

(論文)

## 780MPa級超高伸びフランジ高強度熱延鋼板の開発

## Development of 780MPa Class High Strength Hot Rolled Steel Sheet with Super High Flange Formability



鹿島高弘  
Takahiro Kashima



向井陽一  
Youichi Mukai

Recently, high strength hot rolled steel sheets have been applied increasingly in vehicle chassis. High formability, especially high stretch flangeability, is required in these parts. In this paper, the void creation morphology of bainitic-ferrite, bainite and ferrite-pearlite steel after stretch flange formation were investigated. Cementite existed in bainitic-ferrite steels with 0.5 atomic ratio of Ti by C. Bainite and ferrite-pearlite steels caused void initiation during stretch flange formation. A bainitic-ferrite single phase microstructure with a 1.0 atomic ratio of Ti by C was proposed to obtain excellent high stretch flange formability.

まえがき = 自動車業界では、自動車の軽量化や安全性向上の必要性から、部材には薄肉化とともに高剛性、耐衝撃特性を持つ形状が求められている。このため素材である鋼板には高強度とともにこれまでと同等の加工性が重要となる。また、部材形状から足回り部材には、特に高い伸びフランジ性が求められている<sup>1)~5)</sup>。従来の高強度鋼板には、軟質のポリゴナル・フェライトを母相とし、硬質のマルテンサイトを有する複合組織鋼板などが利用されてきた。しかし、母相と第2相の大きな硬度差のため、打抜加工時にこれらの界面よりポイドが発生しやすく、伸びフランジ性を向上させることができなかつた<sup>6)7)</sup>。この特性を上げるために、伸びフランジ性に有利なベイナイト組織の導入や、第2相のないベイナイト単相鋼板の報告例などがある<sup>8)9)10)</sup>。

本報告では、足回り部品に利用が期待できる780MPa級の高強度熱延鋼板について、これまでよりさらに高い伸びフランジ性を付与するための検討を行ったのでその結果を報告する。

## 1. 実験条件

表1に供試材の化学成分を示す。鋼A及び鋼Bは、0.05%C-0.5%Si-1.5%Mn鋼にTi添加した鋼種であり、C量との原子当量比で1.3及び0.5のTi量をそれぞれ添加している(以降、それぞれTi/C=1.3, Ti/C=0.5と称す)。また、鋼CはC-Mn-Cr鋼で、おもにベイナイト単相組織として、低C-Ti添加鋼で得られる組織と比較するために

用意した。

図1に、熱延条件を示す。供試材を真空溶解にて溶製後粗圧延し、30mm厚のスラブとした。1250℃にて再加熱し30分保持後、仕上温度(FDT)850℃にて30mm厚から3.5mm厚まで5パスの圧延を行った。その後巻取処理相当温度(CT)まで約70℃/sで冷却したあと、各温度に30分保持して炉冷を行い、巻取温度の影響を検討した。これらの試料を用いて電子顕微鏡による組織観察、2.5mm厚まで表裏面を研削したJIS5号引張試験(JIS Z 2241)及び伸びフランジ性を評価する穴広げ試験(JFST 1001)を行った。伸びフランジ性の指標である穴広げ限界値は、以下の計算式によって算出した。

$$= (D - D_0) / D_0 \quad D: \text{穴広げ後の穴径} \\ D_0: \text{初期穴径}$$

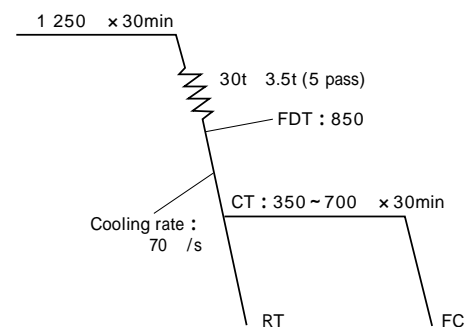


図1 熱延条件  
Fig. 1 Hot rolling condition

表1 化学成分  
Table 1 Chemical compositions

Steel	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	Cr	Ti/C (atomic ratio)
A	0.049	0.53	1.46	0.010	0.0017	0.033	0.26	-	1.28
B	0.049	0.54	1.49	0.010	0.0011	0.034	0.10	-	0.51
C	0.100	0.50	1.47	0.007	0.0017	0.042	-	0.53	-

穴広げ後の穴径とは、クラックが板厚を貫通した時点での穴径である。また、結晶粒径の影響を考察するため、鋼 A を用いて仕上げ温度を 800 ~ 940 まで変えた熱延実験（冷却速度約 70 /s, 巻取温度 450 ）も行った。

