパーライト変態は、約6%の少量のマルテンサイト率に到ったところで抑制されている。

Fig. 8におけるマルクエンチ時のマルテンサイト率4%, 18%, 76%での組織をPhoto.2に示す。(c) - (d)は焼戻ベ

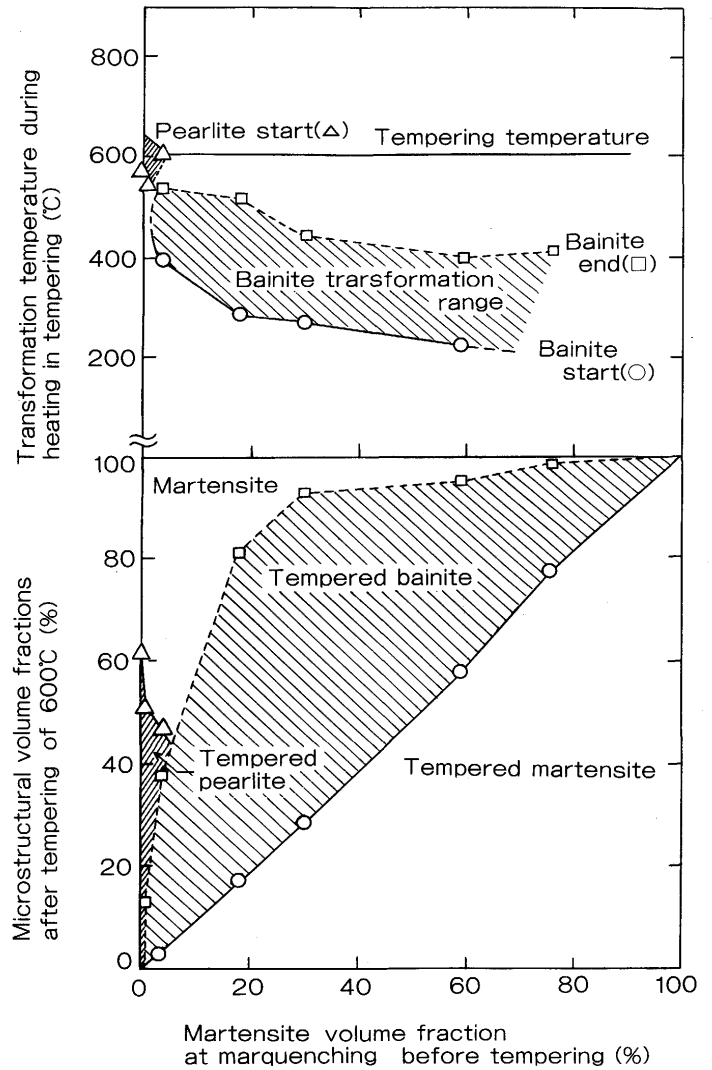
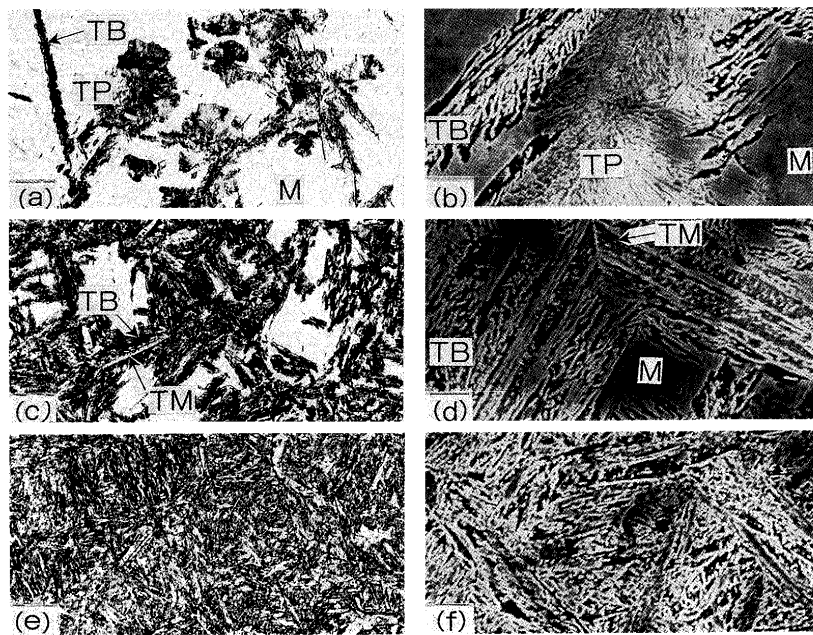


Fig.8. Effect of martensite volume fraction at marquenching on subsequent transformation behavior and microstructural volume fractions after tempering in B steel.

