

技術資料

高バーリング型590MPa級溶融Zn-6%Al-3%Mg合金めっき鋼板の開発

平田 健太郎* 植杉 真也** 藤原 進*** 重富 智治****

Development of 590MPa Grade Hot-dip Zn-6%Al-3%Mg Alloy Coated Steel Sheets (ZAM[®]) with High Burring Property

Kentarou Hirata, Shinya Uesugi, Susumu Fujiwara, Tomoharu Shigetomi

Synopsis:

For the purpose of 590MPa grade hot-dip Zn-6%Al-3%Mg alloy coated steel sheets (ZAM[®]) with an excellent burring property, we examined the influence of chemical compositions and microstructures including Ti*/C (proportion of TiC precipitations) on mechanical properties and the hole expanding property in the laboratory, and then conducted pre-production and mass production based on these experimental results.

(1) We recognized that the co-addition of Ti and B to low carbon steel sheets with an approximate 0.5 Ti*/C balance indicated an almost bainitic ferrite single phase structure in which nano-order TiC precipitations were densely dispersed, and thus obtained an excellent hole expansion ratio with reasonable ductility despite the high strength steel sheets.

(2) The chemical composition of the developed steel sheets was 0.03%C-0.7%Mn-0.07%Ti-0.003%B (Ti*/C=0.5), which showed that TS×T.El balance was almost equivalent to our 590MPa class conventional steel sheets, and that TS×λ balance was about two times better than that of conventional steel sheets.

(3) The developed 590MPa grade ZAM[®] can be highly expected to be used in various other applications that require high strength, an excellent burring property, and excellent corrosion resistance.

1. 緒言

近年、様々な産業分野において、部品のさらなる長寿命化と低コスト化が求められており、表面処理鋼板の適用部品においても高防錆化や後塗装の省略の観点から、従来の合金化溶融亜鉛めっき鋼板(以下、GA鋼板と記す)よりも耐食性に優れた鋼板のニーズが顕在化している。これらのニーズに対応するため、当社では、溶融Zn-6%Al-3%Mg合金めっき鋼板であるZAM[®](以下、ZAM鋼板と記す)を開発し¹⁾、490MPa以下の比較的低強度の母材において幅広い用途への適用を進め、2017年度の生産量は約7万T/Mに至っている。

ところで、建材分野や自動車分野では地球環境保全の観点から、例えば、建材金具類や自動車のアンダーボディー等、部材の薄肉化による軽量化が進められている。

特に、近年では、全体剛性に加えて安全性の観点から部材の高強度化を進めており、鋼板の引張強さが590MPa以上の高強度鋼板の採用が増大している。

しかしながら、鋼板の高強度化に伴う延性の低下や形状凍結性の低下等、プレス成形性が低いことに関連した多種多様な技術課題を抱えているのが現状である。特に、プレス成形時のバーリング加工部や伸びフランジ加工部での成形不良や割れ発生等の問題は従来から強く改善が望まれてきた。

本報では、GA鋼板より高防錆であるZAMの高強度鋼板としてバーリング性に優れる590MPa級ZAM鋼板の開発を目的に研究を推進し、機械的性質および穴広げ性に及ぼす鋼成分の影響を実験室的に検討した結果、および、その結果に基づき実機試作した開発材の諸特性について述べる。

*鋼材研究所 鋼材第二研究チーム サブリーダー

**鋼材研究所 鋼材第二研究チーム

***鋼材研究所 鋼材第二研究チーム 主任研究員

****知的財産戦略部 部長

2. 鋼成分設計の基本的な考え方

図1に伸び-穴広げ率バランスに及ぼす金属組織の影響を示す²⁾。フェライト、ベイナイト、マルテンサイト組

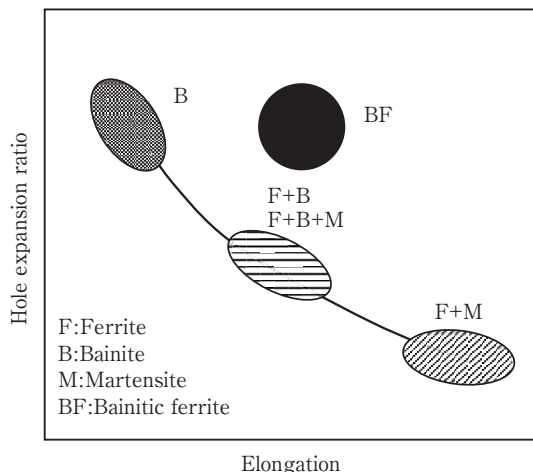


図1 伸び、穴広げ率バランスに及ぼす金属組織の影響
Fig. 1 Effect of microstructures on elongation-hole expansion ratio balance.