## 2. 実験結果

### 2.1 組織と特性に及ぼす巻取温度の影響

図 2 に機械的特性に及ぼす巻取温度の影響を示す。低 C-Ti 添加鋼の鋼 A (Ti/C = 1.3) は室温から 500 巻取までほぼ 780MPa 以上の強度を有し、500 を超えると強度は低下する。伸びは 600 までほぼ 15 ~ 20% 程度であったが、それを越えた温度では顕著に高くなる。伸びフランジ性を評価する値は 550 巻取において急激に低下するが、この温度域を除いては 100 から 110% 程度が得られる。鋼 B (Ti/C = 0.5) は、やや強度が低く値も鋼 A に比べて低い。鋼 C は 350 巻取で 800MPa 程度の強度に達するが、巻取温度が高くなるにつれて強度が低下して伸びが高くなる。しかし、値については強度の低下にもかかわらず低い。

鋼 A について、高い強度と値を示した 450 巻取温度での透過電子顕微鏡組織を図 3 に示す。鋼 A の 450 巻取では転位密度の高いグラニュラ状のベイニティック・フェライト組織<sup>11)</sup>を呈している。各巻取温度の組織について同様の調査を行った結果、500 以下の巻取の

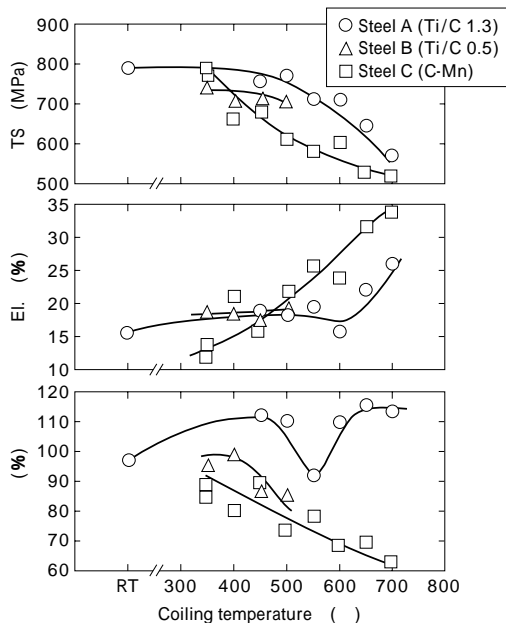


図 2 機械的特性に及ぼす熱延巻取温度の影響  
Fig. 2 The effect of coiling temperature on mechanical properties

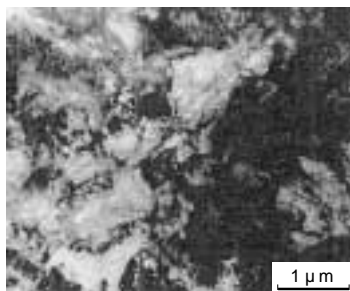


図 3 鋼 A (450 巻取) の透過電子顕微鏡組織  
Fig. 3 Transmission electron microstructure of steel A at CT 450

場合ではすべてグラニュラ状のベイニティック・フェライト組織、650 以上の巻取ではポリゴナル・フェライト組織となっており、550 や 600 ではグラニュラ状のベイニティック・フェライト組織とポリゴナル・フェライト組織が混合した組織であった。

鋼 B の場合も鋼 A と同様の様相を呈していたが、組織内部にはセメントタイトの存在が確認された。図 4 には、鋼 C の 350 巻取と 550 巻取の走査型電子顕微鏡写真を示す。

鋼 C では、450 巻取以下でベイナイト単相組織、500 以上の巻取でフェライト・パーライト組織であった。

### 2.2 各組織の TS- バランス

図 5 には、実験結果で得られた各組織についての TS-

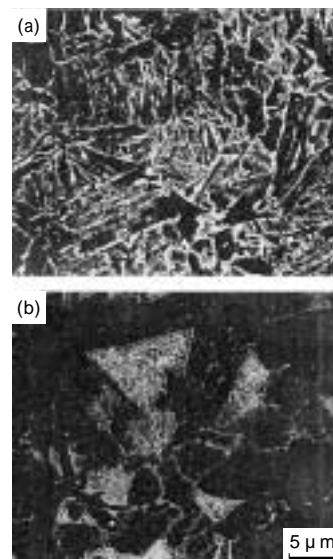


図 4 鋼 C (a) 350 巻取, (b) 550 巻取) の SEM 組織  
Fig. 4 Scanning electron microstructures of steel C (a) CT350, (b) CT550

