

技術資料

高加工性高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板の開発

弘 中 諭* 細 見 和 昭** 田 中 宏*** 松 元 孝****

Development of High Strength Galvannealed Steel Sheet with Superior Formability

Satoshi Hironaka, Kazuaki Hosomi, Hiroshi Tanaka, Takashi Matsumoto

Synopsis:

In order to obtain 590 and 980MPa class dual phase type high strength galvannealed steel sheets with superior formability, the effects of Si content and manufacturing conditions on mechanical properties of C-Mn steels were investigated in laboratory. Consequently, it was revealed that $TS \times T.El$ value was improved by increasing of Si content and above 1% Si was required to obtain higher $TS \times T.El$ value than conventional steels. Furthermore, lower alloying temperature than 540°C was required to obtain dual phase microstructure. Based on these results, 590 and 980MPa class galvannealed steel sheets with superior formability have been newly developed. Chemical compositions of developed steels were 0.10%C-1.2%Si-1.3%Mn for 590MPa class and 0.16%C-1.2%Si-2.2%Mn for 980MPa class. In this paper, various properties of newly developed 590 and 980MPa galvannealed steels such as mechanical properties, formability, spot-weldability and energy absorption characteristics were described.

1. 緒 言

近年、CO₂排出量削減のため、燃費向上を目的とした車体の軽量化が進められている。一方、衝突時の乗員保護の観点から、車体部材には様々な補強が実施され、車体重量は増加する傾向にある¹⁾。これら相反する要求を両立させるため、車体の構造部品や補強部品を中心に、引張強さが590MPa以上の高強度鋼板の採用が進んでいる。例えば、ドアガードバー等の補強部品やシート部品への980MPa級冷延鋼板の適用が報告されている²⁻⁴⁾。さらに、車体の高防錆化も重要であることから、安価でグローバル調達に適した合金化溶融亜鉛めっき鋼板（以下、GA鋼板と記す）の使用が増加している。ただし、高強度になるほど鋼板の加工性は劣化し、プレス成形時の割れ発生や寸法精度が問題となることが多い。このため、加工性に優れた590MPa以上の高強度GA鋼板の開発が求められている。

590MPa以上の高強度GA鋼板として、CrやMoなどの焼入れ性を高める元素を添加し、フェライトとマルテンサイトの2相組織としたDual Phase鋼⁵⁾（以下、DP鋼と記す）や、炭素等量を低減し、Ti、Nb等の炭窒化物形成元素を微量添加したスポット溶接性に優れた鋼⁶⁾などが開発されている。DP鋼は、降伏比（以下、YRと記す）が低くかつ高延性であるため、加工性や形状凍結性に優れた⁷⁾という特徴を有する。DP組織を得るには、オーステナイト単相もしくはフェライト+オーステナイト二相域に加熱した後、Ms点以下に急速冷却する必要がある。しかし、GA鋼板は図1に示すように、還元加熱した後460°C程度の溶融亜鉛浴へ浸漬し、その後500~550°C程度で合金化を行い、製造される⁸⁾。そのため、GA鋼板の製造工程では冷延鋼板のような急速冷却が困難となり、加熱後の冷却過程や合金化処理においてパーライト変態が起こりやすく、DP型GA鋼板を製造するには、鋼成分ならびに合金化温度等の製造条件の適正化が必要となる。

*技術研究所 鋼材研究部 鋼材第1研究チーム **技術研究所 表面処理研究部 表面処理第1研究チーム 主任研究員

名古屋支社 商品開発部 自動車鋼材開発チーム 主任部員 *技術研究所 鋼材研究部 鋼材第1研究チーム チームリーダー

ところで、これまでの高強度熱・冷延鋼板の研究において、Si添加が延性の向上に有効である^{9, 10)}ことが報告

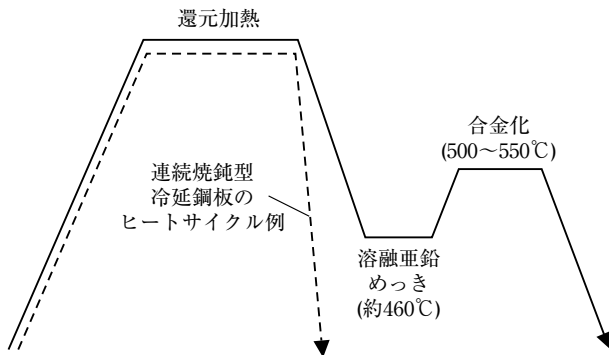


図1 合金化溶融亜鉛めっき鋼板のヒートサイクル
Fig. 1 schematic illustration showing typical heat cycle of galvanized steels.

されている。また、Siはセメンタイトの析出を抑制するため、GA鋼板の熱履歴においてDP組織が得やすくなる可能性もある。しかし、Siは溶融亜鉛との濡れ性を低下させ、不めっきなどの表面欠陥を引き起こす¹¹⁾とともに、GA鋼板では合金化反応を遅らせるため¹²⁾、生産性の低下や合金化温度の上昇によるめっき密着性の劣化といった品質上の問題を招く。そのため、Siを活用したDP型GA鋼板の開発例はほとんどなく、1%以上のSiを含有する成分系において、従来のDP鋼と同程度の低YRでかつ高延性となるGA鋼板が得られるか明らかではない。なお、Si添加鋼の溶融亜鉛めっき性を改善する方法として、溶融亜鉛めっき前にFe系の電気めっきを施す方法¹³⁾や表面研削により酸化物を除去する方法¹⁴⁾、Ni、Cuを添加し、焼鈍時に形成される酸化物の量や形態を制御する方法¹⁵⁾などが報告されている。これらの方法を活用すれば、1%以上のSiを含有する成分系でも良好なめっき品質を有するGA鋼板の製造は可能であると考えられる。

本報では、Siを活用した成分系にて、従来のDP鋼よりも加工性に優れた高強度GA鋼板の開発を目的に、機械的性質に及ぼすSi量や製造条件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製造した開発鋼の諸特性について述べる。

2. 鋼成分および製造条件の検討

2.1 供試材および実験方法

表1に供試材の化学成分を示す。Aシリーズ鋼は590MPa

表1 供試材の化学成分

Table 1 Chemical compositions of steels used. /mass%

	C	Si	Mn	P	Al
A series	0.10	0.01 ~1.5	1.3	0.02	0.04
B series	0.15	0.01 ~1.6	2.2	0.02	0.04

級を想定し0.1%C-1.3%Mn、Bシリーズ鋼は980MPa級を想定し0.15%C-2.2%Mnを基本成分とし、Si量を0.01~1.6%の範囲で変化させた。

30kg真空溶解炉で溶製後、厚さ30mmまで熱間鍛造を行い、その後熱間圧延を実施した。熱間圧延は1250℃で3.6ks保持後、仕上げ温度880℃にて圧延を行った。熱間圧延後、巻取相当処理として、直ちに450~600℃のソルトバスに3.6ks浸漬し、熱延板を作製した。図2に

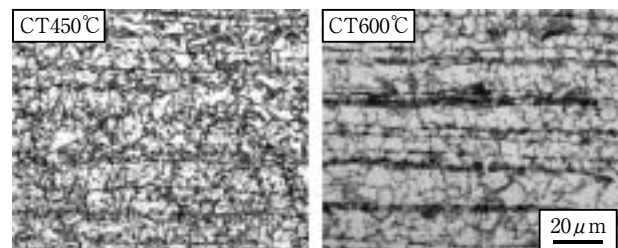


図2 0.15%C-1.2%Si-2.2%Mn鋼の熱延板のマイクロ組織
Fig. 2 Microstructures of 0.15%C-1.2%Si-2.2%Mn steel coiled at 450 and 600°C.