織の2相もしくは3相の組織を持つDual Phase鋼(図中記号F+M, F+B)やTri-Phase鋼(F+B+M)では、高い伸びが得られる反面、軟質なフェライト相と第二相との硬度差が大きいと、穴広げ性に劣る。一方、ベイナイト単相(図中B)のような単相組織鋼では、優れた穴広げ性は得られるが、転位密度が高いため伸びが低い。そこで、本開発では、ベイナイト組織よりも転位密度の低いベイニティックフェライト組織³⁾(図中BF)に着目し、伸びを確保しつつ優れた穴広げ性を得ることを目標とする。特に穴広げ性に対しては有害なフィルム状、棒状および塊状セメンタイト等の粗大な炭化物とパーライトの生成を抑制し、微細な炭化物の析出を積極的に活用する⁴⁾。このため、低炭素鋼をベースに炭化物形成元素の中でも比較的安価なTiを添加した鋼成分系とし、伸びを確保しつつ優れた穴広げ性が得られる590MPa級ZAM鋼板の開発を検討する。

3. 実験室検討結果および考察

3.1 供試材および実験方法

供試材の化学成分を表1に示す。Aシリーズは、炭化物形成元素であるTiおよび微量添加で高い焼入れ性が得られるBの影響をそれぞれ調査するため、0.03%

表1 供試材の化学成分

Table 1 Chemical compositions of steels used. (mass%)

No	C	Mn	S	Ti	B	N	Ti*	Ti*/C	
A1	0.031	1.04	0.003	-	-	0.0023	-	-	A series
A2	0.030	1.03	0.003	-	0.004	0.0025	-	-	
A3	0.032	1.04	0.003	0.064	-	0.0023	0.052	0.41	
A4	0.030	1.05	0.003	0.064	0.004	0.0027	0.052	0.42	
B1	0.050	1.03	0.003	0.061	0.004	0.0024	0.049	0.24	B series
B2	0.015	1.03	0.003	0.062	0.004	0.0025	0.049	0.82	
B3	0.030	1.04	0.003	0.031	0.004	0.0021	0.020	0.17	
B4	0.027	1.05	0.003	0.100	0.004	0.0024	0.088	0.81	

(Si:0.10~0.11, P:0.015~0.019, Al:0.025~0.038)

C-1.0%Mnを基本組成にTiとBをそれぞれ無添加、単独添加および複合添加した4種類とした。Bシリーズは、C量とTi量の原子当量比の影響を調査するため、Ti, B複合添加鋼のTi量を0.06%に固定してC量を増減、さらに、C量を0.03%に固定してTi量を増減した4種類を用いた。なお、熱間圧延後に残存して析出時に有効に働く固溶Ti量(以下、Ti*と記す)は、窒化物、硫化物として析出したTi量を全Ti量から除き、 $Ti^* = \text{全Ti} - (N \times 48/14 + S \times 48/32)$ と定義する。また、Ti*/CはC量と固溶Ti量の原子当量比で示す。

供試材の作製は、30kg真空溶解炉で溶製して得られた鋼塊を厚さ30mmまで熱間鍛造後、熱間圧延に供した。熱間圧延は、1250℃で5.4ks保持後仕上げ温度880℃にて行い、直ちに600℃のソルトバスに7.2ks浸漬する熱延巻取相当処理を経て、板厚4mmの熱延板を得た。得られた熱延板は表面研削にてスケールを除去し、板厚2.6mmとした。その後、ZAM鋼板のめっきラインの熱履歴を模擬するため、還元加熱相当温度700℃、めっき相当温度410℃の熱処理を施した後、伸び率0.5%の調質圧延を行った。引張試験はJIS Z 2241に準拠し、圧延方向に直角に採取したJIS5号試験片を用いて実施した。伸びフランジやバーリング性の評価指標である穴広げ試験は、最大加圧力196kNの油圧式深絞り試験機を用いて60°円錐パンチによる穴広げ成形を行った。穴広げ率(以下、 λ と記す)は、あらかじめ設けた初期穴径 D_0 と加工によって穴縁板厚を貫通する割れが発生した時の穴直径 D_1 から、 $\lambda = (D_1 - D_0)/D_0 \times 100\%$ として求めた。なお、打抜きクリアランスは板厚の11%とし、かえりの方向はダイス側に統一して試験を実施した。マイクロ組織観察は、鋼板の圧延方向に平行な板厚断面を研磨した後、母相組織は2%ナイタル、セメンタイトは0.2%ピクラルで腐食し、走査型電子顕微鏡(以下、SEMと記す)を用いて行った。なお、セメンタイトの面積率は、倍率2000倍で

撮影した写真10枚を画像解析ソフトで処理して平均面積率を算出した。また、析出物および下部組織の観察は、透過型電子顕微鏡(以下、TEMと記す)を用いた。TEM試料の作製は、析出物の場合カーボン蒸着膜による抽出レプリカ法、下部組織の場合10%過塩素酸-酢酸溶液を用いたツイングジェット研磨法にて実施した。転位密度の測定は、鋼板を板厚表層から厚さ1/4まで研削加工した後に、化学研磨により100 μm 研削ひずみを除去したサンプルを準備し、Co線源を用いたX線回折で、bcc鉄の(110)、(211)および(220)面の半価幅からHallの方法⁵⁾を用いて歪(ε)を求め、 $\rho = 14.4 \times (\varepsilon \times b)^2$ の式を用いて転位密度(ρ)を算出した。なお、 b はバーガースベクトル(0.248nm)である。