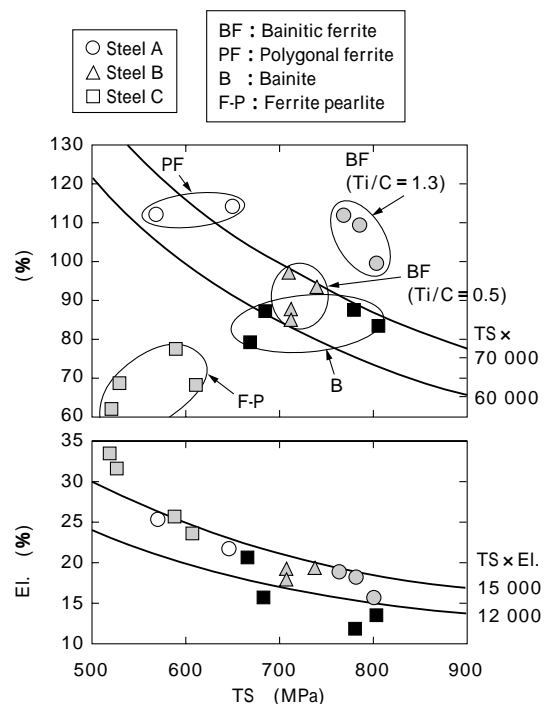
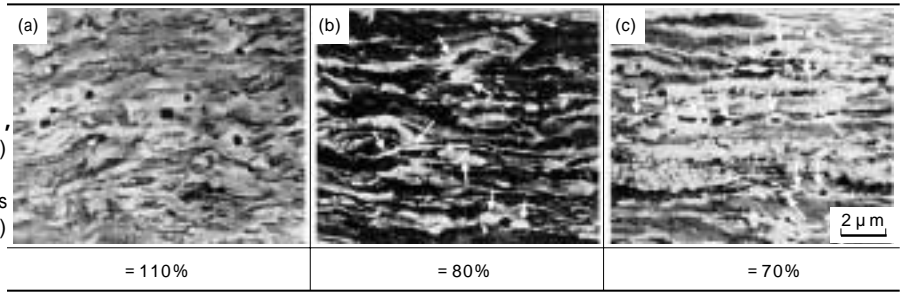


図 5 強度・伸びフランジ ( ) バランス及び強度・伸びバランスに及ぼす組織の影響  
Fig. 5 Effect of microstructures on TS- balance and TS-EI. balance

図6 ベイニティック・フェライト組織 (Ti/C=1.3) (a) ベイナイト組織, (b) フェライト・パーライト組織, (c) 穴広げ後の電子顕微鏡組織

Fig. 6 Transmission electron microstructures of bainitic ferrite (Ti/C=1.3), (a) bainite, (b) ferrite-Pearlite, (c) after stretch-flange deformation



バランスと TS-EI バランスを示す。このなかで、ベイニティック・フェライト単相組織 (Ti/C=1.3) が最も TS-バランスが優れている。ポリゴナル・フェライト単相組織とベイニティック・フェライト単相組織ではどちらも同程度の高い値を有しているが、ベイニティック・フェライト単相組織の TS は高く、このため TS-バランスが高くなっている。フェライト・パーライト組織は最も TS-バランスが低い。700~800MPa の高強度を有する組織で値を比較すると、Ti/C=1.3 のベイニティック・フェライト組織が最も値が高く、ついで Ti/C=0.5 のベイニティック・フェライト組織であり、ベイナイト単相組織が最も低い。700MPa 以上の組織の EI については、ベイニティック・フェライト組織がベイナイト単相組織より若干高くなっている。この結果から、組織と Ti/C 原子当量比が TS-バランスに大きく影響していることがわかる。