熱延板のマイクロ組織の一例を示す。巻取相当温度（以下、CTと記す）が450℃ではベイナイト組織、CTが600℃ではフェライト+パーライト組織を呈し、CTによりマイクロ組織は大きく異なる。

得られた熱延板を2.4mmまで研削し、1.2mmまで冷間圧延を行った後、連続溶融亜鉛めっきラインを模した熱処理を施した。この熱処理では、還元加熱相当温度を760~850℃、溶融亜鉛めっき相当温度を460℃（一定）、合金化相当温度を480~560℃の範囲で変化させた。その後、伸び率が約0.5%の調質圧延を施し、引張試験に供した。

引張試験はJIS Z 2241に準拠し、圧延方向に直角に採取したJIS 5号試験片を用いて実施した。

2.2 機械的性質に及ぼすSi量の影響

図3にAシリーズ鋼の機械的性質に及ぼすSi量の影響

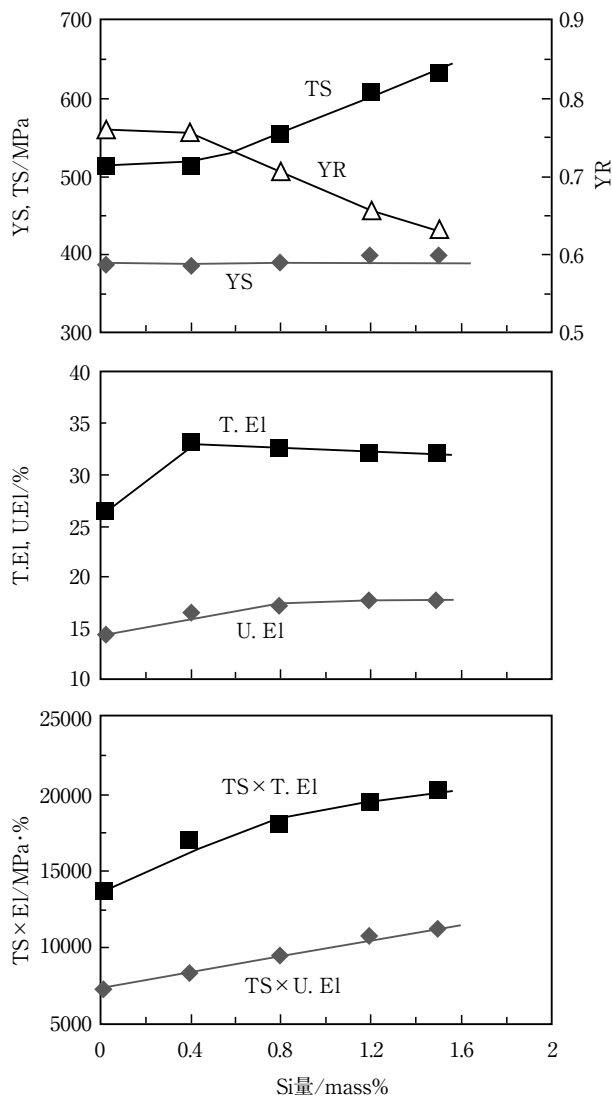


図3 Aシリーズ鋼の機械的性質に及ぼすSi量の影響

Fig. 3 Effect of Si content on mechanical properties of A series steels.

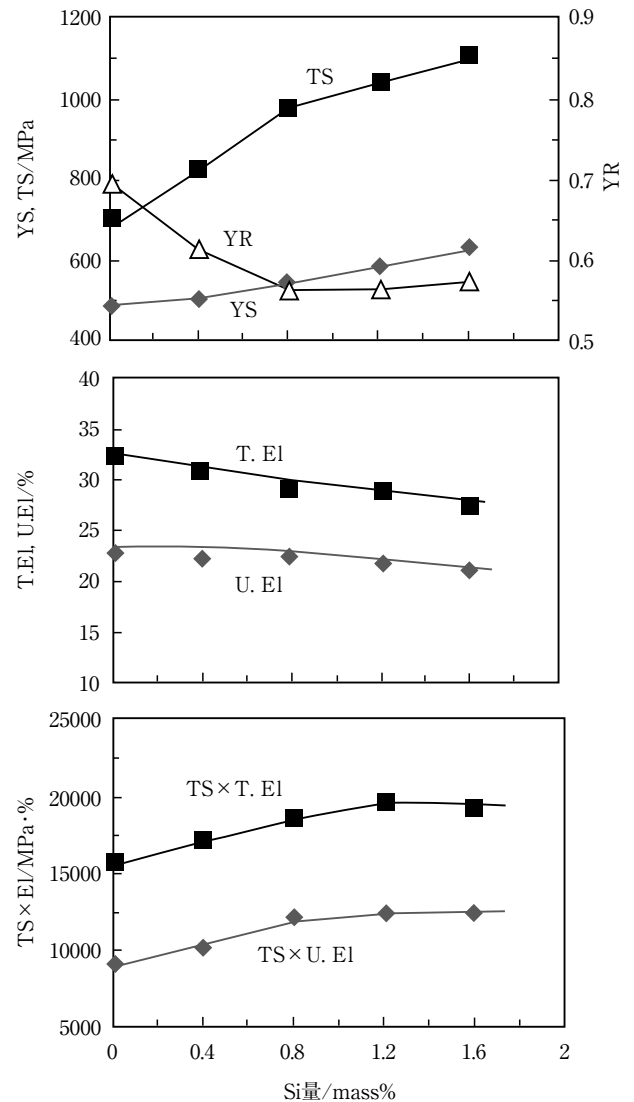


図4 Bシリーズ鋼の機械的性質に及ぼすSi量の影響

Fig. 4 Effect of Si content on mechanical properties of B series steels.