3.2 実験結果

3.2.1 TiおよびBの影響

図2に供試材Aシリーズにおける機械的性質および穴広げ性に及ぼすTi, Bの影響を示す。B単独添加はTi, B

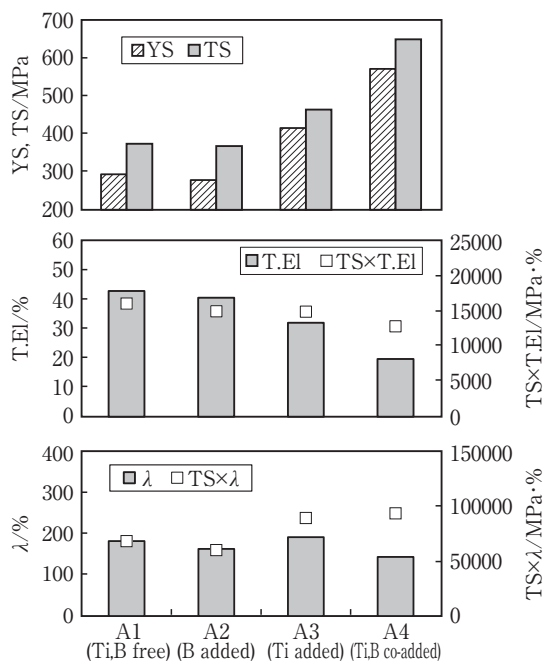


図2 機械的性質および穴広げ性に及ぼすTi, Bの影響
Fig. 2 Effects of Ti and B on mechanical properties and hole expansion ratio.

無添加とほぼ同等の機械的性質および穴広げ性を示し、B添加の影響は認められなかった。一方、Ti単独添加ではTi, B無添加およびB単独添加と比較して0.2%耐力(以下、YSと記す)で120MPa程度、引張強度(以下、TSと記す)で100MPa程度増加し、全伸び(以下、T.Elと記す)は低下するものの、 λ はTi, B無添加とほぼ同等で、 $\text{TS} \times \lambda$ バ

ランスは向上した。さらに、Ti, B複合添加はYS, TS共に280MPa程度と大きく増加し、T.Elおよび λ は低下するものの、 $\text{TS} \times \lambda$ バランスは最も高い値を示した。

図3に金属組織を示す。Ti, B無添加およびB単独添加は、結晶粒径が21 μm のポリゴナルフェライトと少量かつ微細な粒状炭化物および一部パーライト組織を呈しており、B添加の影響は認められなかった。一方、Ti単独

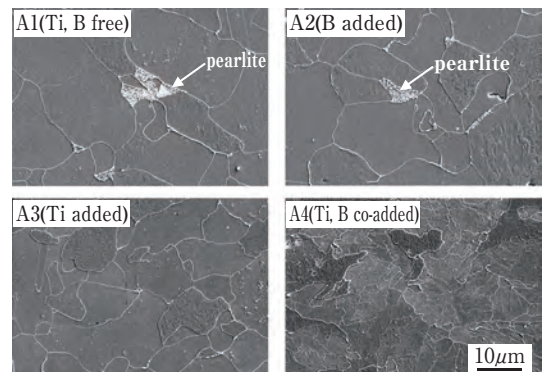


図3 金属組織に及ぼすTi, Bの影響
Fig. 3 Effects of Ti and B on microstructures.

添加ではパーライトは消失し、少量かつ微細な粒状炭化物が粒内に析出した結晶粒径が12 μm のポリゴナルフェライト単相組織となった。また、Ti, B複合添加では同様にパーライトは認められず、極少量の粒状炭化物が粒内に析出するが、針状の微細なベイニティックフェライト単相組織を呈した。なお、いずれもフィルム状、棒状および塊状のセメンタイトは観察されなかった。図4にTi単独添加およびTi, B複合添加の析出物のTEM観察およびエネルギー分散型X線分析(以下、EDXと記す)の結果を示す。TEM写真より、100個以上の微細な析出物について粒径を測定した結果、Ti単独添加では平均粒径10.2nm、Ti, B複合添加は平均粒径5.7nmの微細な析出物

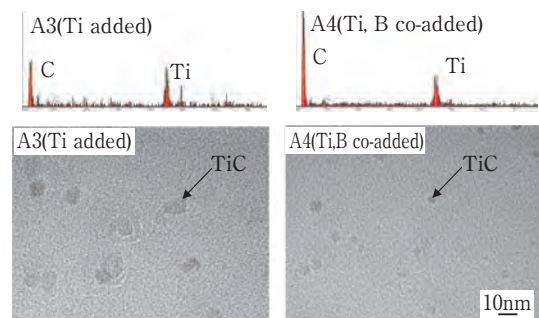


図4 析出物のTEM観察結果
Fig. 4 TEM images of Ti added and Ti, B co-added samples.