### 3. 考察

#### 3.1 セメントタイトの影響

組織及び Ti/C の原子当量比と伸びフランジ性との関係を明確にするため、ベイニティック・フェライト組織の Ti/C=1.3 の場合、ベイナイト単相組織 (Ti/C=0)、及びフェライト・パーライト組織の場合について、これらの試料の打抜き穴広げを行ったあとの加工先端部の走査型電子顕微鏡観察の結果を図6に示す。前述したように、Ti/C=1.3 のベイニティック・フェライト単相組織では組織にセメントタイトがなく、ベイナイト単相組織やフェライト・パーライト組織にはセメントタイトが認められ、このセメントタイトの界面よりポイドが発生していることがわかる。一方、セメントタイトのないベイニティック・フェライト単相組織では、特定のポイドの起点が認められない。セメントタイトの有無が打抜き穴広げ加工中のポイド生成の違いを示し、これが伸びフランジ性に影響すると考えられる<sup>12)</sup>。すなわち、フェライト・パーライト組織も含めてベイナイト単相組織や Ti/C=0.5 のベイニティック・フェライト単相組織よりも、Ti/C=1.3 のベイニティック・フェライト単相組織の値が高い理由は、ポイド発生起点となる組織内のセメントタイトが存在しないためと考えられる。また、原子当量比 Ti/C が1以上のTi量の添加は、鋼中に存在する固溶CをTiCとして固着してセメントタイトの析出を抑えていると考えられる。

#### 3.2 析出物の影響

巻取温度の影響調査において、鋼Aの550巻取温度

で急激に値が低下する特異な現象が認められた。この温度付近では、ポリゴナル・フェライトとベイニティック・フェライト組織の混合組織であることや、ちょうどTiC析出のノーズがあることから、組織不均一性や析出物の整合析出などによる値の低下が考えられる<sup>13)</sup>。しかし、600巻取においては、組織がポリゴナル・フェライトとベイニティック・フェライト組織の混合組織であるにも関わらず値の低下が少ないことから、TiC析出が主な原因と考えられる。図7に、450巻取の場合と550巻取の場合のTiC析出の様子を抽出レプリカ法にて検出した結果を示す。550では450に比べてTiCが非常に多く析出していることがわかる。

#### 3.3 結晶粒径の影響

図8には、熱延仕上げ温度のTS、値に及ぼす影響を示す。仕上げ温度が高い場合には値は低く、仕上げ温度が低くなるにつれて値が高くなる。850以下の仕上げ温度では2相域であるために、加工フェライトとベイニティッ

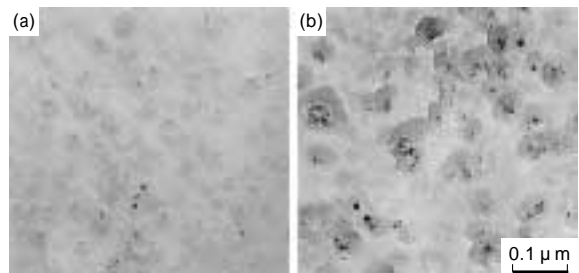


図7 鋼Aの(a) CT450, (b) CT550のTiC析出  
Fig. 7 TiC precipitate of steel A at (a) CT450 and (b) CT550

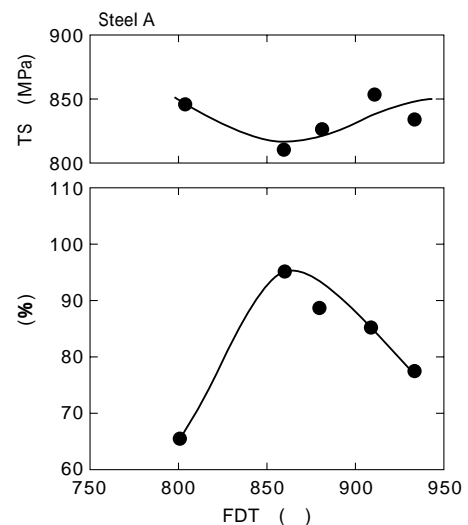


図8 引張強さと伸びフランジ性(%)に及ぼす熱延仕上げ温度の影響

Fig. 8 The effect of finishing delivering temperature(FDT) on tensile strength and stretch-formability (%)

Grain boundary (orientation tolerance = 15°)			
	Grain size	$\bar{d} = 2.1 \mu\text{m}$	$\bar{d} = 2.9 \mu\text{m}$
FDT	860	880	910

図9 熱延仕上温度 (a) 860 , (b) 880 , (c) 910 の鋼板の結晶粒径  
Fig. 9 Grain size of steel sheets of FDT (a) 860 , (b) 880 , (c) 910

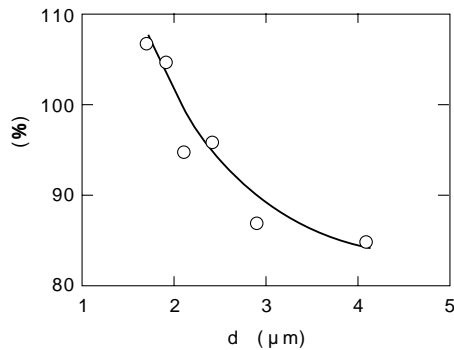


図10 伸びフランジ性 ( ) に及ぼす結晶粒径の影響  
Fig.10 The effect of grain size on stretch-flangeability

