

技術資料

自動車のアルミ化の進展と動向*

細見 彌重**

Progress and Trend of Aluminium Application to Automobiles

Hiroshige Hosomi

住友軽金属工業株式会社技術研究所

自動車のアルミ化の進展と動向*

細見 彌重**

Progress and Trend of Aluminium Application to Automobiles

Hiroshige Hosomi

Recent outcry for reduction of CO₂ in exhaust gas and better fuel economy – weight saving in automobiles to hold back the much-talked-about green house effect has become intense.

Under the circumstance, aluminium commands greater attention as a light-weight material with high recyclability and is going to be used much more in the future than the present.

In this report, the following items are reviewed.

- (1) The historical review of aluminium application to passenger cars.
- (2) The trend of aluminium products demand for automobiles and output of automobiles in Japan.
- (3) Present situation and future forecast in material composition and aluminium using percentage on passenger cars.
- (4) The progress of aluminium body pannels.
- (5) Development in “Aluminium Concept Car”.

1. はじめに

図1¹⁾に示すように、自動車(乗用車)の燃費は、1973年のオイルショックを契機として大きく改善されたが、1982年を境に車両質量の増加に伴い燃費低下の傾向を示して来た。ユーザーニーズの高級志向、多様化、社会的ニーズの排ガス規制及び安全対策のために、車両の大型化、高機能部品・装備の搭載が著しく、車両質量は必然的に増加していった。一方、走行性向上、燃費改善のための軽量化に、アルミニウム合金、高張力鋼板、プラスチック等の軽量化材料への置換、多用化が積極的に進められたが、車両質量の増加を十分カバーするに至らなかったのが実状であろう。

一層の軽量化、アルミ化が推進されようとの気運にあったところへ、一昨年来、世界的な規模での地球環境保護推進が提唱された。地球温暖化抑制に対し、自動車の排出する炭酸ガスを削減する目的で、昨年、米国でCAFE

(自動車メーカー別平均燃費基準; Corporate Average Fuel Economy) の大幅な規制強化の法案が提出され、また、通産省も燃費規制強化の方向を打出している。国

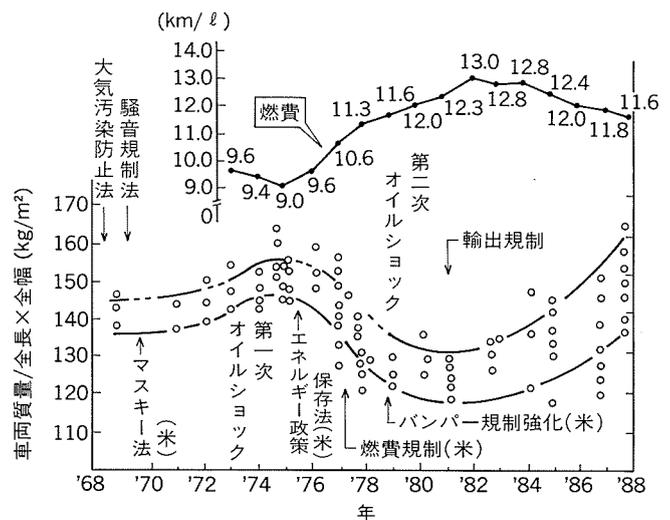


図1 車両質量/投影面積と平均燃費(10モード)の推移 (通産省, 1989)¹⁾

* 金属, 60-11(1990),35. 及びアルトピア, 21-1(1991), 49. に一部掲載

** 技術研究所

内外の自動車メーカーは、1975年12月制定の米国エネルギー政策保存法（Energy Policy and Conservation Act）に匹敵する事態であるとの認識に基づき、燃費向上に大きく影響を及ぼす車両軽量化の対策検討と、その実現に向け積極的に取り組み出している。

図2²⁾に燃費に関与する要素（車重軽量化、出力効率、走行抵抗、空気抵抗）の割合試算の一例を示す。車両の軽量化が37%の割合で影響する。また、図3には車両質量と燃費との関係を示すが、質量1000kgの車両の場合、燃費（10モード走行）を10%向上させるには約10%の軽量化が必要となる。すなわち、燃費改善には軽量化が大きい効果を示し、直接的な対策として最も効率的である

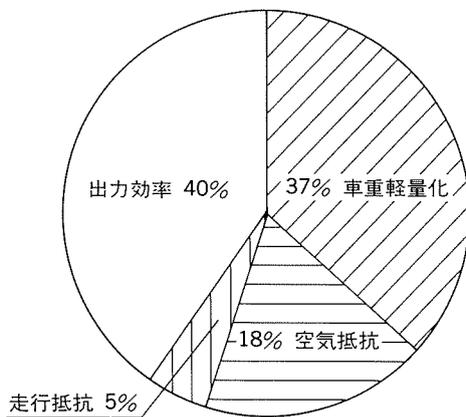


図2 燃比構成比率²⁾

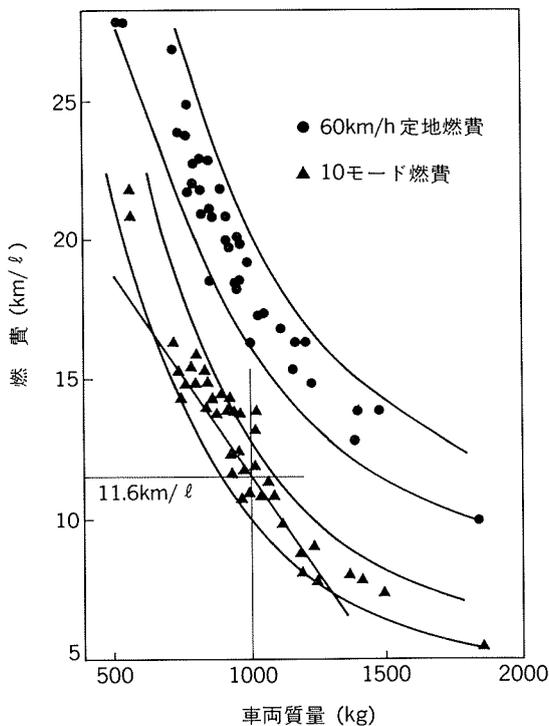


図3 車両質量と燃費
(日本自動車工業会, 1985)

ことが分かる。

こうした背景から、軽量化の推進にアルミニウム合金の使用量も年々着実に増加している。従来はアルミニウム合金鋳物、ダイカスト製品によるアルミ化が主流であったが、展伸合金の積極的な採用と、アルミ材料による車体構成に新しい動きが生じている。すなわち、1984年、マツダ社のニューサバンナRX-7のフードのアルミ化を始めとして、次々と、スポーツカー、スペシャリティーカーの車体外板にアルミニウム合金板が採用され、また、足廻り構造部位にアルミニウム合金鍛造品の採用が進められて来た。また、アルミニウム合金押出型材による車体構造（スペースフレーム）の検討・試作も盛んに行われるようになって来ている。

自動車メーカーの軽量化技術の開発に相応して、アルミ圧延メーカーでは、要求特性を満たす材料開発、及び加工技術の研究開発が積極的に行われている。

当社でも、早くから自動車用アルミニウム合金及びその適用技術の研究・開発を進めて来ており、しばしば報告している^{3)~9)}。本報では、アルミニウム合金の自動車、特にボディパネルとのかかわりについて歴史的観点からの進展動向と、アルミ化の現状及び将来の動向について概説する。

2. 自動車のアルミ化の歩み

2.1 アルミニウム合金採用のステップ

1886年は、自動車とアルミニウムにとって、奇しき因縁で結ばれていたといえる。すなわち、ドイツのC. ベンツ氏の発明に基づくガソリン特許動力車が走り、一方、これとは全く無関係に、米国のC. M. ホール氏と、フランスのP. T. エール氏が、アルミニウムの電解精錬法をそれぞれ開発し、その工業的生産が始まったということである¹⁰⁾。

1900年代当初、米国では相当量のアルミニウムが車体やエンジンに使われ、1922年頃迄は生産されたアルミニウムの2分の1以上が自動車向けであった¹⁰⁾といわれている。その後、深絞り性の良い薄肉鋼板が開発されたこと、並びにアルミニウムは高価格であった等の理由から、自動車へのマーケットは段々と小さくなり¹¹⁾、アルミニウムは航空機用材料として展開して行った。図4¹²⁾に、1920~1925年頃のアルミ製車体生産工場の写真を示すが、かなり盛況であったことがうかがえる。アルミボディ車の代表例としては、図5¹⁰⁾に示したフォード社のPomeroy (1923年)、図6¹⁰⁾のB.M.W. 328 (1938年) などがあり、また図7では、ボディを始めアルミニウム部品は84に及ぶという記録がある¹³⁾。

一方、我が国での自動車のアルミ化のステップを、時勢の背景と技術進歩を含めて表1に示す^{14) 15)}。アルミニウム合金鋳物による自動車部品へのアプローチに始まり、



図4 1920~25年頃のアルミニウム製車体の製造状況
(米Morris, Cowley工場):自動車メーカーは、アルミニウム工業の
重要なパートナーであった¹²⁾

