

(論文)

TRIP型ベイニティックフェライト鋼板の機械的性質に及ぼす合金元素及び焼鈍条件の影響

Effect of Alloying Elements and Annealing Conditions on Tensile Properties of TRIP-Aided Steel Sheet with Bainitic Ferrite Matrix



粕谷康二*
Kouji Kasuya



向井陽一*
Youichi Mukai

Recently, high strength steel sheets have been applied increasingly to the manufacture of automotive parts. However, special care has to be taken to prevent delayed fractures when using steel sheets with strengths higher than 1,180MPa. In order to develop a TS 1,470MPa grade steel, research was carried out that focused on the effect of chemistry and heat treatment conditions on the tensile properties of a TBF steel (TRIP-aided steel with a Bainitic Ferrite matrix) which has superior delayed fracture resistance characteristics. The results indicate that the addition of both Nb and Mo, cooling over 20 /s and austempering below 275 are effective for the development of 1,470MPa tensile strength steels.

まえがき = 近年、自動車衝突時における乗員保護の観点から衝突安全性の高い車体構造が求められている。このため、ボディ骨格部材に対して板厚の増加、補強部品の追加などが行われており、車体重量は増加する傾向にある。一方で、地球環境保護の観点から自動車の車体軽量化による燃費の向上が求められている。これら相反する二つの要求を同時に満足するために、ボディ骨格部材の高強度化が進んでいる¹⁾。特に、側面衝突のように極力変形を抑える必要のある部位には980MPaを超える高強度鋼板の適用が増大しており、また、熱処理技術を利用することで、1,470MPa級まで高強度化された部品が実用化されている。

しかし、1,180MPa級以上に高強度化された鋼板では、外部環境中あるいは材料内部の水素と負荷応力との相互作用によって「遅れ破壊」と呼ばれる脆性的な破壊が極めて低い応力レベルで生じることが知られており²⁾、その対策技術の確立が必須である。遅れ破壊は、微量の水素が引張応力部に集積することで引き起こされる現象であり、母材の成分や組織、腐食環境、負荷応力、加工により大きく影響されることが知られている。これに対し当社では、上記の観点から、良好な耐遅れ破壊性と高強度とを両立するベイニティックフェライトを母相とするTRIP鋼 (trip aided bainitic ferrite 鋼)³⁾⁴⁾に着目し、開発を進めている。

本稿では、TBF鋼の機械的性質に及ぼす製造条件の影響について調査した結果を報告する。

1. TBF鋼の特徴

TBF鋼は、オーステナイト単相域で焼鈍後、フェライ

トの生成を抑制しつつベイナイト変態温度域まで冷却して恒温保持することにより製造される。SiやAlを添加することにより、恒温保持中に生成するラス状のベイニティックフェライト内に固溶したCが炭化物として析出することを抑制している。このため、固溶Cは周囲のオーステナイトに吐出されて濃化し、熱的に安定化したオーステナイトが微細なフィルム状で残存することがTBF鋼の大きな特徴である。この残留オーステナイトは、フィルム状であるために機械的にも安定⁵⁾であるという特長を持つ。

従来の高強度鋼で用いられていた焼戻しマルテンサイトは、粒界にセメントライトが析出しており、このセメントライトが耐遅れ破壊性を劣化させる⁶⁾原因の一つといわれている。TBF鋼では、上述のように炭化物の析出が抑制されていること、また、残留オーステナイトが水素のトラップサイトとして機能する⁷⁾⁸⁾ことで、優れた耐遅れ破壊性を示す。加えて、残留オーステナイトはTRIP効果を発現することから、優れた強度・延性バランスを示す。

しかしながら、オーステナイト域からベイナイト変態温度までの冷却速度は、フェライトの生成有無や組織形態などに影響を及ぼし、機械的性質を大きく変化させることが予想されるにもかかわらず、TBF鋼の機械特性に及ぼす冷却速度の影響についてはこれまで報告がない。そこで本稿では、実機で製造可能なレベルである50 /s以下の低い冷却速度で高強度を得られる条件を検討するために、TBF鋼の機械的性質に及ぼす冷却速度およびオーステナイト温度の影響を詳細に調査した。また、結晶粒微細化効果を有するNb、フェライト変態を遅延する効果のあるMoを添加し、TBF組織の形成挙動に及ぼす影