を示す。CTは550℃、還元加熱温度は800℃、合金化温度は500℃である。Si量が0.4%まではYS, TSの変化は小さいが、Si量が0.4%を超えると、Si量の増加にともないTSは上昇する。ただし、YSはほぼ一定のためYRは低下する。また、TSが上昇するにもかかわらずT.EIはほぼ一定のため、Si量の増加にともない加工性を表す指標であるTS x T.EIは向上する。

図4にBシリーズ鋼の機械的性質に及ぼすSi量の影響を示す。Aシリーズ鋼と同様に、CTは550℃、還元加熱温度は800℃、合金化温度は500℃である。Si量の増加にともないYS, TSともに上昇するものの、TSの上昇量の方が大きいためYRは低下する。ただし、Si量が0.8%

以上ではTSの上昇量が減少し、YRはほぼ一定となる。T.EIはSi量の増加にともない低下するが、低下の程度は小さく、Si量1.2%まではSi量の増加にともないTS x T.EIは向上する。

以上の結果より、Aシリーズ鋼、Bシリーズ鋼ともにSi量の増加にともないYRは低下し、TS x T.EIは向上することが明らかとなった。

図3および図4に示したように、TS x T.EIの向上はTS x U.EI (均一伸び) の向上とほぼ対応している。均一伸びはn値との相関が強いことが知られている。そこで、引張試験中のn値の変化を調査し、Si量の増加にともなうTS x T.EI向上の要因を検討した。

図5にBシリーズの0.01%Siおよび1.2%Si鋼の引張試験中のn値の変化を示す。両鋼とも低ひずみ域でピークを

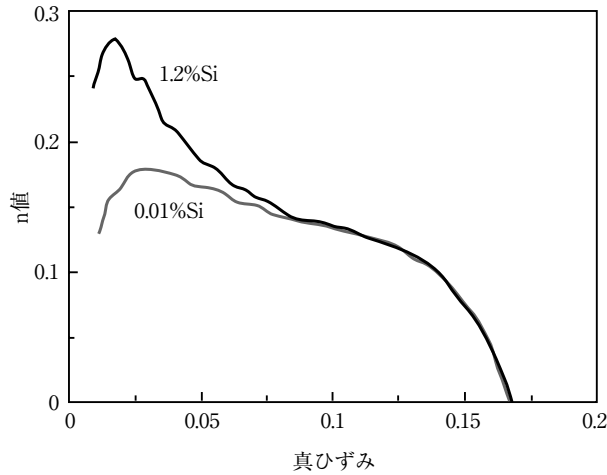


図5 Bシリーズ鋼の引張試験中のn値の変化
Fig. 5 Change in instantaneous n value as a function of true strain for 0.01%Si and 1.2%Si steels of B series.

示した後、変形にともないn値は単調に減少するDP鋼特有の挙動を示すが、1.2%Si鋼の方が低ひずみ域でのn値が高く、Si添加により低ひずみ域での加工硬化率が上昇している。今村らは、Si添加により加工硬化率が上昇し、n値や均一伸びが向上する¹⁶⁾ことを報告している。本研究においても、Si量の増加にともなうTS×T.El (TS×U.El)の向上は、低ひずみ域での加工硬化率の上昇が主な原因と考えられる。なお、Aシリーズ鋼、Bシリーズ鋼いずれの供試材も、調質圧延後の残留オーステナイト量は最大でも4%程度と少量である。そのため、TS×T.Elの向上に及ぼす残留オーステナイトの影響は小さいと考えられる。

2.3 機械的性質に及ぼす製造条件の影響

Bシリーズの1.2%Si鋼を用いて、連続溶融亜鉛めっきラインを模した熱処理後の機械的性質に及ぼすCTおよび溶融亜鉛めっきラインにおける還元加熱温度と合金化温度の影響を調査した。図6に機械的性質に及ぼすCTの影響を示す。還元加熱温度は800℃、合金化温度は500℃である。CTが600℃でTSは若干低下するものの、CTが450~600℃の範囲では、TS、YRおよびT.Elの変化は小さい。熱延板のマイクロ組織は前述したように、CTにより大きく異なる。しかし、断面減少率50%の冷間圧延と連続溶融延めっきライン相当の熱処理を施すことで、溶融亜鉛めっき相当熱処理後のマイクロ組織はCTによらずほぼ同じとなり、CTが450~600℃における機械的性質の変化は小さくなったと考えられる。

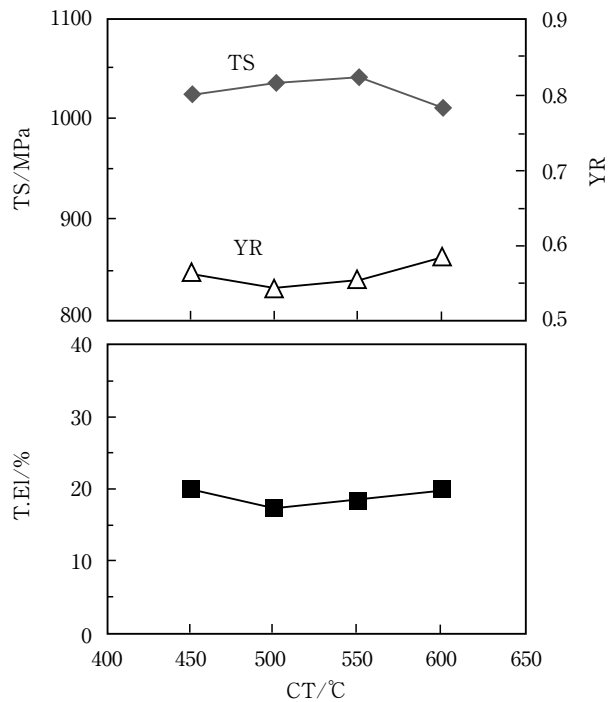


図6 機械的性質に及ぼすCTの影響
Fig. 6 Effect of coiling temperature on mechanical properties of 0.15%C-1.2%Si-2.2%Mn steel.

図7に機械的性質に及ぼす還元加熱温度の影響を示す。CTは550℃、合金化温度は500℃である。加熱温

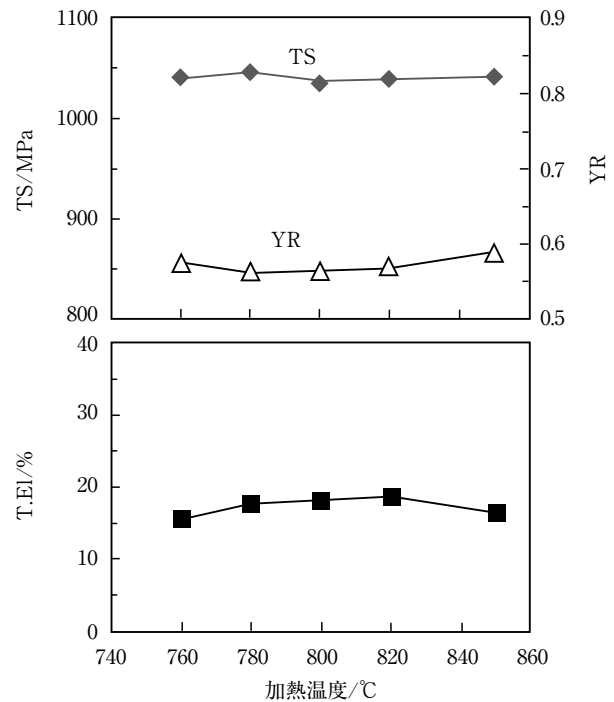


図7 機械的性質に及ぼす加熱温度の影響
Fig. 7 Effect of soaking temperature on mechanical properties of 0.15%C-1.2%Si-2.2%Mn steel.