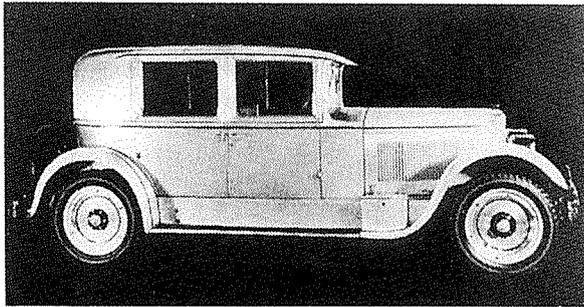


図5 Pomeroy (1923年),
ヘンリーフォード博物館 (デトロイト)¹⁰⁾

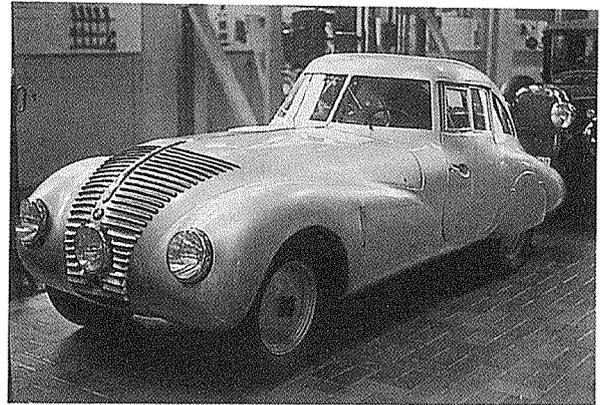


図6 BMW328 (1938年),
ドイツ自動車博物館 (ミュンヘン)¹⁰⁾

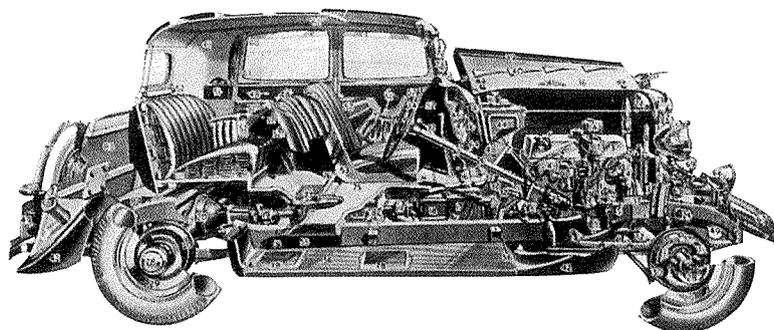


図7 1934年の自動車の横断面(全部で84のアルミ部品を有す)¹³⁾

表1 自動車のアルミ化のあゆみ

年代	背景	アルミ化	技術進歩
1950年 }	<ul style="list-style-type: none"> 技術導入, 提携ブーム 国産技術の育成 (国民車構想) タクシー中心 	<ul style="list-style-type: none"> アルミの軽さ, 加工性, 耐食性, 熱伝導性の活用 アルミピストン, エンジン周辺のアルミ鋳物部品 	<ul style="list-style-type: none"> 自動車量産, 新技術の修得 鋳造技術の向上 (シエルモールド, ロストワックス) 鋳造法
1960年 }	<ul style="list-style-type: none"> 経済の高度成長 高速道路の整備推進 (名神高速全線開通) モータリゼーション進展 (自家用車) 交通事故死1万人突破 	<ul style="list-style-type: none"> 一体鋳造 アルミ部品 (機械加工 (切削, 孔明) 削減) 生産性の活用 シリンダーヘッド, シリンダーヘッドカバー, トランスミッションケース カークーラーのエバポレーター, コンデンサーなど熱交換器開発 ガーニッシュ, ステップなどアルミニウム装飾部品 	<ul style="list-style-type: none"> 高速性能技術 量産技術の確立 低圧鋳造法 大型ダイカスト 自動車用鋳造物アルミ合金開発
1970年 }	<ul style="list-style-type: none"> 大気汚染, 騒音公害, 交通安全, 法的規制 オイルショック (第1次: 1973年, 第2次: 1979年), 省エネ (燃費改善・規制強化) バンパー規制 (米国) 	<ul style="list-style-type: none"> インテークマニホールド A.T. ミッションケース アルミホイール, ホイールキャップ コンプレッサーケーシング, レシーバータンク ウォーターポンプボディ, オイルポンプボディ, 燃料ポンプボディ等 アルミバンパー モール, ウインドフレーム, センターピラー, 計器盤のアルミ装飾部品 フードのアルミ化試作 トラックのアオリ 	<ul style="list-style-type: none"> 公害対策技術確立 (排ガス浄化, 他) 省エネ, 低燃費, 軽量化技術 (F.F化, 他) エレクトロニクス制御技術 精密鋳造, 高圧鋳造法 各種不活性雰囲気ブレージング法, 真空ブレージング法の開発 光輝合金, 30-30合金開発
1980年 }	<ul style="list-style-type: none"> 石油価格の安定 経済高度安定需要旺盛 輸出規制, 現地生産 (1980年1000万台こえ世界1位) ユーザーニーズ: 高級・高機能指向, 多様化 交通事故死多発減少せず 	<ul style="list-style-type: none"> ボディーパネル (フード, フェンダー外) ラジエーター, インタークーラー 足廻り部品 (ロアー・アッパーアーム外) パワートレン, プロペラシャフト (試作) 各種マウント・ブラケット, サポートビーム シリンダーブロック, ロッカーアーム, リテーナ等エンジン部品 ステアリングホイール, ステアリングコラム等 エアバックインフレーター 高機能, 高級化, 安全化に伴う車種増加対策にアルミ化急進 	<ul style="list-style-type: none"> 高性能化技術 (4WD, 4WS, A.B.S., ターボチャージャー, スーパーチャージャー) マイコン・エレクトロニクス応用飛躍 高級化技術の開発 (居住性, 静粛性, 情報) 高品質薄肉, 高強度, 高靱性鋳造法 (P.Fダイカスト, 部分加圧ダイカスト, 浴湯鋳造等) ノコロックブレージング法 急冷凝固粉末アルミ合金, M.M.C
1990年 }	<ul style="list-style-type: none"> 地球環境保護 (CO₂削減, 燃費規制強化, NO_x, SO_x削減, 排ガス規制) フロン使用全廃 省エネ, リサイクル 無人, 自動運転 交通安全強化 	<ul style="list-style-type: none"> 車体のオールアルミ化 アルミスペースフレーム車体 展伸材 (板材, 形材, 鋳造品) の採用が急増傾向 	<ul style="list-style-type: none"> 押出形材, ハニカムパネルによる車体構造技術の開発 上記に適合する合金, 加工技術の開発 (高成形性, 形状凍結性, 各種接合法, ろう付ハニカムパネル等)

ダイカストや精密鋳造等鋳造技術の進歩・蓄積を得て、自動車アルミニウム部品の大部分がアルミニウム合金鋳造品で占められて今日に至り、その技術及び品質は世界のトップレベルにある。一方、展伸合金の採用は、熱交換器、特にカークーラーエアコンにおいて、アルミニウムのすぐれた諸特性（熱伝導性、耐食性、軽量性等）の利用はもとより、数々の技術開発の積み重ねを経て、100%アルミ化され、その普及率はほぼ100%を示している。性能、品質、及びその製造技術は世界的にも高い評価を

得ている。車体への採用は、適正アルミニウム合金の開発もさることながら、その適用技術の蓄積が少なく、かつ、コスト高となることから、その採用は最近になってからといえる。軽量化を目的として、ボディの一部、又は全部に展伸合金を採用した試作車、市販車が出現している。走行性が重視されるスポーツカーへのアルミニウム合金板の採用が主であるが、一般乗用車への波及も今後、その技術の蓄積を経て、急速に進むものと予想される。

表2 自動車向けアルミ製品の需要量推移と自動車生産量推移（日本アルミニウム連盟，日本自動車工業会各統計より）

(千トン)，(千台)，(%)

年	展伸材				鍛造品	鋳造品				自動車向けアルミ製品合計	アルミニウム総需要量	自動車向けアルミ需要シェア	アルミ製品構成比率					四輪自動車生産量				二輪自動車生産量			
	板	押出	小計	伸率対前年		鋳物	ダイカスト	小計	伸率対前年				展伸材	鋳造品	乗用車	伸率対前年	トラック	バス	伸率対前年	伸率対前年	伸率対前年				
																						板	押出	計	乗用車
1979	15.1	27.2	42.3	29.0	0.2	192.2	223.8	416.0	6.2	458.5	2,243.9	20.4	3.3	5.9	9.2	90.7	6,175.8	3.3	3,397.2	62.6	9,635.5	4.0	-	-	
'80	16.4	24.6	41.4	-2.8	0.4	217.5	272.6	490.1	17.8	531.6	2,385.5	22.3	3.1	4.6	7.7	92.2	7,038.1	14.2	3,913.2	91.6	11,042.9	14.6	6,334.5	43.8	
81	18.3	23.8	42.1	2.4	0.4	230.7	298.1	528.8	7.9	571.3	2,279.9	25.1	3.2	4.2	7.4	92.6	6,974.1	-0.9	4,103.0	102.8	11,180.0	1.2	7,412.6	15.2	
82	22.8	26.6	49.4	17.3	0.6	219.4	289.1	508.5	-3.8	558.6	2,374.3	23.5	4.1	4.1	8.2	91.1	6,881.6	-0.3	3,783.2	67.0	10,731.8	-4.0	7,063.2	-4.2	
83	31.1	37.0	68.1	37.9	0.8	224.2	304.0	528.4	3.8	597.8	2,557.0	23.4	5.2	6.2	11.4	88.4	7,151.9	3.9	3,903.8	55.9	11,111.7	3.5	4,807.4	-31.9	
84	35.7	46.0	81.9	20.3	0.9	235.9	332.6	568.5	7.6	651.3	2,667.7	24.4	5.5	7.1	12.6	87.3	7,073.2	-1.1	4,319.5	72.2	11,464.9	3.2	4,026.3	-16.2	
85	39.8	55.1	94.9	15.8	1.2	241.3	378.7	620.0	9.1	716.1	2,743.9	26.1	5.6	7.7	13.3	86.6	7,646.8	8.1	4,544.7	79.6	12,271.1	7.0	4,536.3	12.7	
86	42.6	52.8	95.4	0.5	4.3	246.0	396.7	642.7	3.6	742.4	2,786.9	26.6	5.7	7.1	12.8	86.6	7,809.8	2.1	4,407.7	42.3	12,259.8	-0.1	3,396.6	-25.1	
87	45.4	58.1	103.5	8.5	5.2	261.2	414.6	675.8	5.1	784.4	3,054.0	25.7	5.8	7.4	13.2	86.1	7,891.1	1.0	4,308.1	50.0	12,249.2	-0.1	2,630.6	-22.6	
88	52.4	71.3	123.7	14.5	7.3	281.8	460.2	742.0	9.8	872.6	3,338.7	26.1	6.0	8.2	14.2	85.0	8,198.4	3.9	4,444.0	57.4	12,699.8	3.7	2,945.6	12.0	
89	63.0	78.6	141.6	14.5	14.0	317.1	511.7	828.8	11.7	984.4	3,503.0	28.1	6.4	8.0	14.4	84.0	9,052.4	10.4	3,931.3	42.1	13,025.7	2.6	2,794.4	-5.1	
年伸率 '89/'79	15.5	12.9	13.1	59.0	5.2	8.8	7.3	8.1	4.6	-	-	-	-	-	-	-	4.0	1.8	0.6	3.2	-	-	-	-	-2.2
年伸率 '89/'84	12.1	11.6	11.8	88.9	6.1	9.1	7.9	8.7	5.7	-	-	-	-	-	-	-	5.1	-1.7	-6.1	2.6	-	-	-	-	-5.6

2.2 自動車向けアルミ製品の需要量の推移と自動車生産量の推移

日本アルミニウム連盟及び日本自動車工業会の各統計値によると、表2と図8に示すように、自動車（四輪全車種，二輪車含む）向けアルミニウム材料の需要量は近年急増している。1989年の需要量は98.4万トンで、1980年の約1.8倍となり、アルミニウム総需要量350万トンの約28%を占めて需要分野別シェアとして第1位である。品別では展伸合金材の伸びが著しく、この10年間で約3.5倍、年率約13%の伸び（内、板材は約4倍、年率15.5%の伸び）を示している。又、鋳造品は1984~5年の約1000トンから1989年は14000トンと大きく伸び、年率約90%を示す。

一方、自動車の生産台数の推移は乗用車の場合、この5年間で年率5%の伸びを示し順調であるが、トラック、バス、二輪車については減少傾向を示している。

このアルミニウム材料の需要量と自動車生産量の伸びの大きな開きは、総括的な見方であるが、自動車、特に乗用車のアルミ化（1台当りのアルミニウム使用量）の進展具合を示しているといえる。

3. 自動車の材料構成とアルミニウム使用率

3.1 材料構成，アルミニウム使用率

軽金属協会が1988年に、自動車メーカー9社，22車種について調査した¹⁶⁾車種別アルミニウム使用量・使用率

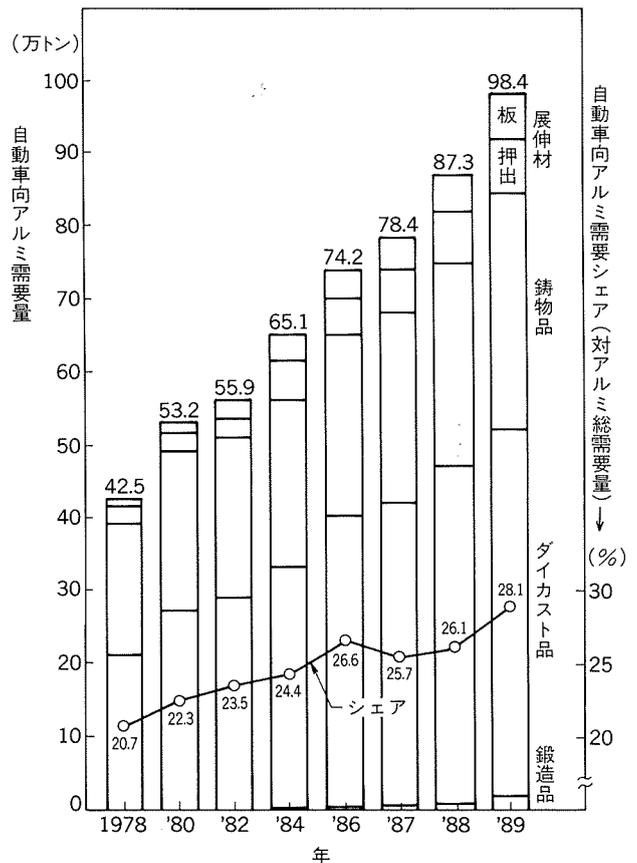


図8 我が国の自動車向けアルミ製品の需要推移

を表3に、部位別使用量を図9に、また過去2回(1983年, 1986年)の調査結果との対比を表4¹⁷⁾にそれぞれ示す。また、表5は今後アルミ化可能な部品の一覧である¹⁶⁾。自動車(乗用車)1台当りのアルミニウム使用量、使用率共に年々増加している。例えば、2500cc以上の車種では最大使用量が130kg/台、使用率が10.1%で、

車両質量そのものも30~50kg/台増加しており、かつ、アルミホイールが標準装着となっている¹⁶⁾。また、図9からアルミニウム使用部位とその材料区分が分かるが、表5に見られるように、今後はボディを始めとして、足廻り駆動関連部品のサスペンション、プロペラシャフト等、さらに、ラジエータ、エンジンブロックなどがアル

表3 車種別アルミニウム使用量(1988年調査)¹⁶⁾

車 格	項目 アルミホイール	アルミニウム使用量 (kg)			アルミニウム使用率 (%)		
		最 小	最 大	平 均	最 小	最 大	平 均
2500cc以上 (1200~1550kg/台) N=5車種	標準装着	91.42 (57.82)	130.70 (87.50)	110.87 (77.91)	5.90 (3.73)	10.05 (7.17)	8.10 (5.72)
1800~2500cc (1040~1360kg/台) N=6車種	標準装着 (N=1)	-	-	89.78 (55.18)	-	-	7.18 (4.41)
	なし (N=5)	48.32	71.29	59.40	3.55	6.85	5.29
	全 体 (N=6)	48.32 (48.32)	89.78 (71.29)	64.48 (58.70)	3.55 (3.55)	7.18 (6.85)	5.60 (5.14)
1000~1600cc (700~990kg/台) N=8車種	なし	26.96	56.09	39.82	2.81	7.37	4.64
500ccクラス(軽) (560~590kg/台) N=3種類	なし	21.57	27.30	24.79	3.66	4.71	4.31
総 計 N=22種類		21.57 (21.57)	130.70 (71.29)	60.65 (51.59)	2.81 (2.81)	10.05 (7.17)	5.64 (4.97)