であり、いずれもEDXによる組成分析の結果、Ti系炭化物であることがわかった。

以上の結果から、Ti, Bを複合添加することにより、直径5.7nmの非常に微細なTiCが分散したベイニティックフェライト単相組織(極少量の微細な粒状セメンタイト含む)が生成することがわかった。これにより、ある程度の伸びを保持しつつ高強度で高い穴広げ性を実現可能という組織制御の指針が得られた。

3.2.2 Ti*/Cの影響

図5にTi, B複合添加を基本とする供試材Bシリーズにおける機械的性質および穴広げ性に及ぼすTi*/Cの影響を示す。Ti量を固定しC量を増減した成分系については、Ti*/Cの増加(C量の低下)によりTSおよびT.Elは低下し、λは増加した。一方、C量を固定しTi量を増減した成分系については、Ti*/Cの増加(Ti量の増加)によりTSは増加し、λはほぼ同等で、T.Elは低下した。いずれの成分系もTi*/Cの増加によりTS×λバランスが向上

し、TS×T.Elバランスは低下した。図6に金属組織の一例を示す。Ti*/Cが0.2ではポリゴナルフェライトとパーライトの2相組織および粒界上に少量の粒状セメンタイトが観察された。Ti*/Cが0.4ではベイニティックフェ

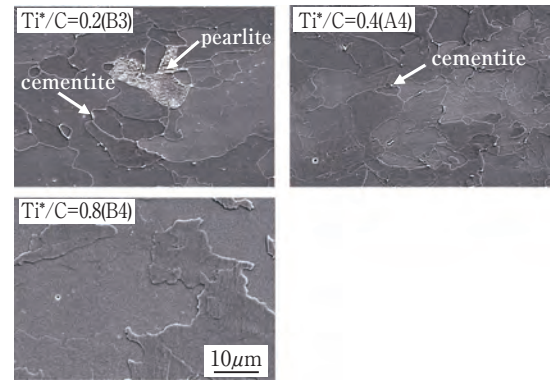


図6 金属組織に及ぼすTi*/Cの影響
Fig. 6 Effect of Ti*/C on microstructures.

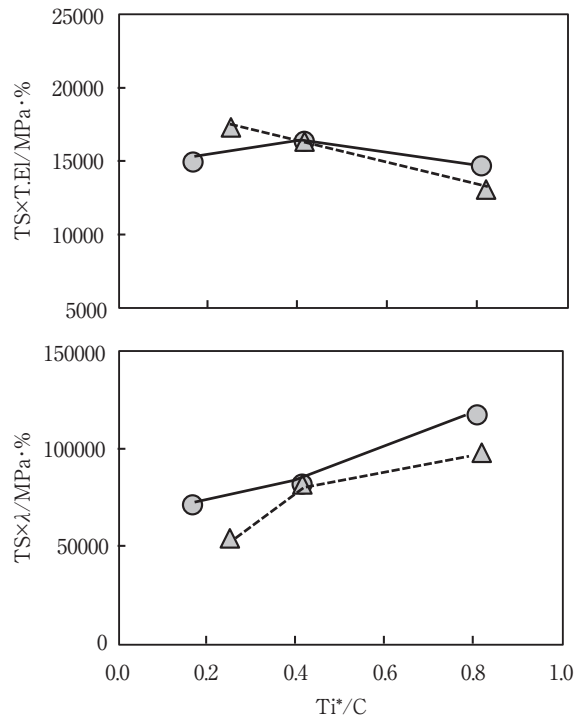
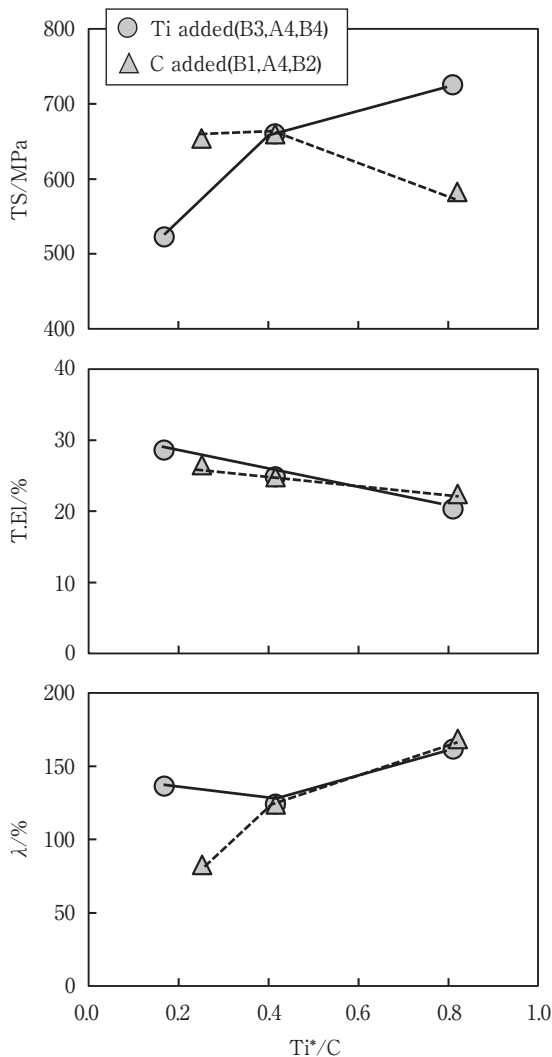