度が760～850℃の範囲では機械的性質の変化はわずかであり、実機での製造を考えた場合、加熱温度の変動にともなう機械的性質の変化は小さいことが予想される。

図8に機械的性質に及ぼす合金化温度の影響を示す。

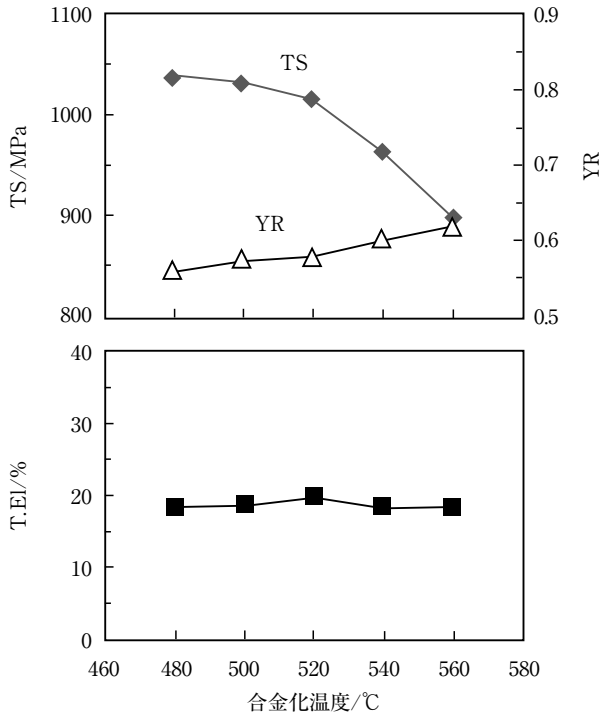


図8 機械的性質に及ぼす合金化温度の影響
Fig. 8 Effect of alloying temperature on mechanical properties of 0.15%C-1.2%Si-2.2%Mn steel.

CTは550℃、還元加熱温度は800℃である。合金化温度によらずT.Elはほぼ一定であるが、TSは合金化温度の上昇にともない低下する。特に合金化温度が520℃を超えるとTSは急激に低下し、YRは上昇する。図9に合金化温度500および560℃における下部組織を示す。合金化温度500℃ではフェライトとマルテンサイトのDP組織であるのに対し、560℃では第二相としてマルテンサイトの他にパーライトが多数観察される。つまり、合金化温度560℃におけるTSの低下およびYRの上昇は、合金化処理中にパーライトが生成したためと考えられる。

以上、機械的性質に及ぼす製造条件の影響を調査した結果、CTおよび溶融めっきラインでの還元加熱温度の影響は小さいものの、合金化温度の影響は大きく、安定した機械的性質を得るためには、合金化処理を520℃以下で行う必要があることが明らかとなった。

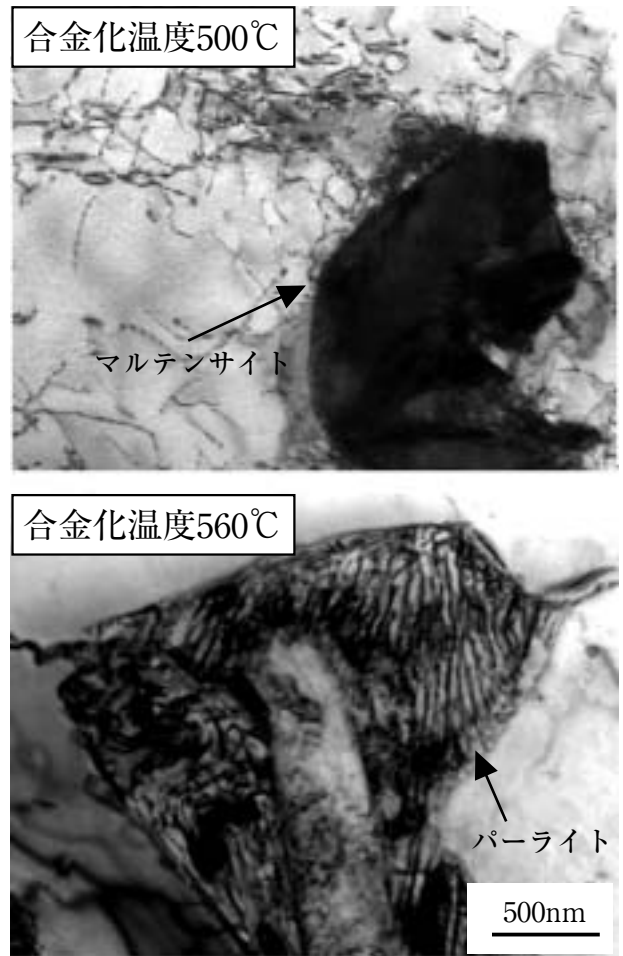


図9 合金化温度500℃および560℃のTEM組織
Fig. 9 TEM micrographs of 0.15%C-1.2%Si-2.2%Mn steel alloyed at 500℃ and 560℃.

3. 開発鋼の諸特性

前章で述べた実験室検討結果に基づき、590および980MPa級GA鋼板の実機製造を行った。開発鋼の化学成分を表2に示す。後述する機械的性質や成形性の評価に、比較として使用したDP型従来鋼（590MPa級GA鋼板）の値も示す。590、980MPa級開発鋼ともにC-Si-Mnの単

表2 開発鋼の化学成分
Table 2 Chemical compositions of developed steel sheets. / mass%

		C	Si	Mn	P	Al
開発鋼	590MPa	0.10	1.2	1.3	0.01	0.04
	980MPa	0.16	1.2	2.2	0.01	0.04
DP型従来鋼	590MPa	0.14	0.3	1.8	0.01	0.04

表3 開発鋼の機械的性質

Table 3 Mechanical properties of developed steel sheets

	強度 レベル	板厚 /mm	YS /MPa	TS /MPa	YR	T.El /%	U.El /%	n 値 (5-10%)	r 値 (10%)
開発鋼	590MPa	1.4	380	630	0.60	32	18	0.22	0.82
	980MPa	1.4	540	1010	0.54	18	11	0.17	0.66
DP型 従来鋼	590MPa	1.4	380	640	0.59	26	16	0.21	0.76