注. Nは、対象車数。()内は、ホイールを除く。

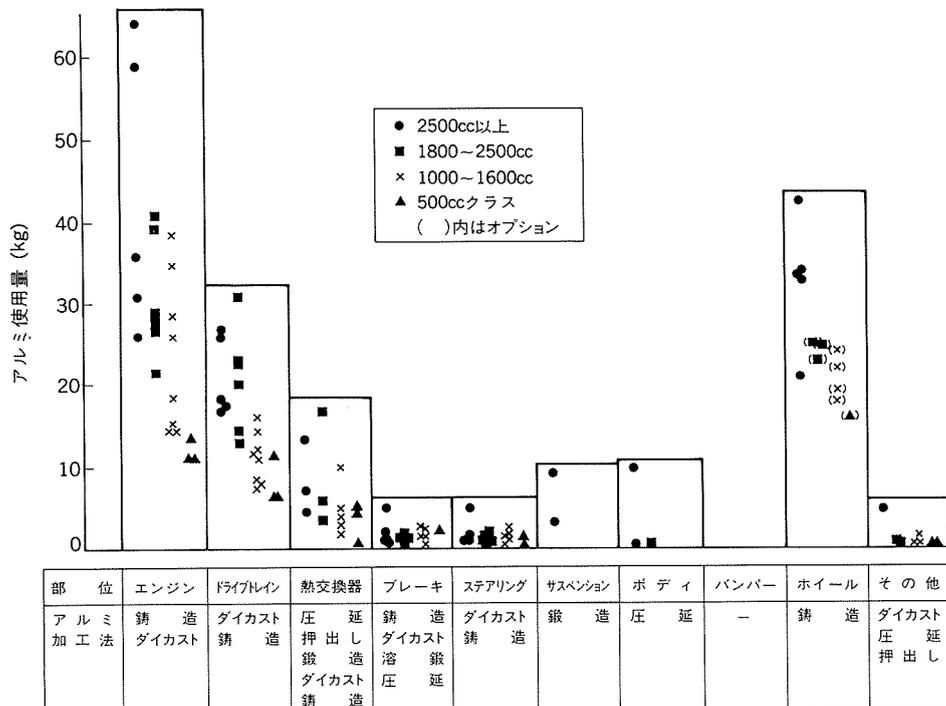


図9 自動車部位別アルミ使用量と加工方法(1988年調査)¹⁶⁾

表4 アルミ化の推移¹⁷⁾

年	1983	1986	1988	摘要
最もアルミ使用量の多い車種	92.9	116.0	130.7	kg/台
最もアルミ使用率の高い車種	8.1	9.6	10.1	%
平均値	アルミ使用量	— (40.4)	60.65 (51.59)	kg/台 ()内 アルミホイール 除き
	アルミ使用率	— (4.8)	5.64 (4.97)	%
	対象車種数	8 (6)	17 (9)	22 (9)

ミ化の期待される分野である。

表6(次頁)に日本自動車工業会調査の自動車(普通、小型乗用車)原材料構成比較推移を示す。アルミニウム地金、合成樹脂の増加傾向に対し、鋼材の漸減傾向が認められる。内訳では熱・冷延鋼板の減少の反面、高張力鋼板、表面処理鋼板が増加し、その変化が著しいが、鋼材が70%以上のシェアを示し、主力構成材料であることには変りがない。

海外の状況の代表として、フォード車の例を表7¹⁸⁾に示す。1975~1985年の10年間で車両質量は約1000 lbs(454kg)/台の軽量化を示し、アルミ使用率は2.2%(1975年)から4.5%(1980年)、5.3%(1985年)と増加している。しかし、車両質量の削減値は1975~1980年間に於ける約670 lbs(304kg)/台に比べ、1980~1985年間で約342 lbs(155kg)/台と低下している。1975年以来、アルミニウム、プラスチック等への材料転換による軽量化一本やりで来た燃費向上対策から、エンジン、駆動系の効率アップ、走行抵抗等への改善への対応が進め

表5 アルミニウム化可能部品一覧(1988年調査)¹⁶⁾

部位	可能性	
	可能性極めて大	可能性あり
ボデー	ボンネット トランクリッド フェンダー サンルーフ	ルーフ ドア
バンパー		レインフォースメント フレームエクステンション& インパクト
エンジン	エンジンブロック ロッカーアーム オイルフィルターボディ ラジエータ	コンロッド アクセルペダル エアークリーナ ゼネレータブラケット エンジンマウントブラケット
ステアリング	ステアリングホイール	
ドライブトレイン	シフトフォーク クラッチペダル	
フロント・リアサスペンション	ローアーム アッパーアーム	スタビライザーブラケット ステアリングナックル
ブレーキ	ブレーキペダル(ブラケット) キャリパー	
その他		ブラケット類 燃料タンクドア シートフレーム シートベルトレール ジャッキ

られる一方、高機能化、安全対策部品・装備の搭載が加わったためと見られる。

軽金属協会が調査した米国及び西独の乗用車のアルミニウム使用率、使用量/台、及びアルミニウム製品の内の

表7 Ford Motor 社の自動車材料構成推移¹⁸⁾

	1975年		1980年		1985年			
	質量	構成率 (%)	質量	増減量 対前年	構成率 (%)	増減量 対前年	構成率 (%)	
平均車両質量	3790 lb (1719kg)	100	3120 (1415.2)	-670 (-304)	100	2778 (1610.1)	-342 (-155)	100
鋳鉄	630 lb (286kg)	16.7	472 (214.1)	-158 (-72)	15.1	369 (167.4)	-103 (-47)	13.3
鋼材	2388 lb (1084kg)	63.0	1871 (848.7)	-517 (-235)	60.0	1639 (743.4)	-232 (-105)	59.0
アルミ	85 lb (38.5kg)	2.2	140 (63.6)	+55 (+25)	4.5	148 (67.1)	+8 (+4)	5.3
プラスチック	157 lb (71kg)	4.1	227 (103.1)	+70 (+32)	7.3	237 (107.5)	+10 (+5)	8.3
その他	530 lb (240.5kg)	14.0	410 (186.1)	-120 (-54.5)	13.1	385 (174.8)	-25 (-11)	13.9

表6 普通・小型乗用車における原材料構成比推移（日本自動車工業会1989）

（単位：％）

		1973年	1977年	1980年	1983年	1986年	1989年(予測)
鉄	鉄	3.2	3.2	2.8	2.2	1.7	1.7
普通鋼材	棒鋼	1.2	1.0	1.0	0.9	0.9	0.8
	熱延薄板	6.9	7.1	6.9	7.6	7.1	6.3
	“ 中板	7.5	7.2	5.9	5.7	4.7	4.8
	“ 厚板	0.2	0.5	0.8	0.6	0.4	0.4
	冷延薄板	38.9	37.9	33.8	29.4	26.0	22.5
	高張力鋼板		0.5	1.4	4.1	7.3	6.4
	亜鉛めっき鋼板	} 1.6	3.8	5.7	5.5	5.4	10.0
	その他表面処理鋼板		0.6	1.5	2.3	2.8	2.9
	鋼管	2.3	2.2	2.3	2.3	2.7	2.4
	その他普通鋼材	1.8	0.8	1.2	1.1	0.4	0.4
	計	60.4	61.6	60.5	59.5	57.7	56.9
特殊鋼材	炭素鋼鋼材	7.9	6.8	6.1	6.0	6.1	6.0
	合金鋼鋼材	5.6	4.6	3.8	3.6	3.4	3.5
	被削性改善鋼鋼材		0.7	1.0	1.0	1.4	1.9
	ステンレス鋼・耐熱材	0.4	0.9	0.9	0.9	1.0	1.0
	ばね鋼鋼材	2.2	2.0	1.5	1.5	1.5	1.4
	軸受鋼鋼材		0.9	0.9	0.9	0.9	0.7
	その他特殊鋼鋼材	1.4	0.2	0.5	0.4	0.7	0.6
	計	17.5	16.1	14.7	14.3	15.0	15.1
非鉄金属	電気銅	1.0	0.9	0.8	0.9	1.0	1.3
	鉛地金	0.6	0.6	0.8	0.6	0.6	0.6
	亜鉛地金	0.5	0.5	0.3	0.4	0.4	0.4
	アルミ地金	2.8	2.6	3.3	3.5	3.9	4.9
	その他の非鉄金属	0.1	0.1	0.4	0.2	0.2	0.2
	計	5.0	4.7	5.6	5.6	6.1	7.4
非金属	塗料	2.1	1.6	1.8	1.7	1.7	1.4
	ゴム	4.8	4.3	3.7	1.7	3.0	2.7
	ガラス	2.8	2.7	3.1	3.2	3.3	3.0
	フェノール樹脂	0.1	0.1	0.1	0.2	0.1	0.1
	ポリウレタン樹脂	0.5	0.5	0.8	0.9	1.2	1.0
	塩化ビニール樹脂	0.9	1.1	1.4	1.7	1.7	1.6
	ポリエチレン樹脂	0.2	0.2	0.3	0.4	0.5	0.4
	ポリプロピレン樹脂	0.5	0.5	0.9	1.2	2.0	2.4
	A B S 樹脂	0.4	0.7	0.5	0.5	0.7	0.8
	(汎用樹脂計)	2.9	3.5	4.7	5.5	6.6	6.6
	(高性能樹脂計)				0.2	0.7	0.9
	(合成樹脂計)	2.9	3.5	4.7	5.7	7.3	7.5
	繊維		0.7	1.2	1.3	1.4	1.2
木材			0.2	0.3	0.5	0.4	
その他	1.3	1.6	1.7	2.7	2.3	2.7	
	計	13.9	14.4	16.4	18.4	19.5	18.9
合計		100.0	100.0	100.0	100.0	100.0	100.0
原単位総重量の推移		100.0	106.5	105.9	102.7	106.8	115.1

訳を日本のそれらと対比して図10に示す¹⁹⁾。各国共アルミニウム使用率は順調に増加している。若干遅れ気味であった日本も1989年にはほぼ同様のレベルに到達している。しかし、アルミニウム製品の内訳を見ると、日本車では鋳造品、ダイカスト品の使用割合が、米国、西独に比べて5～10%高いのに対し、圧延品の使用割合は5～10%低く、アルミニウム部品の構成に各国の特色が出て

いる。

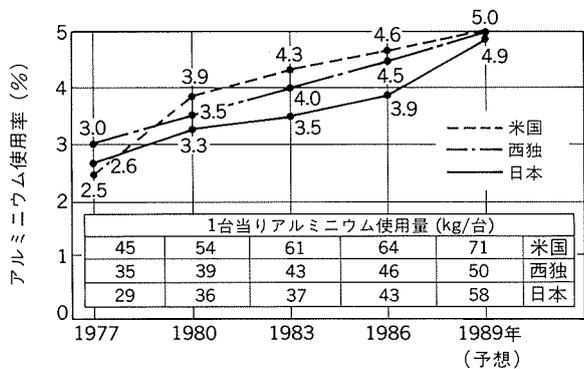
3.2 アルミ化の今後の予測

自動車の材料構成比率の将来予測は、各国諸機関、自動車メーカーが今迄に再々行っているが、アルミニウム使用率の予測値は実績値より常に高く、従って、予測値は常に先送りされている。

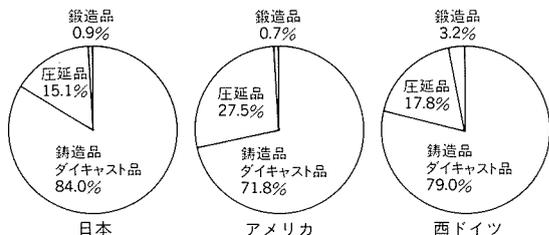
ミシガン大学の輸送研究所が、米国の乗用車について

表8 乗用車主要材料構成比率 (デルファイ報告IV, V)^{20) 21)}

	デルファイ IV (1987年)				デルファイ V (1989年)			
	アルミニウム	鉄鋼	プラスチック	平均車両質量	アルミニウム	鉄鋼	プラスチック	平均車両質量
1990年	145 lb (65.8kg) 6.0%	77.7%	10.3%	2419 lb (1097.3kg)	-	-	-	-
1995年	170 lb (77.0kg) 6.5	66.3	11.5	2600 lb (1179.3kg)	165 lb (74.8kg) 5.4%	68.7	7.2	3032 lb (1375.3kg)
2000年	-	-	-	-	200 lb (90.7kg) 6.8	64.9	9.2	2943 lb (1334.9kg)



(a) アルミニウム使用率比較



(b) アルミニウム製品の内訳 (1988年)

図10 自動車用アルミ製品の諸外国との比較¹⁹⁾

1989年にまとめた「2000年までの自動車産業予測分析」(通称デルファイ報告V)²⁰⁾に報じられた乗用車1台当りの主要材料構成比率を、1987年まとめの「デルファイ報告IV」²¹⁾のそれと対比して表8に示す。アルミ化率の進展を認めているが、デルファイ報告IVの予測値はデルファイ報告Vに先送りされ、しかも車両質量の増加を予測する結果となっている。この調査が昨今問題のCAFE規制強化の提唱前に行われたためと思われるが、1989年11月の調査報告会で、「自動車の材料構成は、CAFE規制、排ガス規制、代替燃料等の政策的施策によって大きく影響を受けるもので、特に、CAFE規制強化には軽量化が最も大きい役割を演じ、アルミ化の進展を一層早める」との見解を述べると共に、「しかし、アルミニウムの価格の不安定性から、コスト的に最も優位にある鉄鋼材料に於ける軽量化技術の開発も顕著であり、アルミ化率が飛躍的に増大するとは言い難い」と注釈を加えている²⁰⁾のは注目される。なお、デルファイ報告Vに記載され

表9 自動車主要部位材料構成予測 (デルファイ報告V)²⁰⁾

		1995年	2000年	
エンジン部品 アルミ化	シリンダンヘッド	50%	70%	
	エンジンブロック	6	12	
ホイール	スチール	50	30	
	アルミ	50	50	
	複合材 ⁽¹⁾	0	20	
車体構造	インテグラルボディ フレーム	スチール	90	85
		アルミ	5	7
		複合材 ⁽²⁾	5	8
	スペースフレーム	スチール	85	75
		アルミ	5	10
		複合材 ⁽²⁾	8	14

注. (1) C.F.R.P., G.F.R.P., マグネシウムを含む
(2) C.F.R.P., G.F.R.P.を含む

た主たる部位の材料構成の予測を参考までに表9に示す²⁰⁾。

CAFE規制強化法案の中、最有力視されるブライアン法案は、「各自動車メーカーの1988年実績燃費に対し、1995年に20%、2001年に40%の向上を要求する」内容で、地球環境保護を大前提としている。一方、我が国でも2000年で10~15%の燃費向上を義務づける規制が通産省、運輸省を中心に検討されつつある。