*鉄鋼部門 加古川製鉄所 技術研究センター

表 1 供試鋼の化学成分
Table 1 Chemical compositions of steels (mass%)

Steel	C	Si	Mn	Nb	Mo
A	0.2	1.5	2.5	-	-
B	0.2	1.5	2.5	0.05	-
C	0.2	1.5	2.5	-	0.2
D	0.2	1.5	2.5	0.05	0.2

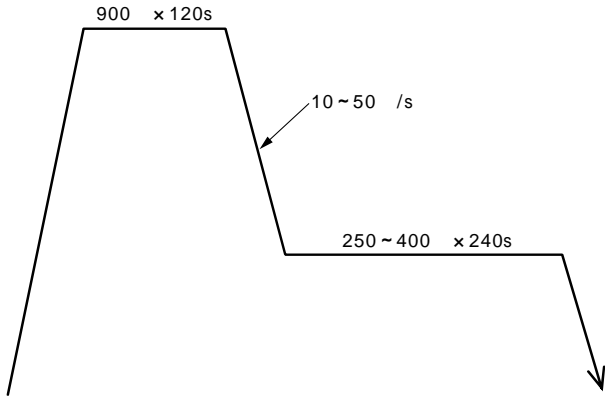


図 1 熱処理条件
Fig. 1 Heat treatment condition

響を調査した。次いで、実用化されている最高強度レベルである 1,470MPa 級の引張強度を有する TBF 鋼について、耐遅れ破壊性を評価した。

2. 実験方法

表 1 に供試材の化学成分を示す。ベースとなる A 鋼の成分は、TBF 鋼の優れた特性を維持しつつ溶接性に問題のない成分として 0.2%C - 1.5%Si - 2.5%Mn とした。B ~ D 鋼は、A 鋼に Mo, Nb を単独あるいは複合で添加したものである。本成分鋼を真空溶解にて溶製し、熱延、酸洗後、冷延により 1.2mm 厚の薄鋼板とした後、熱処理を行った。熱処理の条件を図 1 に示す。オーステナイト単相域である 900 °C で 120 秒保持後、10~50 °C/s の冷却速度で 250 ~ 400 °C のオーステンバ温度まで冷却し、さらにこの温度で 240 秒保持した後空冷した。上記熱処理を施した試料に対して組織観察および引張試験を行った。組織は、板厚 t/4 位置における圧延方向断面について SEM 観察を行った。引張試験には、圧延直角方向に採取した JIS5 号試験片を用いた。

3. 実験結果と考察

各成分鋼における引張強度と全伸びを冷却速度で整理して図 2 に示す。このとき、オーステンバ温度は 350 °C である。いずれの冷却速度においても、各成分鋼の引張強度は、D 鋼 > C 鋼 > A 鋼 > B 鋼の順に高い。すなわち、Mo 添加は単独、複合の場合とも引張強度を上昇させるが、Nb は、Mo との複合添加では引張強度を上昇させるものの、単独の添加ではむしろ引張強度を低下させる。また、冷却速度変化に対して、A 鋼および B 鋼は冷却速度が増加するにつれて引張強度が高くなる傾向が認められるが、C 鋼および D 鋼は低い冷却速度でも引張強度が高く、冷却速度増加に対する強度上昇は非常に小さい。