イナイト率64%の組織であるが、光学顕微鏡下で γ_R (Photo. 中、白く無腐食なM部) 中にランダムに変態した白っぽい直線的なラスマルテンサイト (TM部) を骨格として、肉付けされたように周囲に生成したベイナイト (Photo. 中、黒く腐食されたTB部) が観察される。走査型電子顕微鏡下では、微細な炭化物を析出したラスマルテンサイト (TM部) と、その周囲に若干太めで長く伸びた炭化物を析出した外形の歪んだベイナイト (TB部) が観察される。このことはマルクエンチ時に生成したラスマルテンサイトの周囲に優先的にベイナイト変態が起こっており、マルテンサイトに誘発されたためと考えられ、焼戻昇温中における γ_R からベイナイトへの変態を促進した原因と考えられる。中島ら⁴⁾がNi-Cr-Mo鋼について、Okamotoら⁵⁾が過共析鋼について観察している結果と同じ現象と考えられる。一方、マルテンサイト率4%の(a) - (b)の組織では、先に生成したベイナイト (TB部) のためにパーライトの成長が止められてお



(a),(c),(e) : Optical micrograph, $\times 400$, $25\mu\text{m}$
 (b),(d),(f) : Scanning electron micrograph, $\times 3300$, $5\mu\text{m}$
 M : Martensite. TM : Tempered M. TB : Tempered bainite.
 TP : Tempered Pearlite

Photo. 2. Effect of martensite volume fraction at marquenching on microstructures after tempering in B steel ((a)–(b) 4%, (c)–(d) 18% and (e)–(f) 76%).

り、ラスマルテンサイトおよびベイナイトの生成による γ の分割によって、その後のパーライト変態が抑制されることが考えられる。

よって、焼戻昇温中における γ_R の変態挙動は焼入れ時に生成したマルテンサイトに最も影響され、この原因はマルテンサイトがランダムに生成すること、マルテンサイトが焼戻昇温中におけるベイナイト変態を促進すること、およびB鋼の高速昇温側ではランダムに生成したマルテンサイトおよびベイナイトによる γ の分割によってパーライト変態が抑制されることであると考えられる。なお、焼戻温度に加熱した後も少量の γ_R が残存していた場合、その後の冷却中にパーライトもしくはベイナイトに変態すると考えられるが、このとき γ_R は微細に分割されており、微細な組織に変態すると考えられる。

以上から、急速昇温焼戻しを用いた連続焼入焼戻処理における最終組織は、焼入れ時のマルテンサイト率に依存している。その生成率に従いA鋼では焼戻高温側(粗い)ベイナイト組織から、またB鋼では焼戻パーライト組織から変化を開始して、両鋼とも約30%前後を境としてそれ以上で焼戻低温側(微細な)ベイナイト・マルテンサイト混合組織に変化していると推定される。

次に急速昇温焼戻しを用いた連続焼入焼戻処理における組織と破壊靱性の関係について述べる。Fig. 9に焼入れ時のマルテンサイト率と K_Q , $K_{P(\max)}$ の関係を示す。マルテンサ

イト率0%から40%程度まで K_Q , $K_{P(\max)}$ とも向上するが、 K_Q について見るとB鋼はA鋼に比べその傾向が大きい。マルテンサイト率約40%以上で K_Q , $K_{P(\max)}$ とも一定値を示す。この結果は、上記のマルテンサイト率と組織変化の関係を

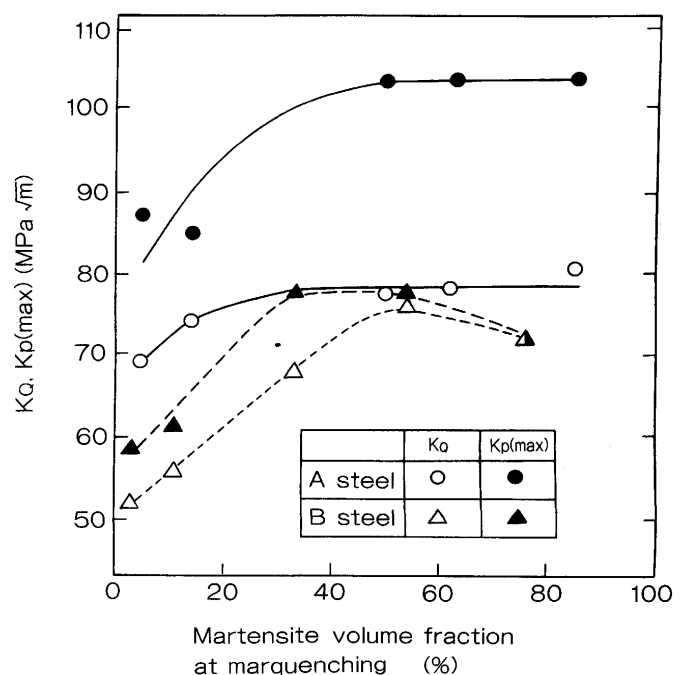


Fig.9. Effect of martensite volume fraction at marquenching on fracture toughness (K_Q , $K_{P(\max)}$).