ブライアン法案は、昨秋米国上院にて審議未了廃案となったものの、大局的見地からこのトレンドは変わらないものと思われる。したがって、従来以上に革新的な軽量化対策の遂行が予想され、軽量化材料の中で、リサイクルの面でも有利なアルミニウムの採用が活発になる方向であることは間違いなからう。しかし、軽量化材料としては、アルミニウムのみでなく、プラスチック、マグネシウム、チタニウムもその対象であり、軽量化鋼材の開発も見られる。一方、燃費向上に、エンジン性能向上、車体構造機構の改革なども着々と進められ、この方面への材料の適応も併せ、構成材料間の競合は一層熾烈を極めると予測される。

4. ボディパネルのアルミ化

アルミニウムが車体構成に、古くから大きく関与していたことは2.1節で述べたが、その後も欧州で次々とボディパネルにアルミニウム合金が使われている。

British Leyland 社では、Rover P3 (1930年代)、同P6 (1964年)、及び同2000/3500 (1970年) のフード、トランクリッド、ドア等に、また、Land Rover (1948年) と Range Rover (1970年) では、フェンダ、フロア、リ

ヤボディ等へと使用を拡大している。また、Daimler Benz 社では、1955年以降、190SL, 280SL, 300SL, のスポーツカーのフード、トランクリッド、ドアなどのアルミ化が進められている²²⁾。

1973年のオイルショック以降、米国に於ける燃費規制法 (1985年での燃費基準値27.5M.P.G) の制定 (1975年12月) の背景から、軽量化対策の一貫としてボディパネルのアルミ化が欧米では急速に検討され、多くの試作車及び実車への適用が進められた。表10及び図11~15に

表10 ボディパネルのアルミ化の実例 (1950~1980年頃)

国名	メーカー名	車種名 (年代)	アルミ化部位	使用アルミニウム合金	軽量化 (%)	特記事項	参考文献
英国	British Leyland	Rover P3 (1930~)	フード, トランクリッド, ドア (各アウター)	5154		◦ P3 (1930~) 型車にアルミドア (5154) を, P4型から耐 Dent 性不足から鋼板に戻した	22)
		" P6 (Saloon) (1964)	フード, トランクリッド	5154			
		" 2000/3500 (1970)	" , "	2117	56~57		
		Land Rover (1948) Range Rover (1970)	フード(アウター), フェンダー, ドア (アウター), フロア, シートベース, リヤボデー	5251 5251		◦ 接合: スポット溶接, TIG, リベット, ボルト併用 ◦ 板厚: 0.9~2.0mm (1.2~1.6mm主力)	22)
	Martin Lagonda	Lagonda (1976?)	フード, フェンダー(前,後) ドア (前,後), ルーフ	NS3 (3003) SIC (1200)		◦ 成形: rubberdie press 及び hand make ◦ 試作車	23)
	Rolls-Royce	Camaruge (1975)	フード, トランクリッド, ドア, イクステリア, ダッシュボード	(5151?)		◦ 当時 \$9万 世界で最高値の車耐食, 軽量化が狙い, ロッカーパネルにアルミハニカム使用	22)
西独	Daimler Benz	Mercedes Benz (1955~) 190SL, 280SL, 300SL.	オールアルミボディ (フード, トランクリッド, ドア外)	Al Mg4.5 Mn0.3 (5182)		◦ スポーツカー	22)
	Porsche	Porsche 928 (1977~)	オールアルミボディ (フード, フェンダー, ドア外)	アウター AC120 インナー 5182	47	◦ スポーツカー アルミボディ 161kg, スポット溶接	24), 25)
イタリア	Alfa-Romeo	Alfetta Coupe G.T. (1976)	フード, ドア (インナー, アウター共)	2002 (Cu1.89, Mg1.02)	57.7	◦ インナーをスチールとしたものとも比較 (軽量化24.7%) ◦ スチール側処理 Znメッキ ◦ 接合: クリンチ, リベット	22), 26)
		E.S.V.R. S.V.A.R (1983)	フード, ドア (前, 後) トランクリッド, 下部パネル	6009, 5454 5052	67	◦ 試作車: アルシァシュッド (1500cc) をベースにアルミ化 ◦ 性能維持, 現有技術利用, 安全・燃費向上 ◦ 板材ホイール, 軽量化50%	27)
スウェーデン	Volvo	Volvo 760 G.L.E (1984)	フード, サンルーフ	アウター 6009-T4 インナー 5000系		◦ 2036-T4 プレス性, 表面処理良くなく 6009へ ◦ 6009塗装後強度充分 (2036相当)	16)
米国	G. M	Toronada (1975) (Oldomobil)	フード, トランクリッド (インナー)	5085	-32.5 lb	◦ G.M社として初めてアルミニウム合金板をインナーパネルに採用	28), 29)
		Delta 88 Royale (1977)	フード	2036-T4	53	◦ ヒンジ 5182~0 製	29)
		Corvette (1974)	オールアルミボディ (フード, トランクリッド, ドア, ルーフ外)	2036-T4	39	◦ Reynolds Metals 社と共同試作 ◦ バンパー, フロント, リヤ構造 ダッシュボード全般	30), 31)
	Ford	Versailles (1982)	フード (インナー, アウター共)	アウター 5182-SSF インナー 5182-0			3)
	Chrysler	Plymouth Feather Duster (1975)	フード (インナー), トランクリッド (インナー)	5182	フード -11.7 lb リッド - 8.0 lb	◦ 接合: ヘム接着併用	29), 32)

1950～1980年頃の代表的実例^{31)22)～32)}をまとめて示す。Martin Lagonda 社 Lagonda のアルミニウム合金3003及び1200を用いた手造りに近い試作車から、Reynolds Metals 社との共同試作車 (図14) でオールアルミボディのG.M Corvette (1974年), 及び Daimler Benz 社の300 SL (1955年～) のオールアルミボディ車など, 欧米各自動車メーカー及びアルミニウムメーカーは, この時期にアルミボディ造りに, 多くの経験とその適用技術 (合金開発, 成形, 接合, 耐食処理等々) を, その当時なりに修得し, 蓄積を重ねて来たといえる。

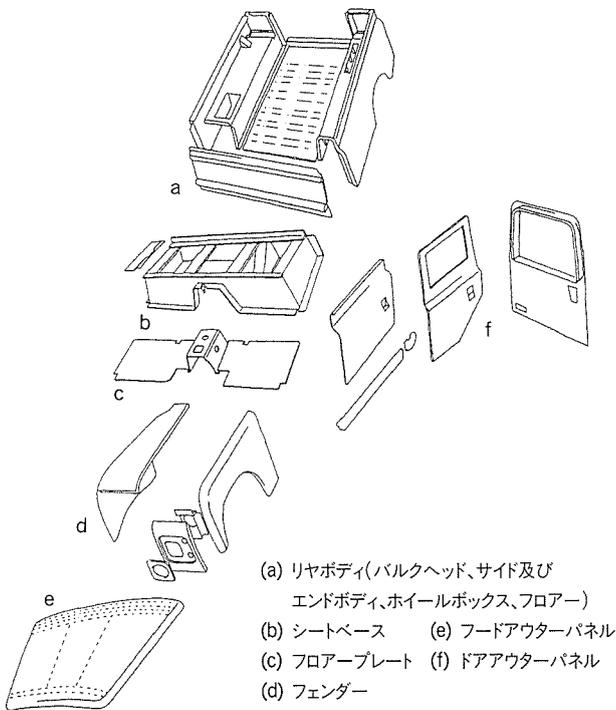
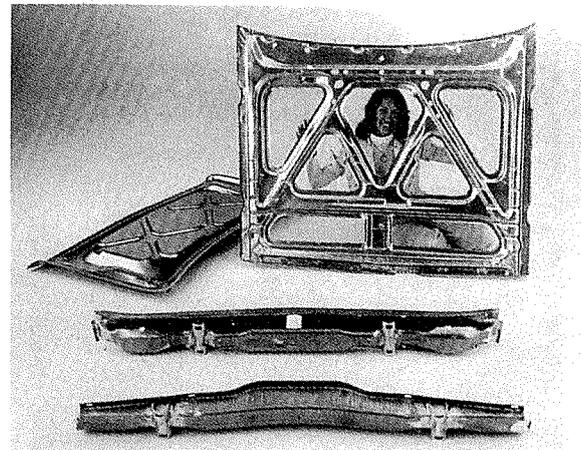
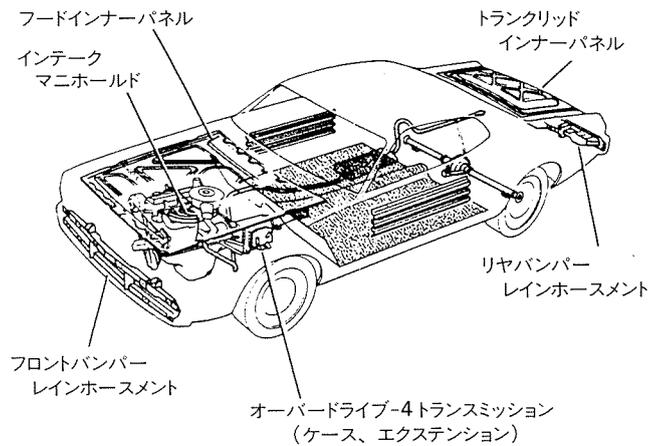


図11 プリティッシュレイランド社
Land Roverのアルミニウム部位²²⁾



(a) アルミニウムフードインナーパネルとトランクリッドインナー
パネルで20lbs(9kg)軽量化、アルミバンパーで47lbs
(22kg)軽量化



(b) アルミニウム構成部位
アルミニウムプレス部品、鋳造部品の採用で標準型に
比べ150lbs(68kg)軽量化

図13 クライスラー社Plymouth Feather Duster
及びDodge Dart Lite (1975年)²⁸⁾

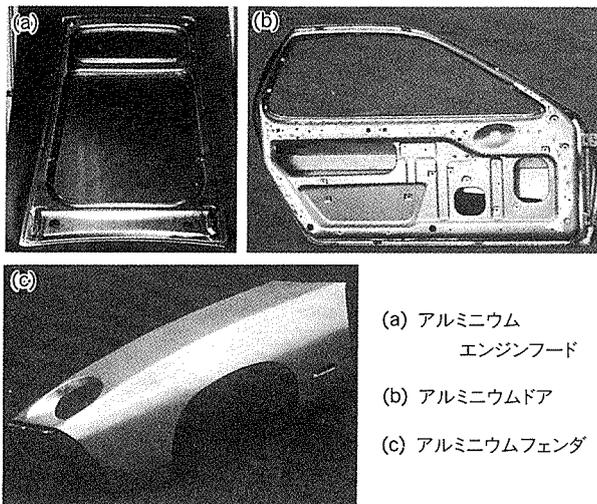


図12 Porsche928のアルミボディ部品²⁴⁾

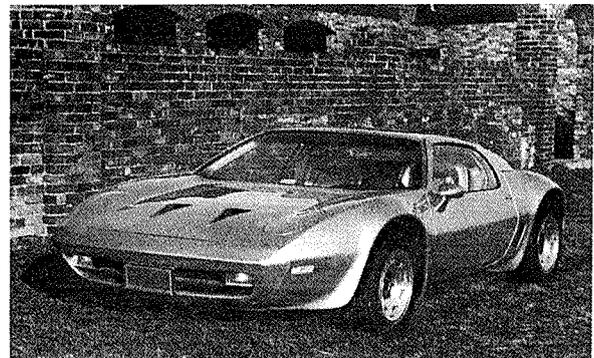


図14 オールアルミニウム車体のchevrolet corvette
(レイノルズメタル社・G.M社共同試作, 39%軽量化)³¹⁾

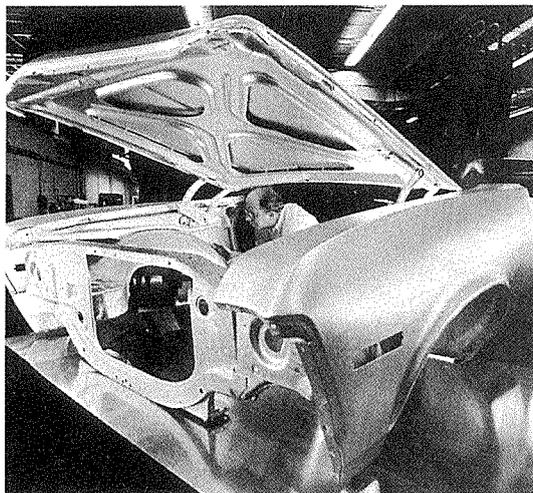


図15 オールアルミニウム車体の Oldsmobile Toronado (195年)：鋼製車体 139 lbs(63kg)に比べアルミニウム製 501 lbs(23kg)³²⁾

最近のアルミ化の状況のまとめとして、表11に1988～1990年の国際モーターショーでの展示、並びに市販のアルミボディ車を示す^{17)33)～42)}。また、Ford社はこの程1991～1992年型マーキュリー・マーキス及びクラウン・ビクトリアのフードのアウトーパーネルに、アルミニウム合金