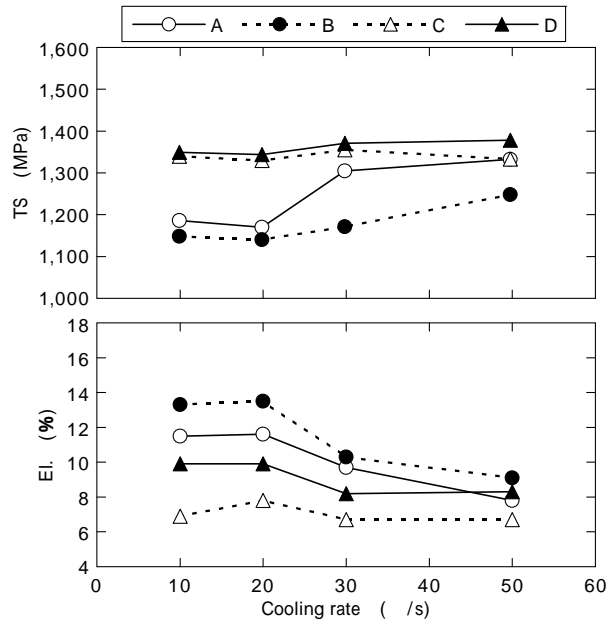


図 2 機械的性質に及ぼす冷却速度の影響
Fig. 2 Effect of cooling rate on tensile property

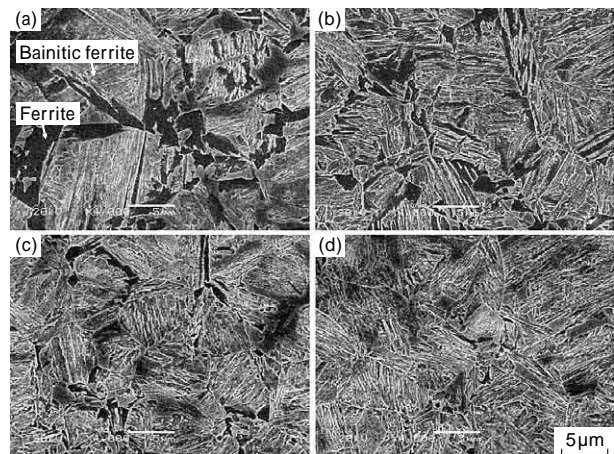


図 3 A 鋼の SEM 組織に及ぼす冷却速度の影響
(a) 10 °C/s, (b) 20 °C/s, (c) 30 °C/s, (d) 50 °C/s
Fig. 3 Effect of cooling rate on SEM microstructure of A steel
(a) 10 °C/s, (b) 20 °C/s, (c) 30 °C/s, (d) 50 °C/s

一方、全伸びについては、引張強度が高くなるほど低下するという一般的な傾向が認められるものの、C 鋼と D 鋼については引張強度に大差がないにもかかわらず、D 鋼が C 鋼に対して 1.5~3.0% も高い全伸びを示す。

冷却速度変化に対する引張強度変化の原因について考察するために、その変化が最も敏感な A 鋼について、各冷却速度で熱処理したときの SEM 組織を図 3 に示す。冷却速度が低い場合、フェライトとベイニティックフェライトが混在した組織を呈しているが、冷却速度の増加とともにフェライトの面積率は減少し、30 °C/s 以上の冷却速度では全体にわたって均一なベイニティックフェライト組織となっている。A 鋼および B 鋼で冷却速度の増加とともに引張強度が高くなる傾向が認められたのは、冷却速度の増加により冷却中における軟質なフェライトの生成が抑制され、硬質なベイニティックフェライトの面積率が增大したためであると考えられる。

