論文

高強度低合金熱延 TRIP 鋼板製造時の ベイナイト変態に及ぼす Cr の効果

楠本 雄二* 新富 達也* 吉田 冬樹*

箱守 一昭* 織田 昌彦* 阿部 義男**

Effect of Cr on Bainitic Transformation of Low Alloy Ultra High Strength Hot-Rolled TRIP-Type Steel Strip

Yuji KUSUMOTO*, Tatsuya SHINTOMI*, Fuyuki YOSHIDA*,

Kazuaki HAKOMORI*, Masahiko ODA* and Yoshio R. ABE**

(Received on April 26, 2012)

Bainitic TRIP (transformation induced plasticity) -type hot-rolled strips with a tensile strength of 980 MPa were manufactured with an actual tandem hot strip mill. The importance of ultra high strength steel strips has been increasing with the weight reduction of automobiles. TRIP-type steel strips have both high strength and excellent workability for forming final products. Despite the popularity of continuous annealing for producing ultra high strength bainitic TRIP-type steel strips, few studies have been conducted with respect to the production of bainitic TRIP-type hot-rolled strips. The retarding effect of chromium on bainitic transformation was confirmed by experiments at low cooling rates using a laboratory mill and a salt bath, which simulated coiling after hot rolling.

Key words: hot strip rolling, retained austenite, bainite, chromium, TRIP-type.

1. 緒 言

自動車の燃費向上には車両の軽量化が最も有効であり、その手法として構造材料の板厚を薄くすることが考えられる。しかし、構造材料の薄手化では衝突安全性のような車両強度が低下してしまう。これに対して、高強度鋼板を適用すると燃費向上と車両強度とを両立させることができる。さらに、最近は二酸化炭素の大幅削減を目指して引張強さが $TS=980\text{MPa}$ に達するような超高強度鋼板への期待が高まっている¹⁾。しかし、一般に高強度鋼板では延性が軟質鋼板より劣るため、車両の製造段階でプレス不良が生じやすく、これが実用化の大きな障害となっている。こうしたことから、プレス成形性の優れた高強度鋼板の開発が強く望まれる。鋼板の強度と延性特性を鋼板種別で分類すると、フェライトとマルテンサイトの二相組織からなる DP 鋼板

と残留オーステナイトの変態誘起塑性を利用した TRIP 鋼板が優れた強度-伸びバランスを示すことが知られている^{2),3)}。DP 鋼板については $TS=980\text{MPa}$ 級鋼板の利用が拡大しているものの、更なる強度または延性の向上は限界に近づいている感がある。TRIP 鋼板は延性が DP 鋼板より優れているが⁴⁾、生地がマルテンサイトより軟質なベイナイトとの複相組織構成であるため、実用上 $TS=780\text{MPa}$ 級が上限とされていた。しかし最近ではフェライトをほとんど含まないベイナイト生地の TRIP 鋼板が開発され強度の向上が期待されている⁵⁾。ここで、TRIP 鋼板は冷間圧延後にオーステンパー処理（恒温処理）を行って製造されるのが一般的であるが、省エネルギーのほか適用板厚の拡大や TMCP（加工熱処理技術）を用いた新たな材質創製への観点から熱間圧延までの製造も望まれている⁶⁾。

本報告では、これまでの TRIP 鋼板が高 Si-高 Mn 系の素材成分により製造されてきたのに対し、これを高 Si-高 Cr 系に変更することにより熱延ままで $TS=980\text{MPa}$ 級鋼板を安定的に製造する冶金学的機構を明らかにするため、基礎実験および実機圧延実験による検討を行った。

* ㈱中山製鋼所 〒551-8551 大阪市大正区船町 1-1-66
Nakayama steel works, Ltd., 1-1-66, Funamachi, Taisyō-ku, Osaka,
551-8551, Japan.

** 金沢大学 理工研究域 〒920-1192 金沢市角間町
College of Science and Engineering, Kanazawa University,
Kakuma, Kanazawa, 920-1192, Japan.

2. 高強度鋼板製造の基礎検討

2.1 成分設計の考え方

これまでの研究状況を見ると, TRIP 鋼板については冷間圧延後の熱処理においてオーステンパー処理を想定したものが主流であり, 成分系には合金コストの観点からも高 Si-高 Mn 系が基本となっている^{7)~11)}. 本研究ではその高延性が特徴である TRIP 鋼板を高強度化するとともに, 熱延までの製造に適した成分設計を検討し, 1.2mm 以上の板厚で安定した材質特性を得ることを目的としている. そこで, 成分設計に当たっては, 以下の 3 点から熱延 TRIP 鋼板製造の可能性を検討した.