(2036-T4)の採用を決定している⁴³⁾。

我が国でも、オイルショック直後当時、ボディパネルのアルミ化の検討が行われ、ボディシート用合金30-30(引張強さ300N/mm², 伸び30%, Al-Mg-Zu系GZ45)など材料開発が進められ⁴⁾⁴⁴⁾, 一応の評価を得たが、コストの理由等から実用に至らなかった。1980年頃から再び検討され、1984年のマツダ社ニューサバンナRX-7のフードのアルミ化が量産車の第1号である³⁶⁾。その後、同じくマツダ社のユーノスロードスター(MX-5, 1989年)のフード³⁷⁾に続き、日産自動車社フェアレディ300ZX(1989年)のフード³⁸⁾³⁹⁾, 同じくスカイラインGTR(1989年)のフード及びフロントフェンダを経て³⁹⁾⁴⁰⁾本田技研工業社NSXのオールアルミカーが出現し⁴¹⁾⁴²⁾, 世界に肩を並べ、かつ先行さえうかがえる。なお、NSXは車体構造のアルミ化に積極的な努力が払われ、ボディに210kgのアルミニウム合金を採用して、40%の軽量化(対鋼製ボディ)を得ている。また、エンジン、足廻り部品等にも多くのアルミ鋳鍛品が採用されており、車全体でのアルミニウム合金の使用量は約430kg, 使用率は31.3%と他に類を見ないものとなっている。

車両質量の中、大きい割合(約30%)を占めるホワイトボディのアルミ化はこれからであり、乗り越えるべき課題も多いが、一層加速されるものと見られる。

表11 最近のAUTO-SHOW展示及び市販のアルミボディ車¹⁷⁾³³⁾

国名	メーカー名	車種名	アルミ化部位	使用アルミ材料	参考文献
西ドイツ	ボルシェ	928	フード、フェンダー、ドア	AC120 (6016), Al-Mg-Mn	17), 33)
	ベンツ	420SEC	フード、トランクリッド	Al-Mg-Mn	
イタリア	フェラーリ	テスタロッサ	フード、リヤフェンダー	AC120, 5000系	17), 33)
	ランボルギーニ	カウンタック	外板全部	5000系 6000系	
	ザガード	ステルビオ	外板全部	5000系 6000系	
英国	ACコブラ	コブラ	フロント外板	5000系	17), 33)
	ランドローバー	レンジ・ローバー VOGUE 3.9	前後フェンダー ドア・アウトパー、ルーフ	”	
スウェーデン	ボルボ	760GLE	フード、サンルーフ	5000系 6000系	17), 33)
		740GTE	フード	”	
		440ワゴン	バックドア	”	
米 国	G. M グラマン・オルソン フォード	キャデラック アランテ	フード、トランクリッド、ルーフ	AC120, 5000系	17), 33)
		L. L. V	外板全部	3000系 5000系	
		リンカーン タウンカー	フード	2000系 (2036)	
日 本	マツダ	ニューサバンナ Rx-7	フード、足廻り	5000系 6000系	36)
		ユーノスMX-5	フード、駆動系統、足廻り	”	37)
		ユーノスコスモ	フード	”	
		フェアレディZ	フード	5000系 6000系	38), 39)
		スカイライン GT-R	フード、フェンダー	”	39), 40)
本田技研	インフィニティ-Q45	サンルーフ	”		
	NSX	外板全部、足廻り	5000系 6000系	41), 42)	

注. 参考文献欄は本報にて追記

5. アルミコンセプトカー⁷⁵⁾

5.1 アルミコンセプトカー

各種部品のアルミ化，材料置換による軽量化の段階から，車体構造そのものにアルミニウム合金を活用しての軽量化と個性ある車造りが世界各国で積極的に開発され，多くの試作車が発表されている。近年公表のアルミコンセプトカー（軽量化を目的とし，アルミニウムを多用し，アルミニウム部材構造に成る車）^{19)27)41)42)46)~74)}の概要を

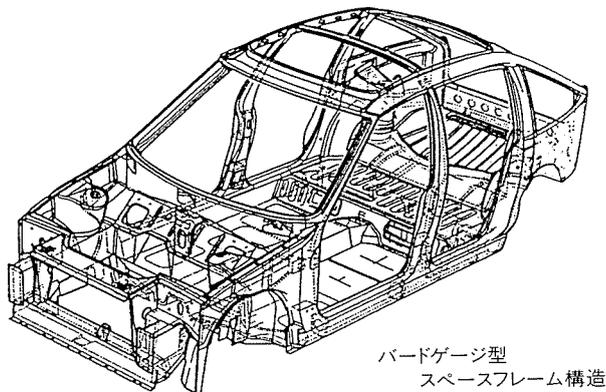


図16 ブリティッシュレイランド社 ECV-3のアルミニウム合金製車体 (ASVT方式)⁴⁶⁾

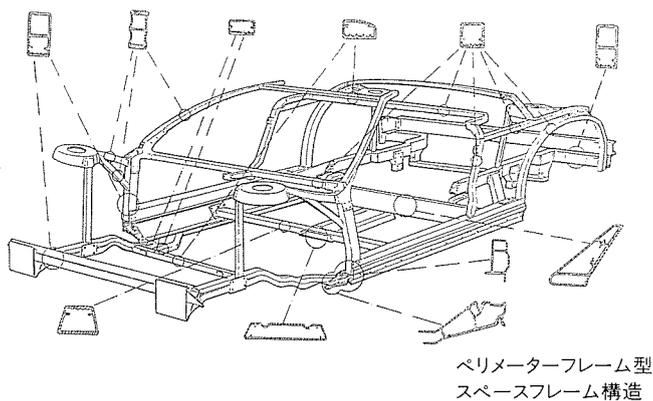


図17 Treser Roadsterのアルミニウム合金製車体および使用型材の断面形状⁵⁹⁾

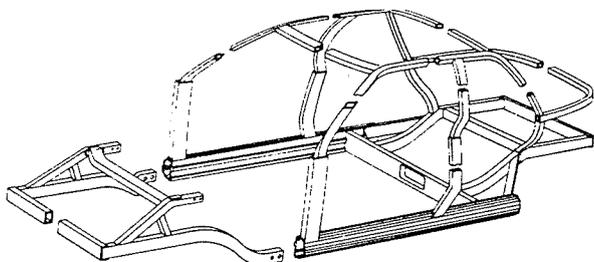


図18 フォード社 Probe Vのアルミニウム押出型材によるスペースフレーム⁶⁷⁾

表12¹⁷⁾⁴⁵⁾（次頁）に，その代表例を図16～25に，また，図26には代表的な車体構造様式⁵¹⁾を示す。

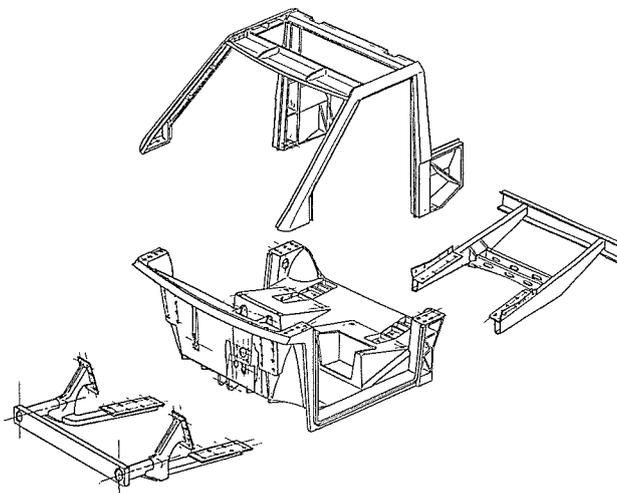
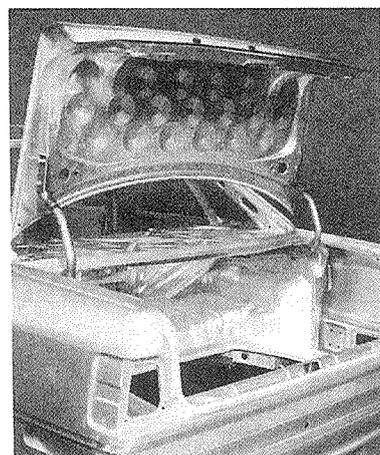
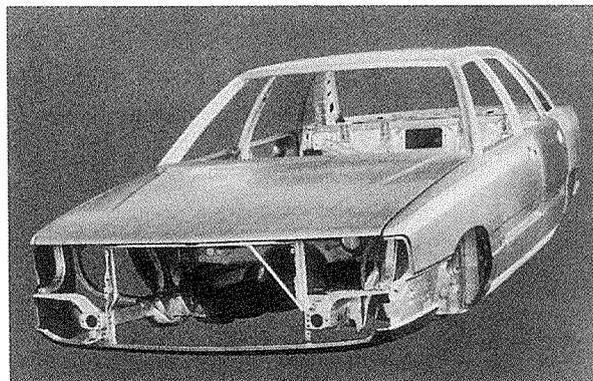


図19 ダイムラーベンツ社 city carの構造図 (アルミニウム合金鋳造製)⁶⁰⁾



(a) トランクリッドインナーパネル (デンプル加工)



(b) アルミニウム合金製ホワイトボディ (モノコック構造)

図20 Audi 100のwhite body (アルコア社・アウディ社共同試作)⁵⁶⁾

表12 近年公表及びAUTO-SHOW展示のアルミコンセプト車¹⁷⁾⁴⁵⁾

国名	メーカー名	車種名	アルミ化内容	軽量化	特記事項	参考文献
英国	B. L. T (GAYDON.T.)	ECV-3	①アルミ板の骨組 (スペースフレーム)	約50%	①ALCANのASVT法による組立 (ウエルドボンド法) ②外板, プラスチック ③合金 5000系, 6000系 5251, 5052, 5454, 6009	46)~49)
		MGEEx-E	①アルミ板・型材の構造			50)
		BertonX 1/9	①アルミ板の骨組	33		49), 51)
		Austin Metro	①アルミ板の骨組	46		49), 51), 52)
西ドイツ	ボルシェ	Porsche 9 2 8	①ドア, フード, シャーシ	39.9	①スポット溶接 ②6000系 ①ALCOAと共同開発 ②接着, リベット, クリンチ組立 ③合金 6009, CW51 ①HYDRO ALと共同開発 ②合金 6063-T 6 ③ジョイント金物, 接着, リベット MIG溶接組立 ①低圧鋳造 2 t ②合金 A357 (Al-7si-0.6Mg)	53)~55)
	Audi	Audi 1 0 0 5 0 0 0	①オールアルミ板モノコック構造	(外板) 56 (主構造) 43		56), 57)
	W. TreserAuto	トレッサ ロードスター	①アルミ型材+プラスチック パネルによるスペース フレーム構造			58), 59)
	ダイムラーベンツ	シティカー	①アルミ鋳物キャビン			60), 61)
イタリア	アルファロメオ	ESVAR SVAR	①フード, ドア バンパー, ホイール	67	①MIG溶接 ②合金 6009-T4, 5454-0 ①ALCAN ASVT法による組立 ②接着, リベット ③合金 5000系	27)
	フェラーリ	F 4 0 8	①アルミ板の骨組 (センターセル)	30~40		62), 63)
スウェーデン	ボルボ	LCP-2 0 0 0	①アルミフレーム, フロアバン	49.7	①ウエルドボンド法 溶接点数 4000 → 500 ②合金 6061-T4, 6009-T4 (フロアバン) ③マグネ部品多用 (50kg, 7%) ④外板プラスチック	64), 65)
米 国	G. M	コルベット	①サスペンション鋳造部品 ②ドライブサポートビーム		①6061-T 6 鍛造品 ②6061-T 4 板プレス T 6 処理 ③鋳鍛, 板管各種Al部品44点 ①Reynolds ALと共同開発 ②フレーム 8 モジュール, モデル チェンジ多様化対応 ③ジョイント金物, MIG溶接 ④外板プラスチック	66)
	Ford	Probe V	①アルミ型材の骨組 (スペースフレーム)	30		67)
日 本	マツダ	コンバーチブル	①アルミ型材の骨組 (スペースフレーム) ②アルミハニカムでフロアー, ダッシュパネル		①住友軽金属と共同開発 ②MIG溶接 ③合金 6000系 ④ろう付ハニカムパネル BA23PC, BA11PC ⑤曲げ, ねじれ剛性大巾改造 ⑥外板プラスチック ①溶接, ボルト, リベット組立 ②合金 5000系, 6000系 ③外板プラスチック ①接着, スポット溶接 ②合金 5000系, 6000系 ③剛性スチールと同等設計	68), 69)
		AZ 5 5 0	①アルミ型材の骨組			70), 71)
	ダイハツ	TA-X80	②アルミハニカムでフロアー, バルクヘッド, ダッシュパネル ①アルミ型材, 板の構造 ②アルミハニカム, バルクヘッド	40		19), 72)
	本田技研	NSX	①オールアルミ板 モノコック構造 ②シャーシ, 足廻りアルミ 鋳鍛品多用	40		41), 42), 73)