引張強度に及ぼす添加元素の影響について考察するために、冷却速度を 20 °C/s としたときの各成分鋼の SEM

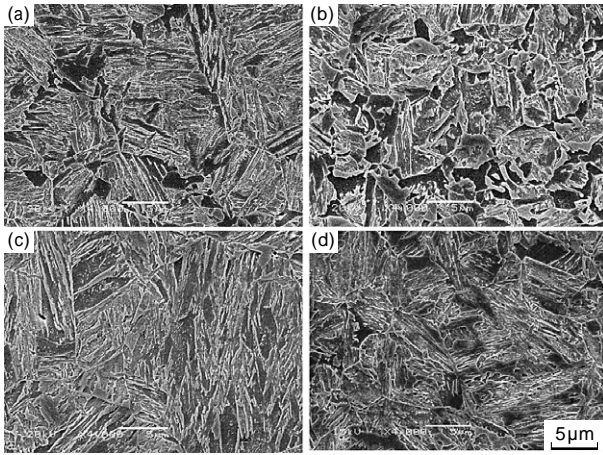


図4 SEM組織に及ぼす添加元素の影響
 (a) 添加なし, (b) Nb, (c) Mo, (d) Nb + Mo
 Fig. 4 Effect of cooling rate on SEM microstructure
 (a) no addition, (b) Nb, (c) Mo, (d) Nb + Mo

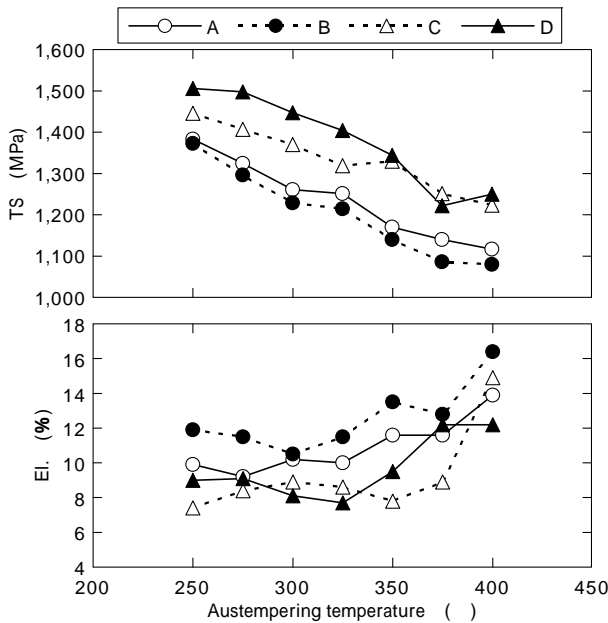


図5 機械的性質に及ぼすオーステンパ温度の影響
 Fig. 5 Effect of austempering temperature on tensile property

組織を図4に示す。フェライト変態を遅らせる元素であるMoを添加したC鋼,D鋼は均一なベイニティックフェライト組織を呈するのに対し,Moを添加していないA鋼,B鋼では,ベイニティックフェライト中に軟質なフェライトが混在した組織を呈する。また,このフェライトの面積率はNbを添加したB鋼でより大きくなっている。この理由は,Nb単独添加の場合は,旧オーステナイト粒が微細化することでフェライトの核生成頻度が増加したためであると考えられる。一方,D鋼ではNb添加によってフェライトの核生成頻度は増加するものの,それ以上にMo添加によるフェライト変態遅延効果が大きいので,フェライトの生成は防止され,全体に微細なベイニティックフェライト組織が形成される。その結果,D鋼は本実験に使用した成分鋼の中で最も高い引張強度を示すと同時に,微細化の効果によってC鋼よりも優れた全伸びを示したと考えられる。

各成分鋼における引張強度と全伸びをオーステンパ温度で整理して図5に示す。このとき,冷却速度は20 /s

である。いずれの成分鋼においてもオーステンパ温度の低温化とともに引張強度が高くなる傾向が認められる。また,引張強度の増大とともに,全伸びは低下する。引張強度増加の原因として,例えば,ベイニティックフェライトがより低温で生成することにより,変態で導入される転位密度が高くなる影響⁹⁾が考えられるが,詳細なメカニズムについては今後の調査を必要とする。

4. 1,470MPa級TBF鋼の諸特性

前述の検討結果より,D鋼において,冷却速度を20 /s以上,オーステンパ温度を275以下とすることにより,1,470MPaを超える引張強度を有するTBF鋼を作製できることが判明した。ここでは,冷却速度を20 /s,オーステンパ温度を275とした熱処理で作製した薄鋼板について,機械的性質および耐遅れ破壊性を評価した。

表2に作製したTBF鋼の機械的性質を示す。比較鋼には1,470MPa級のDP(Dual Phase)鋼を用いた。TBF鋼はDP鋼に対し,約1.5倍の高い伸びを示すことがわかる。