ク・フェライトが混在するため急激に値が低下する。また図9には、仕上温度が850以上の場合の値の挙動について、結晶粒径(15以上の大角粒界を持つ結晶粒径)をEBSF( Electron Backscattering Pattern)により観察した結果を示す。結晶粒径は仕上温度が低くなるとともに細粒となり、組織の微細化によりTS-バランスが向上したものと考えられる<sup>14)</sup>。また、結晶粒径と値の関係を図10に示す。このプロットには、今回の850以上の仕上圧延の結果とともに圧下量を増して結晶粒径をさらに細かくした結果も含めている。域内で仕上温度を低くすることや、未再結晶域での圧下量を増加させることによって結晶粒径が小さくなり、それともなって値も向上する。つまり、ベイナイト・フェライト組織を微細化することによって、変形中に局所的な歪みが集中することを抑えてポイドの生成を抑えるものと推察される。

#### 4. 工場試作の結果

これらの実験結果及び考察に基づいて工場にて実機試作を行った。試作材の化学成分、熱延条件及び機械的特性を表2に示す。伸びフランジ性に有害なセメンタイトの析出を抑えるため、すなわちTi量は鋼中の固溶CをTiCとして固着してセメンタイト析出を抑えるため、TiとCの原子当量比(Ti/C)は1以上(実績値1.1)とし、熱延仕上温度も850以上、巻取温度は550付近のTiC析出を避けておよそ450とした。本試作材は780MPa級で従来鋼板より高伸びフランジ性を示しており、高いTS-バランスを持つ鋼板が得られた。ラボ実験結果(図5など)より、低い伸びフランジの値となったのは、今回試作において900と高めのFDTとなったことや実

表2 工場試作材の化学成分、製造条件と機械的特性

Table 2 Chemical compositions, manufacturing conditions and mechanical properties of the trial product

Chemical compositions (mass%)						
C	Si	Mn	P	S	Ti	Ti/C
0.03	1.0	1.4	0.01	0.001	0.13	1.1
Hot rolling condition						
FDT	CT					
900	450					
Mechanical property						
	Thick(mm)	YR(MPa)	TS(MPa)	El(%)	(%)	TSx
Developed	3.2	710	790	21	85	67 150
Conventional	3.2	730	810	20	60	48 600

機スラブと実験用スラブの違い(初期粒経、偏析や介在物の形態の違いなど)が要因と考えられる。

むすび = 780MPa 級高強度熱延鋼板の伸びフランジ性向上を検討した結果、低C-Ti添加成分でベイナイト・フェライト単相組織(Ti/C = 1.3) > ベイナイト・フェライト単相組織(Ti/C = 0.5) > ベイナイト単相組織(Ti/C = 0)の順で、伸びフランジ性が高かった。この結果にもとづいて工場試作を行い、780MPaクラス強度と従来鋼板より高い伸びフランジ性が得られることを確認した。

#### 参考文献

- 1) 野村茂樹ほか：住友金属，Vol.48, No.4 (1996) p.132.
- 2) 森田正彦ほか：川崎製鉄，Vol.27, No.3 (1995) p.182.
- 3) 河野治ほか：製鉄研究，Vol.329 (1988) p.15.
- 4) 橋本俊一：自動車技術，Vol.54, No.1 (2000) p.39.
- 5) 村上泰ほか：自動車技術，Vol.53, No.12 (1999) p.77.
- 6) 木下正行ほか：NKK 技報，No.145 (1994) p.1.
- 7) 須藤正俊ほか：鉄と鋼，Vol.68, No.9 (1982) p.1185.
- 8) 須藤正俊ほか：鉄と鋼，Vol.68, No.9 (1982) p.1211.
- 9) 花井論ほか：鉄と鋼，Vol.68, No.9 (1982) p.1306.
- 10) 自在丸二郎ほか：鉄と鋼，Vol.68, No.9 (1982) p.1333.
- 11) 日本鉄鋼協会：鋼のベイナイト写真集 - ，p.4.
- 12) N. Matsuzaki et al. : SAE, 910513 (1991)
- 13) 国重和俊ほか：鉄と鋼，Vol.71, No.9 (1985) p.1140.
- 14) 安原英子ほか：CAMP-ISIJ, 12 (1999) p.1219.