注. 参考文献欄は本報にて追記

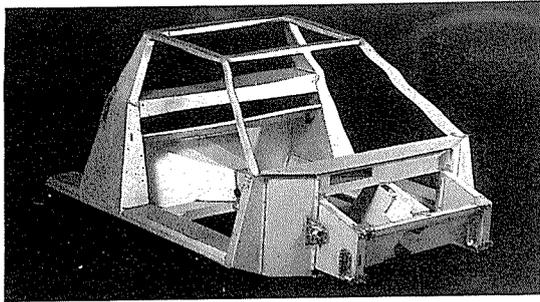


図21 フェラーリ社 F408のセンターセル (ALCAN社・フェラーリ社共同試作車, ASVT方式)⁶²⁾

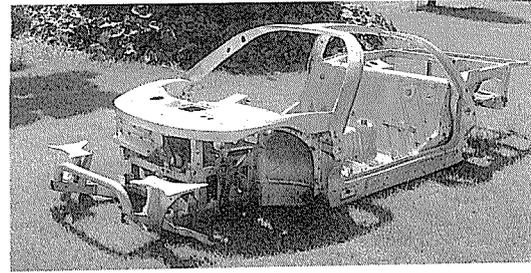


図22 ダイハツ社TA-X80：アルミニウム合金板プレス材及びハニカムパネル(接着)によるスペースフレーム (質量123.5kg), 40%軽量化¹⁹⁾

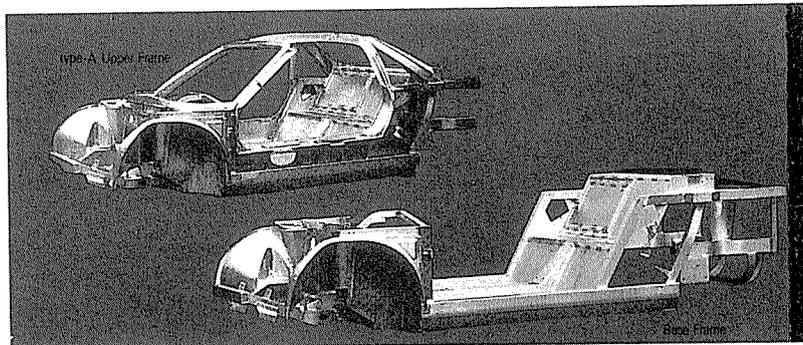
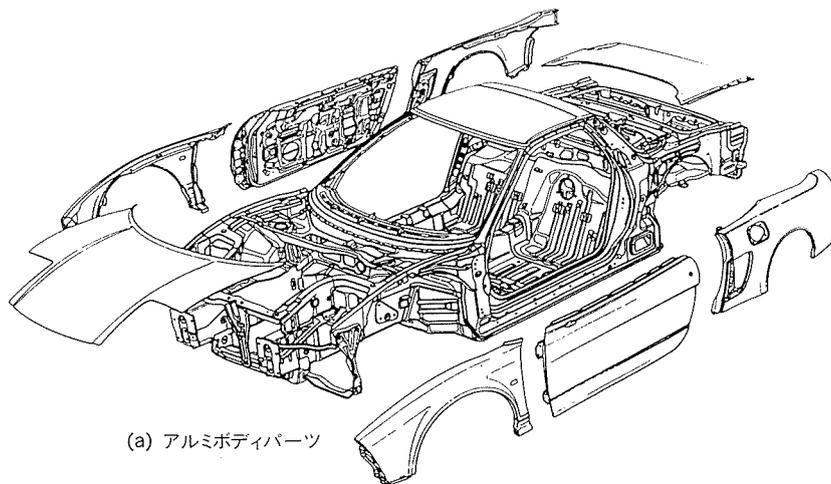
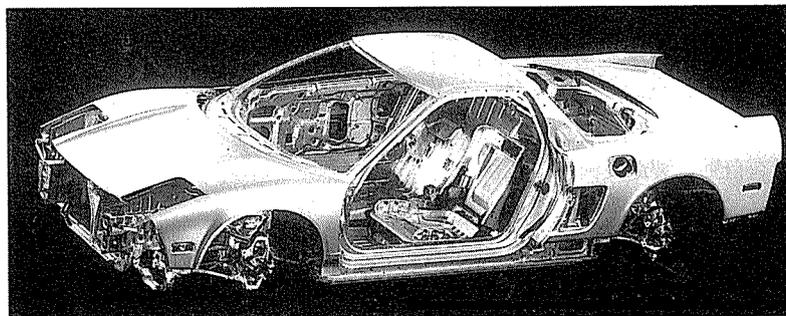


図23 マツダ社AZ550のアルミニウム合金製スペースフレーム及びシャーシフレーム (アルミニウム合金板プレス材, 押出形材, ろう付ハニカムパネル使用)⁷⁰⁾

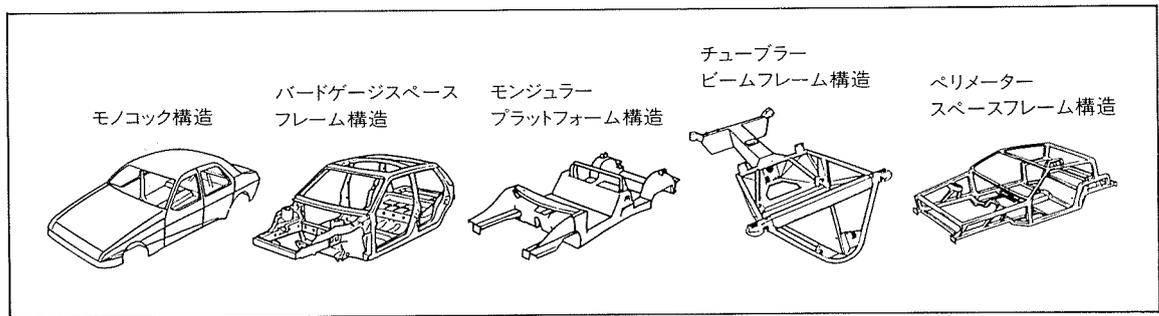
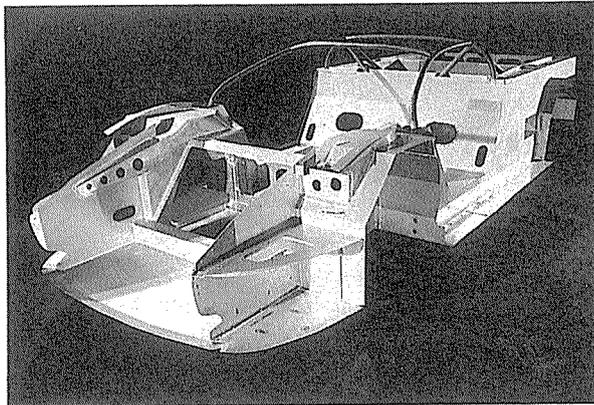


(a) アルミボディパーツ



(b) NSX オールアルミノコック構造

図24 本田技研工業社NSXのアルミホワイトボディ (アルミニウム合金板プレス材押出形材, 鋳鍛品, 全体で430kg使用, 40%軽量化)⁷³⁾

図26 車体構造型式⁵¹⁾図25 ジャガー社 XJ220 Rohbanのスペースフレーム
(アルミニウム合金板プレス材及びハニカムパネル
(接着)使用, ASVT方式)⁷⁴⁾

車体構造的には、モノコック構造とスペースフレーム構造が見られる。材料的には、板材のプレス部材、押出型材の曲げ部材、大型鋳物などを主体に、継手にはダイカスト品が、更に構造材としてハニカムパネル（接着、ろう付）の活用が見られるなど、様々な形態の部材が出そろっている。軽量化率も40～50%と大きく、ほぼ計画値に達しているようである。これら車体構造様式と適用材料形態の組み合わせをまとめると、表13⁷⁵⁾のようである。

車体の組立て、接合には、種々の方法が検討され、開発されつつあるが、ALCAN社がGayton Technology社と共に、Austin Metro社、Ferrari社等の自動車メーカー数社との協力を得て技術開発を進めているASVT (Aluminium Structured Vehicle Technology) は、接着を主体にスポット溶接、メカニカル接合等の併用による接合法であり、かつ、現有自動車製造設備を流用する量産方式としている点がすぐれている^{46)49)51)52)62)75)~77)}。図27にその製造システムの流れを示す⁷⁶⁾。

アルミ押出型材を主体としたスペースフレーム構造の車体は、フレームのモジュール化、車体デザインの変更の容易さから、多種少量生産車、個性化を満たす車に適し、コストの面からも将来有望と見られる。その特長を表14⁷⁵⁾に示す。

表13 軽量コンセプトカーの構造様式と材料形態⁷⁵⁾

1. モノコック構造
◦ 板材プレス部材
Porsche 928 (西独), Audi 100, 5000 (西独)
Austin Metro (英), Bertone X1/9 (伊),
ホンダNS-X (日本).
2. スペースフレーム構造
◦ 板材
B.L.ECV-3 (英), Volvo LCP2000 (スウェーデン),
Pontiac Fiero (米), Ferrari 408 (伊).
◦ 押出型材
トレーサーロードスター (西独), MGX-E (英),
Probe.V (米).
◦ 大型鋳物
ダイムラーベンツ シティカー (西独).
◦ 板材+ハニカムパネル (接着)
ジャガー-XJ-220 (英).
◦ 押出型材+ハニカムパネル (接着)
マツダコンパチブル (日本).
◦ 板材+押出型材+ハニカム (接着)
ダイハツ TA-X80 (日本).
◦ 板材+押出型材+ハニカムパネル (ろう付)
マツダ AZ-550 (日本).

表14 アルミスペースフレーム構造の特長⁷⁵⁾

No.	特長	メリット、キーポイント等
1	他品種少量生産に適する モデルチェンジが容易	車の差別化、個性化
2		
3	大型プレス設備等不要	節投資
4	部品点数の減少	任意断面型材の選択
5	製作工数低減、製期短縮	適正接合法の選択
6	トータルコストダウン	少量生産可能
7	軽量化40～50%と大きい (対鋼製車)	燃費向上

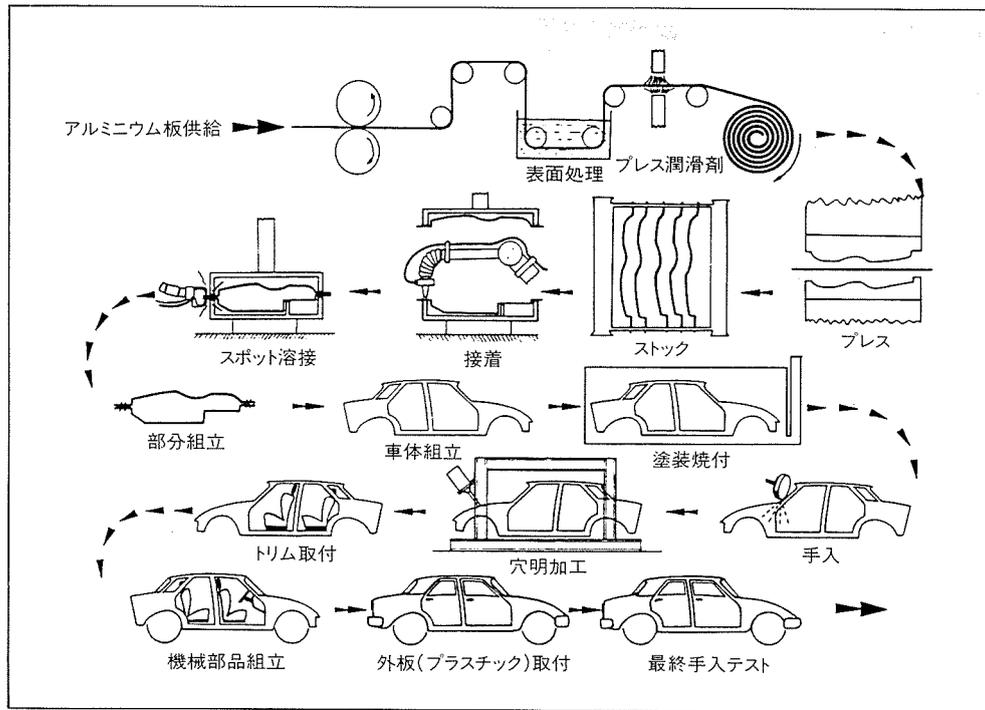


図27 アルミニウム車体-プラスチック外板車の製造工程 (ASVT方式)⁷⁶⁾

5.2 スペースフレーム用アルミニウム合金

スペースフレーム用アルミニウム合金は、一般に現有的中強度のアルミニウム合金で十分であることが、ALCAN社、ASVTによる数々の試作車についての評価、並びに有限要素法による構造解析で認知されている^{62)78)~82)}。

板材では5052, 5182, 5251, 5454, 及び6009合金など、耐食性にすぐれ、加工性の良い合金が適用される。

押出型材については、その最大の特長は目的に合った断面形状が自由に設計し得ることであり、主にホロー型で、薄肉化、適性強度、他部材との組み合わせ及び接合を考慮した断面形状の選択設計がキーポイントとされる。

合金としては、輸送車、鉄道車両用アルミニウム合金(主に6000系)などが適用されるが、なお一層の薄肉化、強度向上が望まれる一方、押出性、耐食性の向上をも満たすアルミニウム合金の開発が必要である。表15に代表的なスペースフレーム用アルミニウム合金を示す^{75) 83)84)}。

ハニカムパネル材の車体構造材としての採用が見られるが(表13)、中でも、ブレージングシートをハニカムコア及び面板とした「ろう付ハニカムパネル」は軽量、かつ、高剛性のほか、曲げ加工等も可能なため、その活用が有望視される。図28にハニカムパネルの構造を、表16, 17に当社製のろう付ハニカムパネル材の特性例をそ

表15 スペースフレーム用アルミニウム合金の成分組成と機械的性質^{75) 83) 84)}

合金	成分組成 (%)									質別	機械的性質		
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Al	σ_8 (N/mm ²)		$\sigma_{0.2}$ (N/mm ²)	δ (%)	
Al Mg 系	5052	0.25	0.40	0.10	0.10	2.2 ~ 2.8	0.15 ~ 0.35	0.1	R	0	190	90	25
	5251	0.40	0.50	0.15	0.10 ~ 0.50	1.7 ~ 2.4	0.15	0.15	R	0	175	100	23
	5454	0.25	0.40	0.10	0.50 ~ 1.0	2.4 ~ 3.0	0.05 ~ 0.20	0.25	R	0	250	120	22
	5282	0.20	0.35	0.15	0.2 ~ 0.5	4.0 ~ 5.0	0.10	0.25	R	0	290	145	22
	5083	0.40	0.4	0.10	0.40 ~ 1.0	4.0 ~ 4.9	0.05 ~ 0.25	0.25	R	0	290	145	22
Al Mg Si 系	6009	0.6 ~ 1.0	0.50	0.15 ~ 0.6	0.20 ~ 0.8	0.40 ~ 0.8	0.10	0.25	R	T4	230	125	25
	6061	0.4 ~ 0.8	0.7	0.15 ~ 0.40	0.15	0.8 ~ 1.2	0.04 ~ 0.35	0.25	R	T6	310	275	12
	6063	0.2 ~ 0.6	0.35	0.1	0.1	0.45 ~ 0.9	0.1	0.1	R	T6	240	215	12
	6N01	0.4 ~ 0.9	0.35	0.35	0.50	0.4 ~ 0.8	0.3	0.25	R	T6	285	255	12
*	7N01	0.3	0.35	0.2	0.2 ~ 0.7	1.0 ~ 2.0	0.3	4.0 ~ 5.0	R	T6	260	295	15