図5 機械的性質および穴広げ性に及ぼすTi*/Cの影響
Fig. 5 Effect of Ti*/C on mechanical properties and hole expansion ratio.

ライト組織と粒界上に少量の粒状セメンタイトが認められた。一方、 λ が最も高い値を示したTi*/Cが0.8ではセメンタイトはほぼ観察されず、ベイニティックフェライト単相組織を呈した。

以上の結果から、Ti*/Cは金属組織の変化を通して強度と延性および穴広げ性バランスに大きく影響することが明らかになった。特に、Ti*/Cを0.5前後に設定することにより、TSが高強度の650MPa、T.Elが比較的良好な23%、 λ が優れた120%が得られ、伸びを確保しつつ高い穴広げ率となる高強度ZAM鋼板の組織制御の指針を確認した。

3.3 考察

3.3.1 変態挙動に及ぼすTi, Bの影響

Ti, Bを複合添加することで、Ti単独添加に比べYSおよびTSが大きく増加することを3.2.1項および図2で示した。これは、熱延冷却過程での組織制御、すなわち、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態およびTi系析出物およびセメンタイトの析出挙動が大きく影響していると考えられる。そこで、両鋼の変態開始温度および熱間圧延終了後の金属組織を調査し、Ti, B複合添加の高強度化の主要因を考察した。

図7にオーステナイト化温度950°Cで180s保持後に測定した連続冷却変態曲線を示す。Ti単独添加は無添加

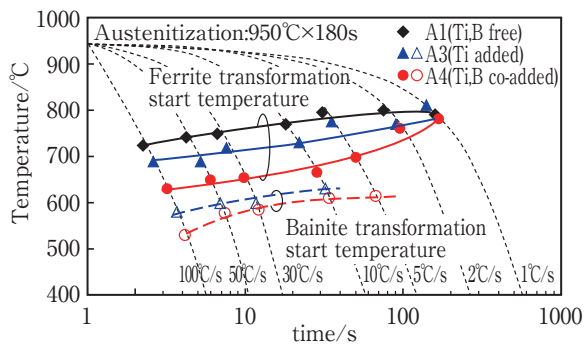


図7 連続冷却変態曲線

Fig. 7 Continuous cooling transformation diagram for A1, A3 and A4 steel.

に比べ速い冷却速度においてフェライト変態開始温度が低下する。その低下量は50°C程度である。これはオーステナイト再加熱時の固溶Tiによる $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態抑制効果と推定する。一方、Ti, B複合添加はTi単独添加に比べていずれの冷却速度においても80°C~100°C程度フェライト変態開始温度が低下する。次にベイナイト変態について記述する。Ti, B無添加ではいずれの冷却速度でもベイナイト変態は認められない。しかし、Ti, B複合添加とTi単独添加は一部フェライト変態するものの残留 γ か

らのベイナイト変態が認められる。また、Ti, B複合添加はTi単独添加に比較してその変態開始温度が数10°C低下する。これは、TiがNをTiNとして固定する作用によりBが全量固溶状態で存在し、固溶Tiに加えて γ 粒界からのフェライト変態抑制をさらに助長することが主要因と推定する。図8に、熱延巻取り直前に水冷した際の金属組織を示す。Ti単独添加はポリゴナルフェライト

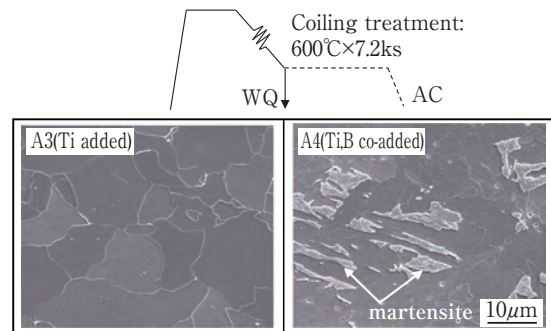


図8 熱延巻取り前の金属組織

Fig. 8 Microstructures before coiling treatment after hot rolling.