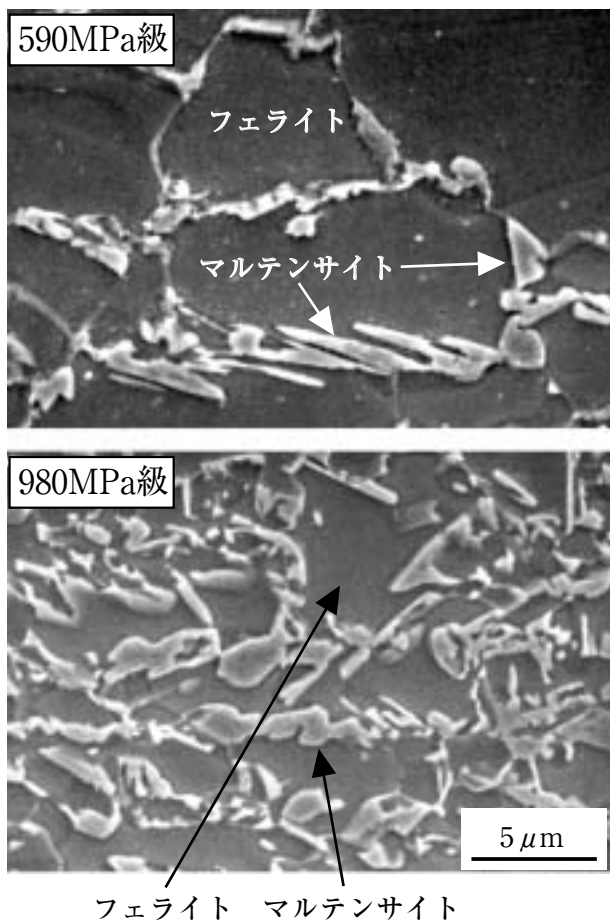


図10 開発鋼のマイクロ組織

Fig.10 Microstructures of developed steel sheets.

純な成分系であるが、590MPa級のDP型従来鋼に比べSiを1.2%と多量に含有している。製造条件は、熱間圧延での巻取温度は550℃、冷間圧延率は40～50%とし、連続溶融亜鉛めっきラインでの還元加熱温度は800℃、合金化温度は500℃とした。また、めっき付着量は片面45g/m²である。

3.1 機械的性質およびめっき品質

表3に開発鋼の機械的性質を示す。590MPa級開発鋼は

YSが380MPaと590MPa級のDP型従来鋼と同等で、かつ伸びは32%とDP型従来鋼よりも高い値を示す。980MPa級開発鋼は、YSが540MPaと非常に低く、伸びも18%と980MPa級GA鋼板としては高い値を示す。

図10に開発鋼のマイクロ組織を示す。590、980MPa級開発鋼はともに、軟質相であるフェライトとマルテンサイトからなる複合組織を呈している。マルテンサイトの体積率は、590MPa級で約13%、980MPa級で約40%である。図11に開発鋼のめっき層を示す。590、980MPa級

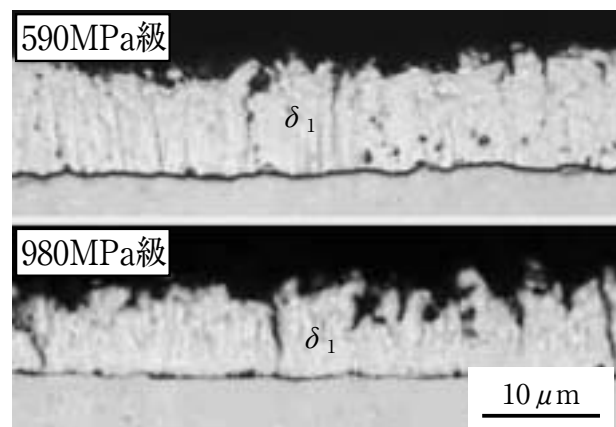


図11 開発鋼のめっき層

Fig.11 Coating layer of developed steel sheets.

ともに、パウダリング性を劣化させると言われるΓ相は少なく、 δ_1 相を主体とした構成である。また、めっき層の鉄量率は約11%であり、耐パウダリング性が良好なことも確認している。

3.2 プレス成形性

3.2.1 深絞り性、張出し性および穴拡げ性

成形性の評価は板厚1.4mmの鋼板にて行い、比較として表2に示した590MPa級のDP型従来鋼を用いた。なお、潤滑剤としてすべての試験においてポリエチレンシート

を使用した。図12に直径50mm、パンチ肩R10mmの円筒パンチで絞り加工を行ったときの限界絞り比 (L.D.R.)を示す。590MPa級開発鋼は、DP型従来鋼よりも高いL.D.R.を示し、深絞り性に優れている。また、980MPa級開発鋼のL.D.R.は、強度レベルの低い590MPa級のDP

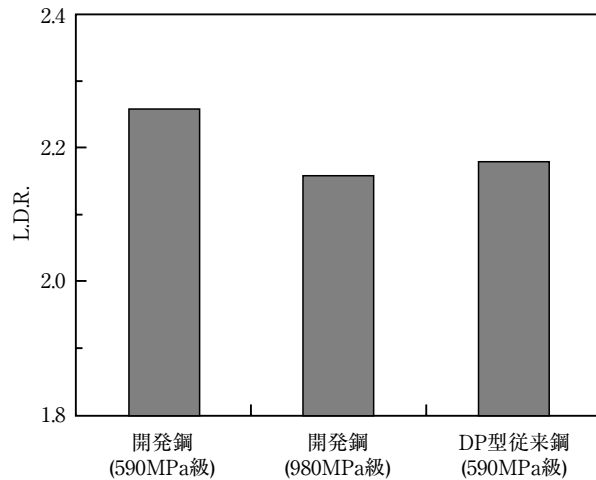


図12 開発鋼の限界絞り比

Fig.12 Limited drawing ratio of developed steel sheets.