①熱延鋼板では, 仕上げ圧延後にコイル状に巻き取られるとその後の冷却は非常に緩やかで, Fig. 1 に示すように冷延鋼板のオーステンパー処理 (通常数分) に相当する時間は非常に長くなる (実効上の変態終了を 300°C 程度までと概算しても十数時間). その結果, 従来型の高 Si-高 Mn 系成分では, ベイナイト変態時に C が濃縮した未変態オーステナイトから炭化物が析出しやすくなり⁷⁾, 所期の残留オーステナイトを得るためには巻取り温度とその温度偏差を厳格に管理する必要がある.

②オーステンパー時に生じるベイナイト変態については, Cr や Mo のように炭素との親和力が強い元素を含む鋼では長時間の保持後もベイナイト変態が完了せず, 途中で変態が停止する不完全変態が生じる¹²⁾.

③不完全変態については, オーステンパー処理では停止のままとなるが, 熱間圧延巻取り後の連続冷却ではベイナイト変態は徐々に進行し, それに伴う未変態オーステナイトへの C の濃縮も徐々に進む.

以上の観点から, 熱延 TRIP 鋼板の成分設計としては, Mn の代わりに Cr または Mo を有効に利用し, ベイナイト変態を適正な時間まで制御できれば, C が濃縮した未変態オーステナイトからの炭化物析出を抑制可能となり, 十分な残留オーステナイト (γ_{ret}) が確保されて冷間圧延工程なみの特性が得られると推測した. また, 熱延中の鋼板の温度履歴は冷却水などの影響を受けて偏差を生じやすいが, ベイナイト変態が段階的に進行すれば, 高強度鋼板の実機製造時に起きやすい温度偏差に起因する材質変動も減少してロバスト性が高まるものと考えた.

Fig. 1 Schematic illustration of cooling pattern difference between continuous annealing line and hot strip rolling to produce TRIP aided steel strip

2.2 基礎実験(1)

自動車用鋼板では溶接性の点から通常 C 量は制限され, その上限は約 0.2% 前後であるため, この C 量でのオーステンパー処理時における Cr のベイナイト変態停止効果を確認した. 供試材は高 Si-高 Mn 系と高 Si-高 Cr 系の鋼であり, 主な化学成分および計算により求めた変態点を Table 1 に示す.

変態点は, 金属合金の物理的, 熱力学的物性値などをその化学成分より計算する汎用ソフトウェア JmatPro 4.1 (英国 Sente Software 社製) の数値を採用し, 温度条件設定などの参考とした.

Table 1 Chemical composition, transformation temperature and thickness of specimens for laboratory simulation 1

Steel Grade	Chemical composition / mass%					Ae_3 / °C	B_s / °C	M_s / °C	Thickness / mm
	C	Si	Mn	Cr	Mo				
A	0.17	1.22	1.79	0.12	0.03	846	541	385	1.8
B	0.18	0.99	0.31	1.86	0.02	853	562	407	1.6

熱処理実験では, 幅 40mm, 長さ 200mm の長方形サンプルを用い Fig. 2 に示すように, 950°C の高温ソルトバス (SB) 中に 30 分保持後, 所定温度に保持した低温 SB 中で急冷して 2 時間および 8 時間のオーステンパー処理を行い, その後, 水焼入れした. また参考のため, 950°C からの直接焼入れも行った. 熱処理されたサンプルから JIS 5 号試験片を作製し引張試験に供した. 尚, 供試材は AI キルド鋼であり, 950°C 保持時のオーステナイト粒径は約 40μm である.

Fig. 2 Salt bath heat patterns to produce bainitic steel strips

オーステンパー保持温度と引張強さ (TS) との関係を, Fig. 3 に示す (なお, 950°C 焼入れ材の TS を一定値として全保持温度に対し付記した). オーステンパー中の組織変化はオーステナイト $\rightarrow$ ベイナイト + オーステナイト $\rightarrow$ ベイナイトとなり, 一般に低温で生成するベイナイトの方が TS が高い. 本実験においても, 高 Si-高 Mn 系である鋼種 A は保持温度の低下に伴い TS が上昇するという一般的な挙動を示している. また保持時間に対しては, 2 時間および 8 時間ではほぼ同程度の TS となっており, 2 時間以内の保持でベイナイト変態が終了していると考えられる.