単相組織であり、仕上げ圧延後の冷却過程で $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態が終了していることがわかる。また、セメンタイトの析出はほとんど認められない。一方、Ti, B複合添加は未変態オーステナイトと推定されるマルテンサイトが観察され、Ti単独添加に比べ $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態が抑制されている。ところで、3.2.1項の図4においてTi, B複合添加では非常に微細なTi系炭化物が析出することを示した。一般に、Cの固溶限は α 相より γ 相が大きく、さらに、Cの拡散係数は γ 相の方が小さいことが知られている⁶⁾。これより、Ti, B複合添加の場合、TiCの析出開始温度が低下することで析出の駆動力の増加に伴う核生成頻度が増大し、比較的速い冷却速度により成長速度が抑制されるため、非常に微細なTiCが得られるものと推定する。

以上の結果から、Ti, B複合添加による高強度化は、TiがNを固定し、固溶B量が増加することによって γ 粒界からのフェライト変態が抑制され、硬質なベイニティックフェライト組織が生成し転位強化量が増加するとともに、加えて、TiCの析出開始温度の低下によって非常に微細なTiCが生成し、粒子分散強化量が増加することが主要因と考えられる。

3.3.2 Ti, B複合添加鋼の強化機構の定量的な検討

Ti, B複合添加の高強度化は、前項で記述したように、ベイニティックフェライト組織による転位強化とTiC微細化による粒子分散強化の増加が主要因と考えられた。

そこで、Bailey-Hirschの関係⁷⁾と粒子分散強化理論で一時的なAshby-Orowan機構^{8,9)}を用いてYSの算出を試みる。転位強化量(以下、 σ_{dis} と記す)は、Ti単独添加およびTi, B複合添加の転位密度をX線回折で測定し、式(1)のBailey-Hirschの関係に代入することにより求めた。

$$\sigma_{dis} = \beta G b \rho^{1/2} \dots\dots\dots (1)$$

β は転位の線張力係数(0.5)¹⁰⁾、 G は剛性率(80.7GPa)、 b はバーガースベクトル(0.248nm)、 ρ は転位密度である。

また、粒子分散強化量(以下、 σ_{ppt} と記す)はAshby-Orowan機構に基づき式(2)を用いた。

$$\sigma_{ppt} = 2M\beta G b / L \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 M はTaylor因子(2.0)、 β 、 G および b は前述の通りである。 L は分散粒子の平均隙間隔であり、分散粒子の平均粒径と体積率より近似的に求め式(3)で表される。

$$L = 1.2((\pi/6f)^{1/2} - 0.82)d \dots\dots\dots (3)$$

f は粒子の体積率、 d は平均粒子直径である。なお、粒子の体積率については固溶Tiの50%がTiCとして析出するものと仮定した。

表2に転位強化量および粒子分散強化量の計算結果を示す。Ti単独添加とTi, B複合添加のYSの差は157MPa

表2 転位強化量および粒子分散強化量の計算結果
Table 2 Estimation of the amount for dislocation strength and dispersion strength

Specimen	YS/ MPa	dislocation density ρ/m^{-2}	σ_{dis} / MPa	Diameter of TiC /nm	Volume fraction of TiC /%	L/ nm	σ_{ppt} /MPa
A3 (Ti added)	417	2.6×10^{13}	51	10.2	0.052	379	106
A4 (Ti,B co-added)	574	1.8×10^{14}	133	5.7	0.052	212	189
	$\Delta YS=157$	-	$\Delta \sigma_{dis}=82$	-	-	-	$\Delta \sigma_{ppt}=83$

である。 σ_{dis} は、Ti単独添加の場合フェライト組織のため転位密度が 2.6×10^{13} と小さく、 σ_{dis} は51MPaである。一方、Ti, B複合添加の場合ベイニティックフェライト組織であり、転位密度は 1.8×10^{14} と高く σ_{dis} が133MPaと大きい。両者の差分である $\Delta \sigma_{dis}$ の82MPaがTi, B複合添加による転位強化量の増加分である。また、 σ_{ppt} については、Ti単独添加の場合TiC粒径は10.2nm ($L=379$ nm)で σ_{ppt} が106MPaである。一方、Ti, B複合添加の場合TiC粒径が5.7nm ($L=212$ nm)で σ_{ppt} は189MPaと大きい。両者の差分である $\Delta \sigma_{ppt}$ の83MPaがTi, B複合添加による粒子分散強化量の増加分である。以上の計算結果より、Ti, B複合添加による高強度化において、転位強化と粒

子分散強化は同程度の寄与率と推定される。

3.3.3 穴広げ性および延性に及ぼすTi*/Cの影響

3.2.2項の図5に示したように、穴広げ性および延性はTi*/Cにより大きく変化した。そこで、Ti*/Cによる金属組織の変化について定量的調査を行った。穴広げ性と金属組織については数多くの報告があり、材料科学的な主因子として、粗大な非金属介在物と粗大なセメンタイトなど炭化物の影響がいくつか報告されている^{11,12)}。なお、今回の実験では、真空溶解炉での溶製や低S量のため、前者の非金属介在物の影響は小さいと考える。そこで、セメンタイトによる影響を調査するため、SEM画像解析によりセメンタイト面積率を測定した。