注. * : Al-Zn-Mg系

れぞれ示す⁸⁵⁾。

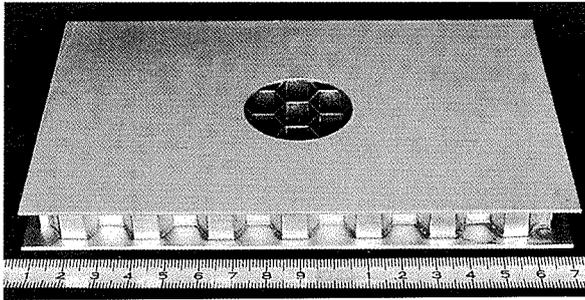


図28 ろう付ハニカムパネル

表16 ろう付ハニカムパネル特性例

コア	材 質	BA23PC	強 度 (N/cm ²)	
	箔 厚	0.25mm	圧縮強さ	510 ~ 530
セルサイズ	½ インチ	剪断強さ	L方向	305 ~ 325
			W方向	185 ~ 195
高 さ	12.7 mm	引張強さ		
材 質	BA11PC	725 ~ 755		
板 厚	1.2 mm			

表17 剛性比較結果⁸⁵⁾

項 目	ろう付ハニカムパネル	アルミニウム板	鋼 板
寸法 (mm) (幅×長さ×厚さ)	900×1800 ×26.6	900×1800 ×2.7	900×1800 ×1.0
重さ (g/cm ²)	0.73	0.73	0.79
曲げ剛性、EI (GN・mm ²)	19.50	0.098	0.0196
ねじり剛性、GJ (GN・mm ² /rad)	59.2	0.295	0.049

6. おわりに

欧米及び我が国に於ける自動車のアルミ化、特にアルミボディパネルの進展と動向、将来への展望につき概説したが、まとめると以下のごとくである。

(1) 欧米では、アルミニウムの電解精錬法の発明(1986年)後まもなくの1920~30年に、ボディパネルにアルミニウムの採用が見られる。

(2) 石油危機(1973年)以降、欧米では、部品のアルミ化が進められ、スペシャルティカー、ラグジュアリーカーなどのフード、フェンダ、トランクリッド、ドア等へのアルミニウム合金展伸材の適用の試みが多く見られ、適用技術の蓄積を重ねて来ている。

(3) 我が国では、鋳造部品、熱交換器部品等のアルミ化が先行し、アルミボディパネルへの本格的な試みは、1984年のフードへの採用からであるが、1990年には、オー

ルアルミモノコックボディカーが市販されるに至っている。

(4) 自動車のアルミニウム使用率は、1989年で約5%を示し、この10年間で3から5%へと順調に増加し、欧米、我が国共、同レベルにあると見られる。しかし、欧米では、展伸材の使用が我が国より多く、我が国では鋳物、ダイカスト品の使用が多い。

燃費向上、軽量化のニーズ拡大の背景から、今後のアルミニウム使用率の増大は加速される見通しにある。

(5) 車体そのものをアルミニウム材で構成する、いわゆるアルミコンセプトカーの試作検討は世界各国で進められている。アルミ製モノコックボディ及びスペースフレームの車体構造に種々の形態が出現し、将来の車造りの方向の一端を示している。

自動車の車体構造及びボディパネルへのアルミニウム材料の本格的な採用は、特に我が国では緒についたばかりであり、アルミニウム材料の果たすべき役割も大きく、その期待も大きい。アルミニウム合金の開発、特性の改善と共に、アルミニウム材料を使いこなす技術の開発、修得が急がれる。

通産省の1995年に於けるアルミニウム需要予測、中でも自動車分野へのそれは、1989年の約2倍の187万トンと大幅な予測がなされ、アルミニウム展伸材は38万トンと1989年の約2.5倍が見込まれている。従ってアルミニウム材料の供給面でも、地金の確保、価格の低価安定と共に、省資源、省エネルギーの見地からも自動車用アルミニウム材料の効率的なリサイクルシステムの確立が必至となろう。

参 考 文 献

- 1) 栗原雄毅, 千葉晃司: 自動車技術, 43-7 (1987), 51.
- 2) D. Kewley: SAE Tech. Paper, No.850103, (1985).
- 3) 綱谷俊男, 福井利安, 西村嘉彦: 本誌, 20 (1979), 62.
- 4) 宇野照生, 馬場義雄: 本誌, 21 (1980), 32.
- 5) 竹内勝治, 馬場義雄, 西村嘉彦: 本誌, 24 (1983), 56.
- 6) 宗藤修義, 西村嘉彦: 本誌, 27 (1986), 192.
- 7) 宇野照生, 吉田英雄: 本誌, 27 (1986), 198.
- 8) 渡辺勝典, 斎藤莞爾, 西村嘉彦, 伊藤秀男: 本誌, 30 (1989), 95.
- 9) 渡辺勝典, 西村嘉彦, 斎藤莞爾, 伊藤秀男: 住友金属, 41 (1989), 305.
- 10) H. Joliet: Aluminium, 63 (1987), 920.
- 11) J. A. McGoman: SAE Tech. Paper, No.750180, (1975).
- 12) E. J. Riston: Aluminium Today, Nov. (1989), 27.
- 13) Aluminium, 65 (1989), 930.
- 14) 桜井茂徳: 金属, 54-2 (1984), 46.
- 15) 小松 登: 軽金属, 35 (1985), 534.
- 16) 軽金属協会自動車委員会: 自動車部品のアルミ化調査報告, 第3回 (1988).

- 17) 細見彌重: 自動車技術会, 89-No.8 シンポジウム予稿集, 東京, (1990), 23.
- 18) N. Pennington: Modern Metals, 41-May (1985), 58.
- 19) 軽金属協会自動車委員会: 第28回東京モーターショウ出展結果報告, (1990), 16.
- 20) N. Pennington: Modern Metals, 46-Jan. (1990), 60, より引用.
- 21) 軽金属協会: 第10回自動車のアルミ化調査団報告書 (1987), 12, より引用.
- 22) L. R. Rakowski: Modern Metals, 32-Oct (1976), 37.
- 23) K. M. Loasby: SAE Tech. Paper, No. 780177, (1978).
- 24) H. E. Burst and E. W. Strehler: SAE Tech. Paper, No.780178, (1978).
- 25) Modern Metals, 38-May (1982), 22.
- 26) Metal Progress, 108-Nov. (1976), 22.
- 27) L. Maestriperi and M. Ricco: Alluminio, 52-10 (1983), 13.
- 28) L. R. Rakowski: Modern Metals, 31-Nov. (1975), 29.
- 29) Modern Metals, 33 (1977-2), 31.
- 30) K. F. Glaser and G. E. Johnson: SAE Tech. Paper, No.740075, (1974).
- 31) K. H. Miska: SAE Tech. Paper, No.780423, (1978).
- 32) Metal Progress, 107-May (1975),7.
- 33) 軽金属協会: 自動車のアルミ化調査団報告, 第8回 (1985), 第9回 (1986), 第10回 (1987), 第11回 (1988), 第12回 (1989).
- 34) N. Pennington: Modern Metals, 43-Mar. (1987), 67.
- 35) N. Pennington: Modern Metals, 46-Mar. (1990), 98.
- 36) 宗藤修義, 西村嘉彦: 日経ニューマテリアル, Apr.7 (1986), 63.
- 37) 日経ニューマテリアル, Sept.18 (1989), 72.
- 38) 山田克夫, 山岡成行, 栗原 隆: 自動車技術, 43-10 (1989), 84.
- 39) 日経ニューマテリアル, Sept.18 (1989), 63.
- 40) 伊藤修令, 田口 浩, 佐竹幸男: 自動車技術, 43-10 (1989), 128.
- 41) 小松泰典, 伊東孝紳, 新井彪雄, ほか3名: 軽金属学会第79回大会, 小山田賞受賞記念講演資料, 東京, (1990).
- 42) 伊東孝紳: アルトピア, 20-11 (1990), 27.
- 43) Metal Working News 紙, Aug.20 (1990).
- 44) 馬場義雄, 宇野照生: アルミニウム, No.579 (1978), 33.
- 45) 軽金属協会自動車委員会: アルミニウム・コンセプト・カーの調査報告, (1989).
- 46) ALCAN社: A. S. V. T. カタログ, (1988).
- 47) D. Scott: Automotive Engineering, 91-Apr. (1983), 55.
- 48) D. Kewley: SAE Tech. Paper, No.850103, (1985).
- 49) P. Sheasby and M. J. Wheeler.: 3. Internationales Symp. "Aluminium+Automobil" doc., Aluminium-Verlag, Düssel., (1988), 49.
- 50) Metal Bulletin Monthly, Dec. (1985).
- 51) M. J. Wheeler, P. G. Sheasby and D. Kewley: SAE Tech. Paper, No.870146, (1987).
- 52) P. G. Selwood, F. J. Law et al.: SAE Tech. Paper, No.870149, (1987).
- 53) H. E. Burst, H. P. Bäuerle and W. F. Thull: SAE Tech. Paper, No.830094, (1983).
- 54) H. Burst and W. Thull: Aluminium, 62 (1986).915.
- 55) W. Thull: 3. Internationales Symp. "Aluminium + Automobil" doc., Aluminium-Verlag, Düssel., (1988)41.
- 56) N. Pennington: Modern Metals, 42 (1986-2), 14.
- 57) F. Hasler: 3. Internationales Symp. "Aluminium + Automobil" doc., Aluminium-Verlag, Düssel., (1988),45.
- 58) J. N. Pennington: Modern Metals, 44 (1988-1), 10.
- 59) W. Gausmann: 3. Internationales Symp. "Aluminium + Automobil" doc., Aluminium-Verlag, Düssel., (1988),76.
- 60) K. Hoehl: *ibid.*, 61.
- 61) K. Hoehl: SAE Tech. Paper, No.890719, (1989).
- 62) A. Seeds and D. Nardini: SAE Tech. Paper, No.890717, (1989).
- 63) Automotive Engineering, 97-Dec. (1989), 36.
- 64) J. Pennington: Modern Metals, 40-Oct. (1984), 64.
- 65) A. Wickberg: SAE Tech. Paper, No.850418, (1985).
- 66) J. Bowe: Modern Metals, 39-Feb. (1983), 12.
- 67) C. Haddad: Light Metal Age, 45-Oct. (1987), 25.
- 68) K. Tobita, T. Hara, K. Namba et al.: SAE Tech. Paper, No.870147, (1987).
- 69) K. Namba, T. Baba, K. Tobita et al.: SAE Tech. Paper, No.870148, (1987).
- 70) ㈱マツダ: 第28回東京モーターショウ・カタログ, (1989).
- 71) 日経メカニカル, Dec.11 (1989), 42.
- 72) ダイハツ工業㈱: 第27回東京モーターショウ・カタログ, (1987).
- 73) 本田技研工業㈱: 第28回東京モーターショウ・カタログ, (1989).
- 74) J. E. Wheastley and P. Band: Aluminium, 65 (1989), 260.
- 75) 細見彌重: 自動車車体構造用アルミ材料・加工とその適用例, 住友軽金属工業㈱, (1990), 21, 24, 30, 31.
- 76) D. Kewley and J. E. Wheastley, : SAE Tech. Paper, No.870150, (1987).
- 77) A. S. Warren, J. E. Wheastley, W. F. Marwick et al.: SAE Tech. Paper, No.890718, (1989).
- 78) W. F. Marwick and P. G. Sheasby: SAE Tech. Paper, No.870151, (1987).
- 79) A. Seeds and P. G. Sheasby.: SAE Tech. Paper, No.870152, (1987).
- 80) D. Nardini and A. Seeds: SAE Tech. Paper, No.890716, (1989).
- 81) D. Nardini, I. J. McGregor et al.: SAE Tech. Paper, No.900795, (1990).
- 82) I. J. McGregor, A. Seeds: SAE Tech. Paper, No.900796, (1990).
- 83) 軽金属協会: 自動車のアルミ化技術ガイドー材料編, 第2版 (1990).
- 84) 軽金属協会: アルミニウムハンドブック, 第4版 (1990).
- 85) 中西 広, 難波圭三, 佐野啓路, 伊藤泰永: 本誌, 29 (1988), 218.