耐遅れ破壊性は,塩酸浸漬U曲げ試験により評価した。図6に塩酸浸漬U曲げ試験の概略を示す。短冊状試験片を圧延方向と直角方向に曲げ半径が10mmでU曲げ加工し,ボルト締めによって1,000~2,000MPaの曲げ応力を負荷した。負荷曲げ応力は,曲げ加工部凸側に1軸測定用歪ゲージを貼り付け,(ヤング率)×(ひずみゲージで測定したひずみ量)から計算した値である。浸漬させる塩酸の濃度は5%とし,48時間までの経過時間に伴う割れ発生の有無を調査した。結果を表3¹⁰⁾に示す。DP鋼では,2,000MPaの負荷応力で4時間,1,500MPaでも24時間で割れが発生するのに対し,TBF鋼では,負荷応力2,000MPaでの割れ発生時間が48時間まで長時間化しており,1,500MPaでは48時間たっても割れが発生していない。この実験結果から,20 /sの冷却速度で作製したTBF鋼が,1,470MPaという高強度においても,比較鋼に比べて優れた耐遅れ破壊性を有していることが確認できる。

表2 供試鋼の機械的性質
 Table 2 Mechanical properties of steels

Steel	YP (MPa)	TS (MPa)	El. (%)
TBF1470	1,059	1,495	11
DP1470	1,313	1,527	7

Thickness : 1.2mm, JIS No.5 specimen

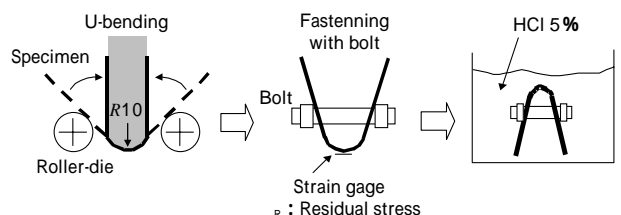


図6 耐遅れ破壊性の評価方法
 Fig. 6 Experimental procedure of delayed fracture resistance test

表3 耐遅れ破壊性の評価結果¹⁰⁾
 Table 3 Evaluation result of delayed fracture resistance¹⁰⁾

Steel	Bending radius (mm)	Residual stress (MPa)	Time in 5% - HCl				
			1h	4h	8h	24h	48h
TBF1470	10	1,000					
		1,500					
		2,000					×
DP1470	10	1,000					
		1,500				×	×
		2,000			×	×	×

3 samples for each

: Good, × : poor

むすび = TBF 鋼の引張強度に及ぼす製造条件の影響を調査し、1,470MPa 級の引張強度を得る製造条件を見いだし、その機械的性質や耐遅れ破壊性が、同強度の DP 鋼よりも優れることを報告した。本技術は、今後ますます高まると予想される自動車部材の高強度軽量化のニーズに対応し得る技術であると考えている。

参 考 文 献

1) 山崎一正：塑性と加工，Vol.46, No.534 (2005) p.565.

- 2) 松山晋作：遅れ破壊，(1989)，日刊工業新聞社。
- 3) K. Sugimoto et al. : ISIJ-Int, Vol.40, No.9 (2000) p.902.
- 4) K. Sugimoto et al. : ISIJ-Int, Vol.42, No.4 (2002) p.450.
- 5) STADLBAUER W et al. : Mech Work Steel Process, Vol.37 (1999) p.819.
- 6) 中里福和ほか：鉄と鋼，Vol.61, No.6 (1975) p.841.
- 7) 椿野晴繁ほか：遅れ破壊解明の新展開，(1997) p.138.
- 8) 北條智彦ほか：CAMP-ISIJ, Vol.18, No.3 (2005) p.554.
- 9) 塚野保嗣ほか：鉄と鋼，Vol.72, No.5 (1986) p.S536.
- 10) 向井陽一：R&D 神戸製鋼技報，Vol.55, No.2 (2005) p.30.