図9にセメンタイト面積率に及ぼすTi*/Cの影響を示す。いずれの成分系も、Ti*/Cの増加によりセメンタイト

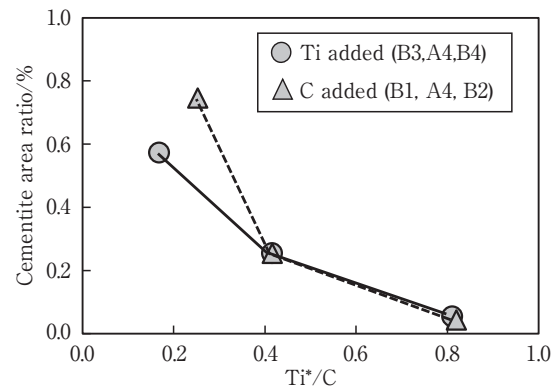


図9 セメンタイト面積率に及ぼすTi*/Cの影響
Fig. 9 Effect of Ti*/C on cementite area ratio.

面積率は減少し、 $Ti^*/C \geq 0.8$ ではセメンタイトはほとんど認められなかった。これより、図5のTi*/C増加に伴う λ の向上はセメンタイトの減少が影響したものと考えられる。他方、延性については、影響を及ぼす材料科学的な因子として、結晶粒径、固溶元素(例えば炭素)、転位など数多くの報告があるが、ここでは母相組織の転位の影響に着目し、X線回折による転位密度測定とTEMによる下部組織観察を実施した。図10に転位密度に及ぼすTi*/Cの影響、図11に下部組織観察結果を示す。いずれの成分系もTi*/Cが0.2程度では 10^{13} オーダーの転位密度であり、転位もランダムに分布していた。一方、 $Ti^*/C \geq 0.8$ では 10^{14} オーダーの転位密度であり、転位セルが観察された。このため、図5のTi*/C増加に伴う延性の低下は転位密度の増加が影響したものと推定された。

以上の結果から、Ti*/C増加による穴広げ性の向上はセメンタイト量の減少が影響し、延性の低下は転位密度の増加が影響したものと推定される。

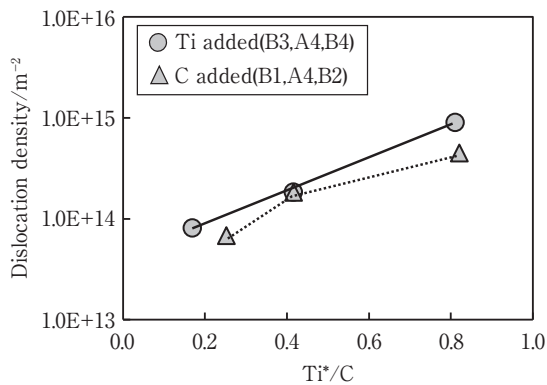


図10 転位密度に及ぼすTi*/Cの影響

Fig.10 Effect of Ti*/C on dislocation density.

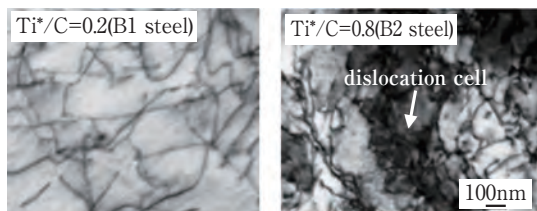


図11 下部組織のTEM観察結果

Fig.11 TEM images of substrate for Ti*/C 0.2 and 0.8 steel.

4. 実機試作

これまでの実験室検討結果および考察に基づいて開発鋼を設計し実機試作を行った。開発鋼の化学成分を表3、機械的性質および穴広げ性を表4に示す。

粗大な析出物、例えばフィルム状、棒状および塊状セメントタイトの析出によるパーリング性低下と転位密度増加による延性低下を抑制するため、C量は0.03%、Ti量は0.07%に設定し、Ti*/Cを0.5とした。Mn量は強度調整

表3 開発鋼の化学成分

Table 3 Chemical compositions of developed steel sheets.(mass%)

C	Si	Mn	P	S	Ti	B	N	Ti*	Ti*/C
0.03	0.1	0.7	0.02	0.003	0.07	0.003	0.002	0.059	0.50

表4 開発鋼の機械的性質および穴広げ性

Table 4 Mechanical properties and hole expansion ratio of developed steel sheets.