一方, 高 Si-高 Cr 系である鋼種 B の場合には, 鋼種 A に比べ TS が高く, また 8 時間後も高い TS を示している.

これはオーステンパー中にベイナイト+オーステナイトの状態のまま変態が停止しているため、最終焼入れ時にオーステナイトがマルテンサイトに変態したためと考えられる。この実験では 500℃前後で最も変態が進行しない、すなわち未変態オーステナイトが多量に存在するという傾向が認められ、低温になると抑止力より駆動力が優勢となりベイナイト変態停止効果が小さくなると思われる。

基礎実験(1)で観察された以上の組織変化は Fig. 4 の模式図で表すことができる。

Fig. 3 Relationship between holding temperature and tensile strength in salt bath heat pattern 1

Fig. 4 Schematic illustration of bainitic transformation in salt bath heat pattern 1

2.3 基礎実験(2)

基礎実験(1)により、0.2%前後の C 量でも Cr による不完全変態が確認されたため、この不完全変態に温度降下を伴う場合の変態挙動を調査する目的で、熱延巻取り後の冷却速度に近い徐冷(15℃/h)での試験を実施した。供試材の化学成分は Table 2 の通りであり、熱処理条件を Fig. 5 に示す。サンプルサイズなどは基礎実験(1)と同一で、高温 SB 中で 950℃に 30 分保持後、低温 SB 中で急冷し、その直後からオーステンパー処理の代わりに低温 SB の温度を調節して 15℃/h の冷却速度になるよう制御した。

実験では SB 中のソルトが固化してしまうため、200℃まで徐冷後焼入れたものを熱延鋼板の最終サンプルとしたが、徐冷途中の状態変化を確認するため中間温度についても焼入れサンプルを採取した。徐冷開始温度を SCT、水冷開始温度を QT としてデータの整理を行った。

Table 2 Chemical composition, transformation temp. and thickness of specimens for laboratory simulation 2

Steel Grade	Chemical composition / mass%					Ae_3 / °C	B_s / °C	M_s / °C	Thickness / mm
	C	Si	Mn	Cr	Mo				
C	0.18	2.01	1.50	0.02	0.00	883	535	375	2.0
D	0.18	1.88	0.26	1.50	0.00	915	549	400	2.0

Fig. 5 Salt bath heat pattern 2 to produce bainitic steel strips

Fig. 6 に SCT と QT 別の TS 変化を示す。高 Si-高 Mn 系である鋼種 C では、SCT に対して TS は大きく変化するが QT の影響はほとんど認められないことから、SCT からの短時間経過でベイナイト変態がほぼ終了していることがわかる。

一方、高 Si-高 Cr 系となる鋼種 D は、同じ SCT でも QT とともに TS が一様に低下し、刻々と組織状態が変化していることが読みとれる。この TS の低下は高温側の SCT=500℃および 460℃で顕著であり、SCT=420℃および 380℃では変化が小さい。この状況は、成分系は異なる基礎実験(1)での TS 変化、すなわち変態停止量の温度依存性とも一致する。熱延鋼板の最終特性に類似するとして、QT=200℃処理材の TS、EL、TS・EL および γ_{ret} 量の測定結果を Fig. 7, Fig. 8, Fig. 9, Fig. 10 に示す。なお、 γ_{ret} 量は X 線法により測定した。

Fig. 6 Salt bath heat pattern 2 and tensile strength

Fig. 7 Relationship between tensile strength and SCT in salt bath heat pattern 2 (extracted from Fig.6)

Fig. 9 Relationship between tensile strength × total elongation and SCT in salt bath heat pattern 2

Fig. 8 Relationship between total elongation and SCT in salt bath heat pattern 2

Fig. 10 Relationship between residual austenite and SCT in salt bath heat pattern 2

Fig. 11 SEM image of bainite steel in salt bath heat pattern 2

高Si-高Mn系の鋼種CではSCTに対するTS変化が大きく、それに伴ってELも変化する傾向にあり、強度-延性バランスの指標となるTS・ELは各サンプルにおいて約18,000程度となる。また、 γ_{ret} は高温側のSCTでは検出されず、低温側で急激に増加する傾向を示すが、延性向上にはあまり寄与していない。

他方、高Si-高Cr系の鋼種DではSCTに対するTS変化は比較的小さく、SCT $\geq$ 420℃ではELの値も安定して高くTS・ELは約23,000となる。 γ_{ret} は高温・低温に関わらず10%前後の値を示し、Ms点の計算値より高いSCT=420℃まで延性向上に寄与している。