推定した結果とほぼ同じ変化を示しており、組織の変化と破壊靱性値に良い相関があると言える。したがって、焼戻パーライト組織、焼戻高温側ベイナイト組織、焼戻低温側ベイナイト・マルテンサイト混合組織の順に高靱性であること、および焼戻低温側ベイナイト・マルテンサイト混合組織の破壊靱性値はマルテンサイト率に依らず一定であることを示している。本研究における焼戻低温側ベイナイト・マルテンサイト混合組織は、Ohmoriら⁷⁾の研究における先行変態したベイナイトによる γ の分割とこれに続くマルテンサイト変態のパケットの細分化によって形成されたマルテンサイト・BIII型ベイナイト混合組織と異なり、先行変態したランダムなマルテンサイトの周囲に微細なベイナイト変態が誘発されて形成された混合組織であるため、マルテンサイト組織と類似した形態となるが、パケットなどの微細化が起こらないと推定される。したがって約40~100%のマルテンサイト領域における、焼戻低温側ベイナイト・マルテンサイト混合組織つまり焼戻微細ベイナイト・マルテンサイト混合組織の靱性は、焼戻マルテンサイト組織とほぼ同じ靱性を示したと考えられる。一方マルテンサイト率約40%以下の混合組織は、A鋼では焼戻高温側ベイナイトの存在、またB鋼ではそれに加えて焼戻パーライトの存在により靱性が劣っていると考えられる。

以上、連続焼入焼戻処理における変態挙動と組織の形成に考察を加え、破壊靱性との関係を明らかにした。

5. 結言

レール腹底部の連続焼入焼戻処理による高靱性化を想定して、処理時間の短縮化を図るため、マルクエンチにおける焼入冷却停止温度の高温化および焼戻しにおける急速昇温化について、熱処理条件の検討と高靱性である機構についての考察を行った。

1) 破壊靱性値と熱処理条件の関係を検討し、最適熱処理条件として焼入冷却停止温度100~150℃、焼戻昇温速度10℃/s以下および焼戻温度650~700℃の結果を得た。焼戻昇温速度については0.5~10.5℃/sの間で靱性は安定しており、加熱方法を考慮して可能な範囲で速い条件を決めるべきと考える。

2) 焼戻昇温中における未変態オーステナイトの変態挙動に及ぼす焼入れ時に生成したマルテンサイトの影響を考察し、ランダムに生成したマルテンサイトが焼戻昇温中におけるベイナイト変態を著しく促進させること、およびパーライトの生成し易い昇温領域(B鋼の高速昇温側)において、ランダムに生成したマルテンサイト・ベイナイトによるオーステナイトの分割によって、パーライトの成長が阻止され、変態が抑制されることを明らかにした。

3) 急速昇温焼戻しを用いた連続焼入焼戻処理において、焼入れ時のマルテンサイト生成率が約40%以上になると、破壊靱性値がマルテンサイト生成率に影響されずほぼ一定値を示すことは、焼戻昇温中における未変態オーステナイトの変態挙動から推定して、熱処理の結果として形成される組織が焼戻マルテンサイト組織と類似の形態を持った焼戻微細ベイナイト・マルテンサイト混合組織であるため、焼戻マルテンサイトとほとんど同じ高靱性を示すためであると考えられる。

文 献

- 1) 山中秀行, 和田典己, 福田耕三: 鉄と鋼, **73** (1987), S1223
- 2) G. J. Fowler and A. S. Tetelman: ASTM STP 644, (1978), p.363
- 3) 川崎一博, 千葉貴世: 鉄と鋼, **71** (1985), S1451
- 4) 中島宏典, 荒木透: 鉄と鋼, **52** (1966), p.1621
- 5) H. Okamoto and M. Oka: Metall. Trans. A, **17A** (1986), p.1113
- 6) 牧正志, 津崎兼彰, 田村今男: 鉄と鋼, **65** (1979), p.515
- 7) Y. Ohmori, H. Ohtani and T. Kunitake: Met. Sci., **8** (1974), p.357