	YS (MPa)	TS (MPa)	T.El (%)	λ (%)	TS×T.El (MPa·%)	TS×λ (MPa·%)
Developed	622	653	20	115	13,060	75,095
Conventional	613	648	21	55	13,608	35,640

のため実験室検討よりも低めの0.7%とした。また、製造条件は、熱間圧延での巻取温度を600℃、めっきラインでの還元加熱温度は700℃とした。なお、めっき付着量は片面90g/m²である。

開発鋼の特性は、TSが650MPa、T.Elが20%、λが115%で、590MPa級の当社従来鋼(0.11%C-1.1%Mn-0.03%Nb系鋼)とほぼ同等のTS×T.Elバランスで、かつ、高いTS×λバランスを有している。

図12に金属組織、図13に穴広げ率50%加工後の加工部先端の断面組織を示す。従来鋼はポリゴナルフェライト

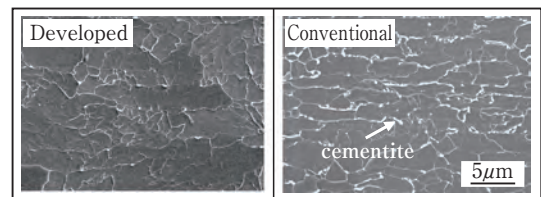


図12 開発鋼のマイクロ組織

Fig.12 Microstructures of developed steel sheets.

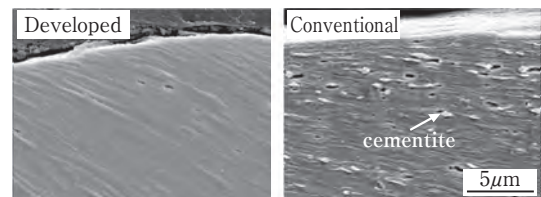


図13 穴広げ率50%加工後の穴縁近傍の断面写真

Fig.13 Cross section SEM images near expanded hole edge after 50% burring for developed and conventional steels.

と粒界上の塊状もしくはフィルム状セメントタイトの2相組織で、図13に示すように穴広げ加工後はセメントタイトの界面より比較的大きなサイズのボイドが発生していた。一方、開発鋼はベイニティックフェライト単相組織で穴広げ加工後にボイドの発生はほとんど認められなかった。このような金属組織の違いによってボイドの発生が異なり、開発鋼は優れた穴広げ性を示したものと判断される。

5. 結言

GA鋼板よりも高防錆でかつパーリング性に優れる590MPa級ZAM鋼板の開発を目的に、機械的性質および穴広げ性に及ぼす鋼成分および金属組織の影響を実験室的に検討した。また、その結果に基づき実機試作を行い、開発鋼の諸特性等、以下の結果を得た。

- (1) 実験室検討の結果、低炭素鋼にTi, Bを複合添加し、Ti*/Cを0.5前後とすることで、ベイニティックフェライト単相組織中に数ナノオーダーのTiCが微細分散した金属組織となり、高強度でも比較的良好な延性を確保しつつ、高い穴広げ率が得られることがわかった。
- (2) Ti, B複合添加による高強度化は、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態抑制によってベイニティックフェライト組織が生成し転位強化量が増加するとともに、TiC析出開始温度の低下によって微細なTiCが生成し粒子分散強化量が増加することが主要因と考えられた。
- (3) 開発鋼の化学成分を0.03%C-0.7%Mn-0.07%Ti-0.003%B (Ti*/C=0.5) と設定して実機試作を行った結果、590MPa級の当社従来鋼とほぼ同等のTS×T.Elバランスで、かつ、約2倍高いTS× λ バランスを有するZAM鋼板が得られた。

以上のように、本開発材は、建材分野や自動車分野において省資源・省エネルギー対策である地球環境保全という社会的要請に貢献するものである。今後、高耐食性のニーズの強く要望される建材金具類や自動車のアンダーボディー等の薄肉軽量化へ幅広く適用されていくことが期待される。

参考文献

- 1) M.Uranaka, T.Shimizu:Nisshin Steel Tech.Rep., 92 (2011), 9.
- 2) 自動車用材料強度調査研究会編：ハイテンハンドブック, (2008) 日本鉄鋼協会.
- 3) 古原忠:熱処理, 50 (2010), 22.
- 4) 古原忠:熱処理, 55 (2015), 154.
- 5) G.K.Williamson and W.H.Hall:Acta Metall.,1 (1953), 22.
- 6) T.Kunitake:J.Jpn.Inst.Met., 3 (1964), 466.
- 7) J.E.Bailey and P.B.Hirsch:Philos Mag., 5 (1960), 485.
- 8) E.Orowan:Dislocations in Metals, ed. by M.Cohen, (1954), 69, New York, AIME.
- 9) M.F.Ashby:Physics of Strength and Plasticity, ed. by A. S. Argon, (1969), 113, MIT Press, Massachusetts.
- 10) D.Akama, T.Tsuchiyama and S.Takaki : Tetsu-to-Hagané, 103 (2017), 230.
- 11) H.Kobayashi:SAE Tech.Pap.Ser., #982372, (1998).
- 12) T.Yamaguchi and H.Taniguchi:NKK Tech.Rep., 45 (1969), 24.