型従来鋼とほぼ同程度である。図13に直径50mmの球頭パンチにて張出し加工を行ったときの成形高さを示す。590MPa級の開発鋼および従来鋼はネッキング発生時の成形高さ、980MPa級開発鋼は目視にてネッキングの発生が確認できなかったため、割れ発生時の成形高さをそれぞれ示している。590MPa級開発鋼は、590MPa級のDP型従来鋼に比べ成形高さが大きく、張出し成形性に優れている。また、980MPa級開発鋼も、割れ発生時の値ではあるが、590MPa級のDP型従来鋼と同程度の成

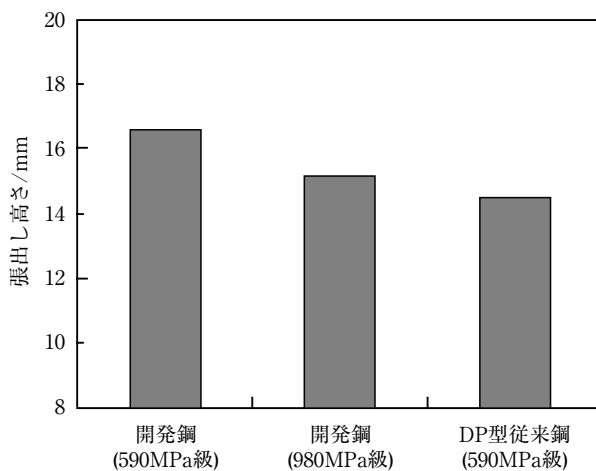


図13 開発鋼の張出し成形高さ

Fig.13 Stretch forming height of developed steel sheets.

形高さを示している。

図14に変形中にひずみ比が変化しない単純経路における成形限界曲線を示す。590MPa級開発鋼は、いずれのひずみ領域においても、590MPa級のDP型従来鋼よりも高い成形限界を示し、特に張出し成形領域において

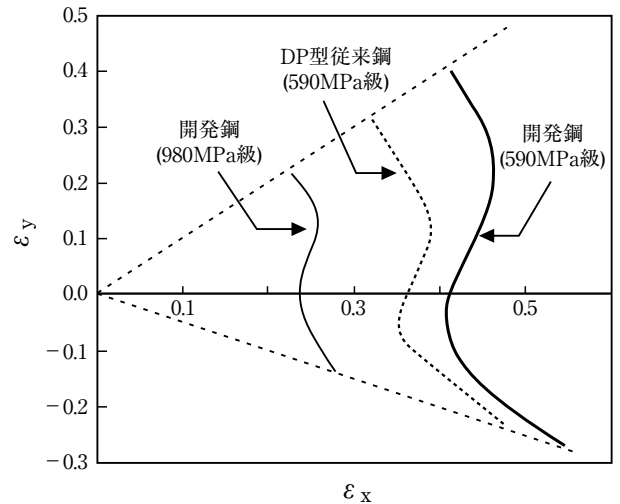


図14 開発鋼の成形限界曲線

Fig.14 Forming limit diagram of developed steel sheets.

優れた成形限界を示している。一方、980MPa級開発鋼は、590MPa級のDP型従来鋼よりも成形限界は低下している。しかし、980MPa級開発鋼は表3に示したように、980MPa級GA鋼板としては高い伸びが得られており、この強度レベルとしては高い成形限界を示していると考えられる。

図15に穴拡げ率を示す。穴拡げ率の測定は鉄連規格

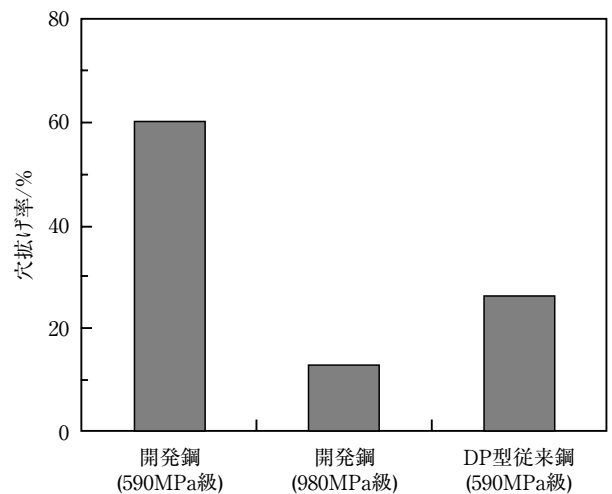


図15 開発鋼の穴拡げ率

Fig.15 Hole expansion ratio of developed steel sheets.

JFS T 1001に準じ、打ち抜きクリアランスは12%にて試験を実施した。980MPa級開発鋼は、強度が高くマルテンサイトの体積率も高いため低い値となっているものの、590MPa級開発鋼の穴拡げ率は約60%とDP型従来鋼の2倍程度の高い値を示す。

3.2.2 980MPa級開発鋼の形状凍結性

TSが980MPaを超える高強度鋼板のプレス成形においては、前述したような破断限界のみでなく、成形後のスプリングバックによる寸法精度不良が問題となることが多い。スプリングバック量はYSが高いほど大きくなる¹⁷⁾ことが知られており、低YSを特徴とする980MPa級開発鋼はスプリングバック量の低減が期待できる。そこで、YSが540MPaの980MPa級開発鋼、および比較として開発鋼よりもYSが約100MPa高い鋼（以下、比較鋼と記す）を用いて、ハット型の絞り成形におけるスプリングバック量を調査した。なお、比較鋼のTSは約1010MPaで980MPa級開発鋼と同等である。図16にハット型成形における開き量(ΔW)およびフランジ部の角度(θ)を示す。成形高さは30mmとし、成形時のしわ押し余力(BHF)を10~30kNの範囲で変化させた。いずれの条

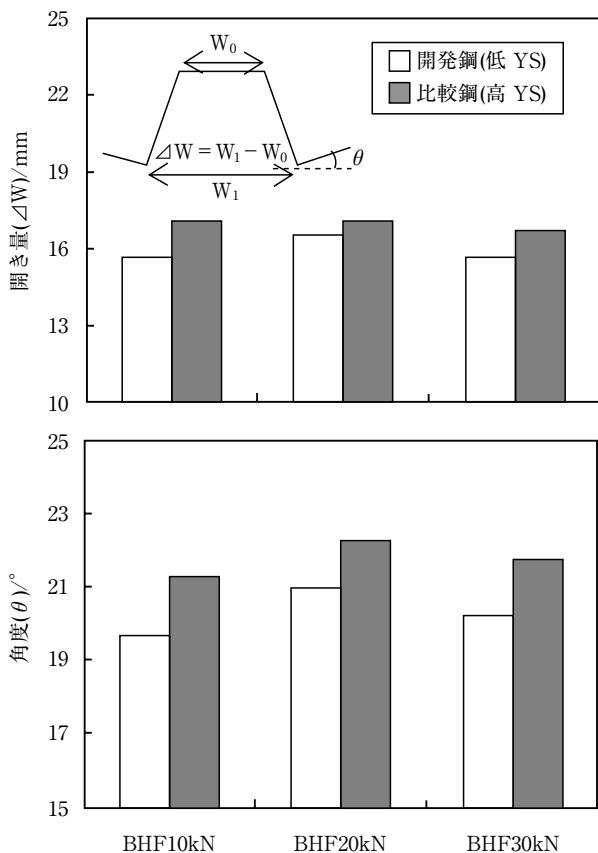


図16 980MPa級開発鋼のハット型曲げ成形における開き量と角度
Fig.16 Opening width and opening angle in hat-shaped bending test of 980MPa developed steel sheets.