次に、鋼種CおよびDについて熱処理後のサンプルのSEM解析を行った。SCT=500℃で処理したサンプルのSEM画像をFig.11(a), (b)に、またSCT=460℃で処理したものをFig.11(c), (d)に示す。

Fig.11(a), (c)と(b), (d)の比較から、鋼種C, DはともにSCTの低下により黒色(平坦)部が縮小、分割され組織の微細化が進んでいるが、鋼種Cの組織は一部ブロック境界などが現出したほぼ同一性状であるのに対し、鋼種Dでは微細粒状の形態が圧倒的に多く観察され、明らかに性状が異なっている。これはSiに加えCrがセメンタイトの析出を抑制したことで多量のオーステナイトが γ_{ret} (見かけ粒状)として確保されたことによると推定される。

基礎実験(2)で観察された420℃以上の組織変化はFig.12の模式図で表すことができる。

Fig. 12 Schematic illustration of bainitic transformation in salt bath heat pattern 2

3. 実機熱間圧延による TRIP 鋼板の製造実験

3.1 TS=980MPa 級 TRIP 鋼板の成分設計

実機熱間圧延実験において検討する成分元素は C, Si, Mn, Cr および Mo の 5 元素とし、それらの添加量は以下の考え方に基づいて決定した。

C は、TRIP 鋼板の材質特性および製造コストの観点からは高目にしたいが、溶接性への影響から 0.18%とした。Si は、炭化物析出抑制効果により未変態オーステナイトへの炭素濃縮を促進させることから TRIP 鋼板製造の基本元素とされ、1.5%以上好ましくは 2.0%以上の添加が必要である。ただし、Si の過剰の添加はコスト上昇のほかに変態点(A_{e3})の上昇を招いて熱延そのものがフェライト+オーステナイトの二相域圧延になってしまうので、これを回避するため 2.0%とした。Mn は、製鋼が可能な範囲で低目の 0.30%を

狙い値とした。Cr は、最終段階で TS=980MPa が達成できるように 1.5%とした。Mo は合金コストの上昇を招くが、プレス成形後の遅れ破壊防止などを考慮して 0.15%とした。

実機製造された鋼板の主な化学成分および計算により求めた変態点を Table 3 に示す。

Table 3 Chemical composition, transformation temperature and thickness of actual tandem hot strip

Steel Grade	Chemical composition / mass%					A_{e3} / °C	B_s / °C	M_s / °C	Thickness / mm
	C	Si	Mn	Cr	Mo				
E	0.18	1.98	0.32	1.51	0.15	917	546	395	1.4, 1.8

3.2 熱延条件

実機熱間圧延機のレイアウトと熱延条件を Fig.13 に示す。ここで、当該圧延機は仕上げ後段(F4~F6)に片駆動による小径異径ロールを適用しており¹³⁾、薄物圧延においても大圧下率圧延が可能で、加工発熱により圧延仕上げ温度を高温に保つことができる。

実機圧延では、仕上げ入り側板厚 30mm で、圧延仕上げ温度(FDT)と巻取り温度(CT)を変化させてそれらの影響も調査した。

Fig. 13 Layout of tandem hot strip mill

3.3 実機圧延結果および考察

圧延実験により得られた熱延鋼板について引張試験および穴広げ試験を行い、熱延条件の影響を調べた。

FDT と TS, EL および穴広げ率(λ)との関係を、Fig.14, Fig.15, Fig.16 に示す。ここで、グラフ凡例中の数値は最終板厚を、L と H は変態点の計算値 A_{e3} を基準に FDT の低温と高温とを表している。TS-EL の関係では FDT=900℃付近に屈曲がみられ、フェライトの析出により低 TS-高 EL 方向への変化が生じたものと考えられる。また FDT が低温であるほど λ は低くなっている。

CT と各特性の関係では、Fig.17, Fig.18, Fig.19 に示すように、ややバラツキは見られるものの、温度低下に伴い TS はゆるやかに上昇し、EL は低下している。また、低 CT により λ は向上するが、高 FDT の影響に比べれば小さい。

実験により得られたサンプル全体の TS-EL および EL- λ の対応関係を Fig. 20, Fig. 21 に示す。超高強度熱延鋼板では温度偏差に伴う材質変動抑制が大きな課題となるが、本成分系では、FDT を変態点以上に確保することで板厚による偏差も小さく特性良好な鋼板が比較的広い CT 範囲(約 100℃)において達成可能でロバスト性に優れている。