件においても、YSが低い980MPa級開発鋼の方が比較鋼より開き量、フランジ部の角度ともに小さい。すなわち、低YS化はスプリングバック量の低減に有効であり、低YSを特徴とする980MPa級開発鋼は、形状凍結性の点においても優れることが示唆される。

3.3 スポット溶接性

スポット溶接性の評価は、590MPa級開発鋼および比較として、炭素当量が低くTi, Nbを含有したスポット溶接性に優れる590MPa級GA鋼板（以下、析出強化鋼と記す）を用いて行った。同一鋼板同士をスポット溶接し、せん断力（以下、TSSと記す）、十字引張力（以下、CTSと記す）を求めた。板厚はともに1.6mmである。

図17にTSSおよびナゲット径と溶接電流の関係を示す。590MPa級開発鋼はいずれの電流域においても、590MPa級の析出強化鋼と同等以上の強度が得られており、広範囲な電流域にてJIS A級（13.5kN）を満足している。また、JIS A級のナゲット径（5.4mm）を満足しかつ散りが発生しない適正電流範囲も析出強化鋼と同程

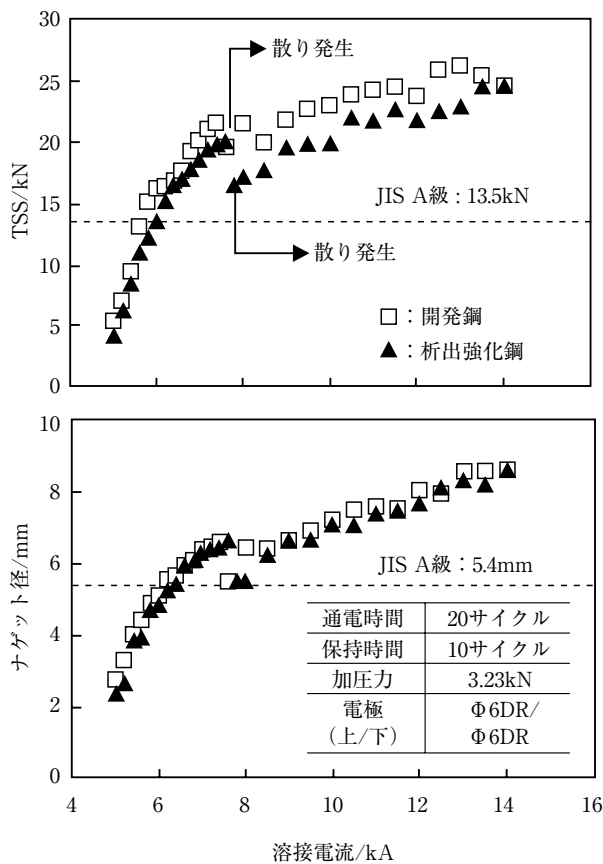


図17 590MPa級開発鋼のせん断力およびナゲット径と溶接電流の関係
Fig.17 Change in tensile shear strength and nugget diameter with welding current of 590MPa developed steel sheet.

度である。なお、溶接電流の上昇にともないナゲット径、TSSともに増加しており、これまでの報告¹⁸⁾と同様の傾向を示している。図18に溶接電流が9kAのときのTSS, CTSと延性比 (CTS/TSS) を示す。590MPa級開発鋼のCTSは、590MPa級の析出強化鋼と同程度であり、

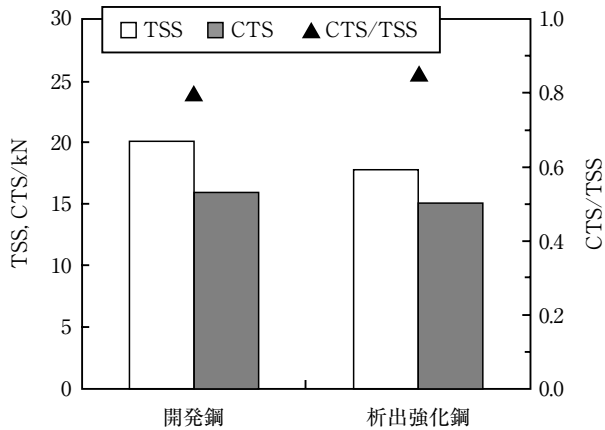


図18 590MPa級開発鋼の十字引張力と延性比
Fig.18 Cross tension strength and ductility ratio of 590MPa developed steel sheet at welding current of 9kA.

延性比も0.8と非常に高いレベルにある。以上の結果より、590MPa級開発鋼は、良好なスポット溶接性を有していることがわかる。

3.4 エネルギー吸収特性

自動車の衝突安全性能を左右する鋼板のエネルギー吸収特性を評価するため、圧壊試験を実施した。試験体の作製は曲げ加工によりハット型の形状に加工し、さらにスポット溶接 (打点間隔30mm) にて当て板を接合する手順で行った。その後、部材両端に荷重が均等に作用するよう厚さ12mmの鋼板をアーク溶接した。試験は約190kgの重錘を11mの高さ (時速50km相当) から落下させ、荷重-変位曲線から部材の変形量が150mmに達するまでの吸収エネルギー量を求めた。鋼板の板厚は1.4mm、試験体の軸方向の長さは300mmである。

図19に圧壊試験における吸収エネルギー量を示す。比較として、Ti, Nbを含有する析出強化型の590MPa級GA鋼板の値も示す。DP鋼の高速変形時の吸収エネルギーは、固溶強化や析出強化型の鋼よりも高くなる¹⁹⁾との報告もある。しかし、今回の圧壊試験においては、DP型の590MPa級開発鋼と析出強化鋼で顕著な吸収エネルギーの差は認められず、エネルギー吸収特性は同等である。

一方、980MPa級開発鋼は、590MPa級開発鋼に比べ

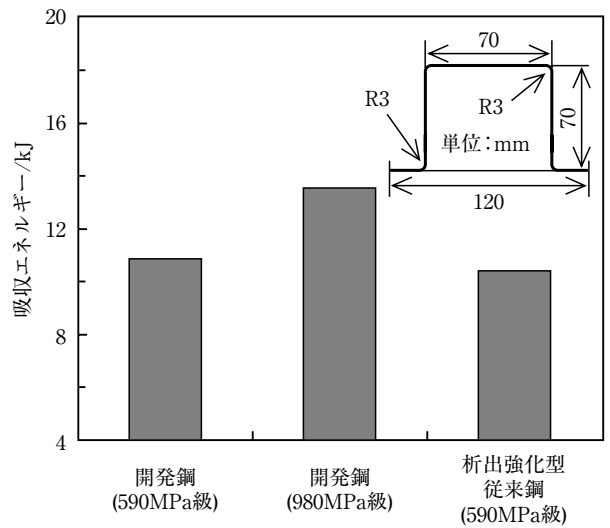


図19 圧壊試験における吸収エネルギー
Fig.19 Absorbed energy in dynamic crash test of developed steels.