Fig. 14 Relationship between TS and FDT Fig. 17 Relationship between TS and CT Fig. 15 Relationship between EL and FDT Fig. 18 Relationship between EL and CT Fig. 16 Relationship between λ and FDT Fig. 19 Relationship between λ and CT

個々には $TS=1,100$ MPa 級まで $TS \cdot EL=22,000 \sim 26,000$ MPa $\cdot\%$ の値を示しており、基礎実験(2)の結果とほぼ一致している。 EL - λ の関係は逆相関となるが低温 FDT での降下が大いとい判断されたため、低温 FDT および高温 FDT によるサンプルの組織の比較調査を SEM と EBSD により実施した。供試材の明細を Table 4 に、また組織調査の結果を Fig. 22 に示す。

図中の赤色の組織はベイナイトもしくはフェライト、緑色の組織は γ_{ret} 、また黒色の組織はマルテンサイトを示す。

二相域圧延されたサンプル2では多量のフェライト以外に、 γ_{ret} とマルテンサイトが混在しているいわゆるMA組織が随所に認められる。単相域圧延のサンプル1と比較した場合、オーステナイト+マルテンサイト領域の面積率が高く、フェライト析出により初期オーステナイト中のC量が増加したことにより、ベイナイト変態が遅延し十分なCの濃化が達成できなかったものと推定される。この多量のMAの存在により、穴広げ率がさらに低下したものと考えられる。

Fig. 20 Relationship between EL and TS Fig. 21 Relationship between λ and EL

Table 4 Rolling condition and mechanical properties of samples for SEM and EBSD

Sample	Thick- ness /mm	FDT /°C	CT /°C	YS /MPa	TS /MPa	EL /%	λ /%
1	1.8	930	530	723	1,067	22.4	40.1
2	1.8	860	530	602	1,033	22.0	14.3

Fig. 22 SEM image and EBSD map of actual rolling bainite strip

4. 結 言

引張強さが980 MPa以上の熱延ままの高強度TRIP鋼板の製造を目的として、高Si-高Crの成分系について基礎実験および実機圧延実験を行い以下の結果を得た。

- (1) 0.18%Cの高Si-高Cr系鋼でCrによる変態停止効果（不完全変態）が確認された。
- (2) 高Si-高Cr系成分の鋼を熱間圧延模擬冷却により徐冷することにより冷間圧延＋オーステンパー処理と同程度の残留オーステナイトを確保できた。
- (3) 高Si-高Cr系成分の熱延鋼板を実機試作し、模擬冷却実験と同等の特性が得られた。
- (4) Crによる変態停止効果を利用して熱延TRIP鋼板を製造する際、初期オーステナイト中のC量がMAの残存量を通じて穴広げ性などの材料特性に大きく影響する。
- (5) 本研究の結果により、初期 γ 粒の微細化などを含めTMCP技術と連動した更なる材料開発の展開が可能となる。

参 考 文 献

- 1) 松岡才二・長谷川浩平・田中靖：JFE 技報，**16** (2007)，16-20.
- 2) International Iron and Steel Institute: AHSS Application Guidelines, Ver. **3** (2006)，1-2.
- 3) 秋末治・羽田隆司：新日鉄技報，**354** (1994)，1-5.
- 4) 岡野洋一郎・白沢秀則：神戸製鋼技報，**47-2** (1997)，38-41.
- 5) 杉本公一：ふえらむ，**15-4** (2010)，15-20.
- 6) 池田周之・橋本俊一・三宅修吾・杉本公一：神戸製鋼技報，**57-2** (2007)，82-85.
- 7) 澤井巖・内田尚志：熱処理，**30-1** (1990)，27-32.
- 8) 松村理・佐久間康治・武智弘：鉄と鋼，**77-8** (1991)，92-99.
- 9) 佐久間康治・木村徳俊・伊丹淳・樋渡俊二・河野治・坂田国臣：新日鉄技報，**354** (1994)，17-21.
- 10) 三浦正明・中屋道治・向井陽一：神戸製鋼技報，**57-2** (2007)，15-18.
- 11) 中垣内達也・松田広志・松岡才二・田中靖：鉄と鋼，**97-5** (2011)，35-43.
- 12) 牧正志：まてりあ，**46** (2007)，321-326.
- 13) 竹士伊知郎・鳥塚史郎・新富達也・大谷崇・津崎兼彰：塑性と加工，**49-566** (2008)，216-220.