約25%吸収エネルギーが向上しており、980MPa級開発鋼を使用することで、部品強度の向上や軽量化が期待できる。そこで、この結果を基に、590MPa級の開発鋼や従来鋼に代えて980MPa級開発鋼を適用した際の軽量化効果を試算した。試算にあたっては、上西らにより報告されている(1)式²⁰⁾を用いた。

$$E_{ab} = C \delta L^{1/3} t^{5/3} \dots \dots \dots (1)$$

E_{ab}: 吸収エネルギー, C: 定数, δ: 変形量, L: 辺長, t: 板厚

(1) 式にしたがい、変形量が150mmのときの吸収エネルギーと板厚の関係を計算した結果を図20に示す。

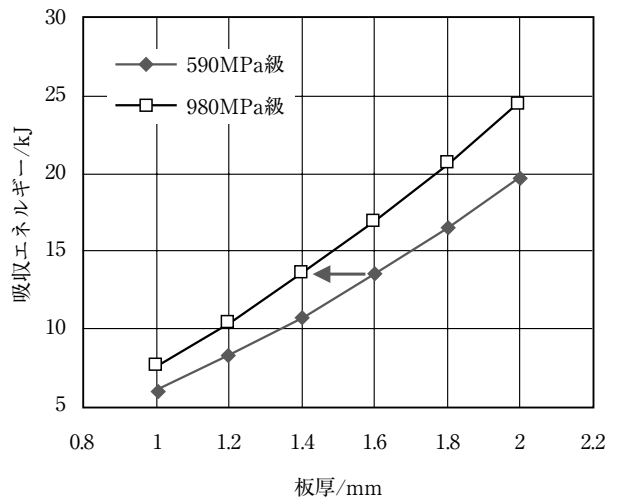


図20 圧壊試験における吸収エネルギーと板厚の関係
Fig.20 Relationship between absorbed energy in dynamic crash test and thickness.

軽量化効果は使用する板厚により多少異なるが、例えば板厚1.4mmの980MPa級開発鋼を使用することで、板厚1.6mmの590MPa級鋼と同等の吸収エネルギーを得ることができ、約12%の軽量化が可能となる。

4. 結 言

Siを活用した成分系にて従来のDP鋼よりも加工性に優れる高強度GA鋼板の開発を目的に、機械的性質に及ぼすSi量および製造条件の影響を実験室的に検討した。さらに、実験室検討結果に基づき実機製造した590および980MPa級開発鋼の諸特性を調査し、以下の結果を得た。

- (1) Si量の増加にともないYRは低下し、TS×T.Elは大幅に向上する。TS×T.Elの向上は、TS×U.Elの向上とほぼ対応している。
- (2) 開発鋼の化学成分は590MPa級が0.10%C-1.2%Si-1.3%Mn、980MPa級が0.16%C-1.2%Si-2.2%Mnである。ミクロ組織は、フェライトとマルテンサイトを主体とするDP組織で、YRが低くかつSi量の少ないDP型従来鋼に比べ高い伸びを示す特徴を有している。
- (3) 590MPa級開発鋼は、同一強度レベルのDP型従来鋼よりも深絞り性や張出し性、穴抜け性に優れる。
- (4) 980MPa級開発鋼はYSが約540MPaと低いため、同程度のTSでYSが高い鋼に比べスプリングバック量が小さく、形状凍結性に優れる。
- (5) 590MPa級開発鋼は、炭素当量が低くTi、Nbを含有したスポット溶接性に優れる590MPa級GA鋼板と同程度のTSSやCTSを示し、スポット溶接性は良好である。
- (6) 980MPa級開発鋼は、590MPa級の鋼に比べ約25%吸収エネルギーが向上する。そのため、980MPa級開発鋼を590MPa級の鋼の代わりに使用することで、吸収エネルギー量を同等に保ったまま約12%の軽量化が可能となる。

参考文献

- 1) T. Sugiyama : J. Jpn. Soc. Technol. Plast., 46 (2005), 552.
- 2) T. Nonaka, K. Goto, H. Taniguchi and K. Yamazaki : Nippon Steel Tech. Rep., 378 (2003), 12.
- 3) T. Mega, K. Hasegawa and H. Kawabe : JFE Tech. Rep., 4 (2004), 33.
- 4) Y. Omiya : Kobe Steel Eng. Rep., 50 (2000) 3, 20.
- 5) Y. Omiya and M. Kamura : Kobe Steel Eng. Rep., 52 (2002) 3, 10.
- 6) K. Osawa, Y. Suzuki and S. Tanaka : Kawasaki Steel Giho, 34 (2002), 59.
- 7) M. Usuda and Y. Ishii : Seitetsu Kenkyu, 334 (1989), 29.
- 8) T. Matsumoto and M. Saito : J. Jpn. Soc. Technol. Plast., 46 (2005), 574.
- 9) S. Hanai, K. Watanabe and K. Esaka : Tetu-to-Hagane, 68 (1982), 1306.
- 10) Y. Sakuma, N. Kimura, A. Itami, S. Hiwatashi, O. Kawano and K. Sakata : Nippon Steel Tech. Rep., 354 (1994), 17.
- 11) Y. Hirose, H. Togawa and J. Sumiya : Tetu-to-Hagane, 68 (1982), 665.
- 12) A. Nishimoto, J. Inagaki and K. Nakaoka : Tetu-to-Hagane, 68 (1982), 1404.
- 13) S. Umino, Y. Tobiyama, C. Kato and K. Mochizuki : CAMP-ISIJ, 7 (1994), 1512.
- 14) K. Nishimura, H. Odashima, K. Kishida and M. Oda : Tetu-to-Hagane, 79 (1993), 187.
- 15) Y. Takada, M. Suehiro, M. Sugiyama and T. Senuma : Tetu-to-Hagane, 92 (2006), 21.
- 16) J. Imamura and T. Furukawa : Seitetsu Kenkyu, 289 (1976) 75.
- 17) プレス成形難易ハンドブック, 薄鋼板成形技術研究会編, 日刊工業新聞社, 東京, (1987), 178.
- 18) M. Sudo, S. Nomura, T. Mizoguchi and Y. Tanaka : Tetu-to-Hagane, 68 (1982), 1411.
- 19) A. Uenishi, M. Suehiro, Y. Kuriyama and M. Usuda : CAMP-ISIJ, 9 (1996), 1112.
- 20) A. Uenishi, Y. Kuriyama and M. Takahashi : Nippon Steel Tech. Rep., 371 (1999), 18.