技術資料

自動車ボディ用アルミニウム合金板の特性

吉田 英雄* 平野 清一*

Properties of Aluminium Alloy Sheets for Auto Bodies

Hideo Yoshida and Seiichi Hirano

住友軽金属工業株式会社技術研究所

自動車ボディ用アルミニウム合金板の特性

吉田 英雄* 平野 清一*

Properties of Aluminium Alloy Sheets for Auto Bodies

Hideo Yoshida and Seiichi Hirano

Recently several aluminium alloys have been developed for auto body panels. In this review, firstly the required properties for the material sheets of auto body panels were summarized. In particular, tensile properties, stretch formabilities, bending and surface roughness of a sheet, springback, stiffness and dentability of a panel and so on were reviewed. Secondly, the characteristics of typical aluminium alloys, 5000 and 6000 series, were summarized. In the 5000 series, yield point phenomena, serration, stretcher-strain markings, high temperature oxidation and resistance to corrosion and stress-corrosion cracking were described; in the 6000 series, aging properties and paint bake hardenability were also described. Finally, aluminium alloys for auto body panels developed by Sumitomo Light Metal were mentioned.

1. はじめに

近年、自動車の軽量化に伴い、自動車ボディパネルのアルミ化が急速に進展している。このため、鋼板に匹敵する強度と成形性に優れたアルミニウム合金板の開発が求められている。

強度と成形性を満足する合金としては、Al-Mg系の5182合金の焼なまし材（質別記号：O）が用いられている。この合金をアウターパネルに用いる場合には、プレス成形時にAl-Mg合金焼なまし板に特有なストレッチャ・ストレインマークが生じるため、製造法を改良して、ストレッチャ・ストレインマークの発生を防止した5182合金が用いられている。現在、5182合金よりさらに高強度で成形性に優れた合金の開発が検討されている。

一方、5000系合金では塗装焼付後の強度が低いために、熱処理型合金も開発されている。最初に開発されたのは、Al-Cu系の2036合金の焼入れ材（質別記号：T4）である。この合金は、強度が高いためにアウターパネルに用いられているが、プレス成形後の塗装焼付処理で強度がやや低下する問題があり、成分調整により塗装焼付処理時に時効硬化させ、強度の向上を計った合金が開発された。2002、2008、2038合金がその代表例であり、いずれ

もAl-Cu-Mg系合金にSiが添加されている。最近では、さらに塗装焼付処理で著しく強度が増加するAl-Mg-Si系の6009、6010、6111及び6016合金が塗装焼付硬化型（ベークハード型）合金として開発されている。6009と6010合金はアルコアで開発された合金であり、インナーパネル用として成形性に優れた6009合金が、またアウターパネル用として強度の高い6010合金が推奨されている。6111合金はアルキャンで開発された合金で、6010合金に近い強度を有し、特に、曲げ性に優れているといわれている。また、6016合金はアルスイスで開発された合金で、6009、6010合金よりも優れた成形性を有する合金として欧州で用いられている¹⁾。これらの6000系合金の塗装焼付温度はいずれも200℃近傍であるが、将来、塗装焼付温度が低下する方向にあるため、170℃あるいはそれ以下の温度で焼付硬化する合金の開発が求められている。

当社は、既に自動車ボディパネル用として高強度高成形性を有するAl-Mg系のGZ45を開発して、国内で最初に量産車に採用された実績がある。この合金は5182合金より強度と成形性が優れた合金である。最近では、GZ45合金の成形性をさらに改良したGC45合金なども開発し、量産車に採用されている。また、塗装焼付硬化型の合金に関しても、Al-Cu-Mg-Si系のCV15やAl-

* 技術研究所金属材料研究部

Mg-Si-Cu系のGV10合金を開発した¹⁾。最近では、これらの合金の成形性や塗装焼付硬化性を改良したSG12やSG08合金も開発した。

本報では、自動車ボディパネル用材料としての要求特性について、鋼板とアルミニウム合金板を比較して述べる。さらに、代表的なアルミニウム合金系並びに当社の自動車ボディパネル用アルミニウム合金板の特徴を紹介する。

2. 自動車ボディパネル用材料の要求特性

2.1 プレス成形性

プレス成形技術は、破断問題（耐破断性）、寸法精度問題（形状凍結性）、面形状精度問題（なじみ性）の三つから構成されているといわれている²⁾。破断問題では主として単軸引張成形性（伸び、 n 値、 r 値）、張出し成形性、曲げ性及び穴広げ性について、寸法精度問題では形状凍結性（スプリングバック）について、また面形状精度問題では面ひずみについて、それぞれ材料の観点からアルミニウム合金板の特徴を鋼板と比較して述べることにする。

2.1.1 材料強度と伸び

ボディパネル用材料としては、プレス成形性に優れ、軽量化の面から高強度であることが必要である。アルミニウム合金は合金組成及び調質により、引張強さを70～700N/mm²まで変えることが可能である。プレス成形で、伸びや張出し性が要求される場合には、非熱処理型合金（純アルミニウム、Al-Mn、Al-Mg系合金など）ではO材（焼なまし処理で軟化させた調質）が、熱処理型合金（Al-Cu、Al-Mg-Si、Al-Zn-Mg系合金）ではT4材（溶体化・焼入れ処理後、室温時効させた調質）またはO材が選ばれる。熱処理型合金のO材の場合には、強度を高めるために成形後焼入れが必要になる。図1には代表的なアルミニウム及びアルミニウム合金板のO材及びT4材の引張強さと伸びの関係を示す³⁾。比較として、軟鋼板のSPCCの引張強さと伸びを図中に●印で示した。軟鋼板の引張強さ300N/mm²、伸び42%と比べて、同強度のアルミニウム合金板の伸びは25%程度であるから軟鋼板より伸びが劣っているといえる。現在のボディパネル用アルミニウム合金も引張強さが300N/mm²前後の材料が選定されている。当社が最初に開発したボディパネル用合金GZ45は30-30合金とも呼ばれ、引張強さが300N/mm²、伸びが30%あり、従来のアルミニウム合金の伸びを向上させた合金である。しかしながら、一般にアルミニウム合金板は鋼板に比べて局部伸びが小さいために、成形においては局部変形を避けるような成形方法が必要である⁴⁾。

2.1.2 n 値、 r 値

加工硬化指数 n 値、塑性異方性指数 r 値は、引張試験から得られる指標である。一般に、 n 値が大きいほど均

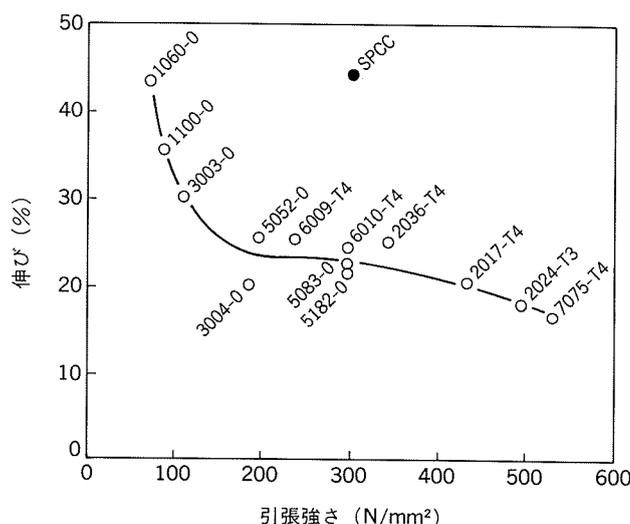


図1 代表的なアルミニウム合金板の引張強さと伸びの関係³⁾

一変形して張出しが容易で、 r 値が大きいほど深絞り容易であるといわれている。特に自動車用鋼板では、これらの値と成形加工限界との間に良好な相関が認められている。

n 値は、アルミニウム合金ではO材及びT4材で0.15～0.35であり、鋼板とほぼ同様な値を示している。 r 値は、アルミニウム合金では0.5～0.9の範囲にあり、鋼板に比べて小さい。アルミニウム合金の r 値は、合金の種類、調質及び強度が変化しても小さな変化しか示さず、鋼板と異なった挙動を示す⁵⁾。深絞り性の指標である限界深絞り比（LDR）はアルミニウム合金では2.0～2.2の間にあり、鋼板の2.1～2.3とほぼ同等である。アルミニウム合金の場合、LDRと r 値との相関は、合金や調質を一定とした場合には認められることがある。

2.1.3 張出し性

張出し性の評価は、通常、剛体ポンチによるエリクセン値で示されることが多い。また、球頭張出し試験（ドーム試験）によって、平面ひずみ領域での破壊挙動を調べることがある。その他、液圧バルジ試験での破断時のバルジ高さ H あるいはバルジ係数 ω^2 （ $\omega = H/a$ 、 a はダイス半径）を用いることもある⁶⁾。

非熱処理型合金の場合、エリクセン値はO材が最も大きく、冷間加工度が大きくなる程小さくなる。このエリクセン値の低下は、加工硬化に伴う伸びの低下とよく対応している。エリクセン値は、板厚、しわ押え力の程度、潤滑剤の種類により値が変わる⁷⁾ため、アルミニウム合金板での試験条件の標準化が必要になるであろう。エリクセン値は、引張試験での全伸びや絞りと比較的良好な相関があるといわれている。ドーム試験は、エリクセン試験におけるポンチ直径が20mmであるのに対し、この径を100mmと大きくしている。この試験では、ビードをつけて試験しているためにフランジ部での材料の流

れ込みを防止できる特徴があり、エリクセン試験よりも再現性が良いといわれている⁷⁾。この試験方法の場合にも、エリクセン試験と同様に潤滑剤の影響等について、検討が必要である。無潤滑の場合には、ポンチと試験片の間の摩擦によって試験片はほとんど動かないので、変形はポンチの肩の部分に集中し、最初にこの部分が破断し、平面ひずみに近い破断挙動を示す。潤滑が良好な場合は、変形が試験片中心部に集中するので中心部に破断が生じ、等二軸に近い破断挙動を示すといわれている⁸⁾。この試験装置を用いて、一定幅の短冊状の試験片を張出し試験し、最高荷重におけるドーム高さを限界ドーム高さ(LDH)として成形性を評価することも行われている。実際の自動車ボディのプレス成形時における割れの85%は、平面ひずみに近い状態で生じているといわれており⁹⁾、米国の自動車メーカーが鋼板の平面ひずみ状態の成形性評価として本試験法を用いている。アルミニウム合金の成形性評価に適用が可能かどうかを検討する必要がある。

液圧による円バルジ試験はドーム試験と異なり、試験片は摩擦のない状態で変形するので、試験片の中心部は等二軸変形に近い変形をする。また、ひずみが試験片全体に分布した状態で塑性変形が進み、中心部が最も大きく変形して破断を生じる。成形性の評価は、破断時の高さで行う。等二軸の変形から平面ひずみに至る領域をカバーするために数個の軸比の異なる楕円バルジ試験を行うこともある。これらの破断部近傍のくびれや破断の限界を測定して成形限界線図(FLD)を描くことによって、図2のように各種材料の成形性の比較を行うことができる¹⁰⁾。

2.1.4 曲げ性

材料が曲げ加工されるとき、曲げ部の外面では引張変

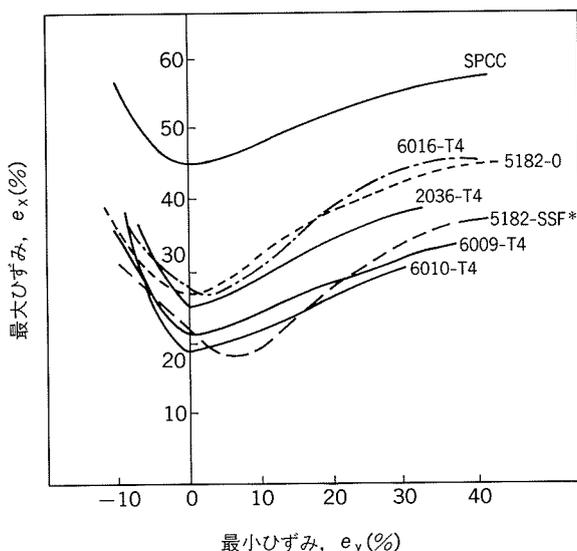


図2 成形限界線図¹⁰⁾

(*SSF: ストレッチャストレインマークが発生しにくい調質)

形を受け、内面では圧縮変形を受ける。材料の厚さが同じ場合と比較すると曲げ角度が大きくなるほど、また曲げ角度が同じ場合には板厚が大きいほど、曲げ部外面の引張変形が大きくなり、板厚の減少(くびれ)あるいは亀裂の発生などの曲げ欠陥を生じるようになる。このような欠陥を発生せずに曲げ得る限界を曲げ加工限界、あるいは最小曲げ半径と呼んでいる。この最小曲げ半径は板厚 t に依存する。比較的強度の低いアルミニウム合金のO材では鋼板と同様、 180° 密着曲げが可能であるが、板厚 $0.8\sim 1.2\text{mm}$ の5182合金では 90° 曲げが $0.5t$ 、 180° 曲げでは $0.5\sim 1.0t$ 程度の最小曲げ半径を必要とする。自動車ボディパネル用の6009や6010合金のT4材の 180° 最小曲げ半径は、それぞれ $0.5t$ 、 $1.0t$ である。したがって、アウトーパーネルに使用されるアルミニウム合金では、鋼板で行われているフラットヘミングは困難であり、ロープトヘム加工が行われている⁵⁾。

2.1.5 穴広げ性

自動車ボディのインナーパネルのプレスでは、打抜き穴を有するブランクの成形が行われる場合があり、伸びフランジ変形である穴広げ性も重要な成形特性である。アルミニウム合金板の穴広げ限界(限界穴広げ率)は、経験的には材料の伸びに対応している。自動車ボディパネル用アルミニウム合金板では約40%の穴広げ限界をもつが、鋼板の100%に比べると劣るので、打抜き穴の断面を滑らかにすることが重要である⁵⁾。

2.1.6 形状凍結性・スプリングバック性

形状凍結性は、成形負荷時の形状が凍結される性質であり、形状凍結不良は型の拘束を解放したときに生じる弾性的な回復現象である¹¹⁾。この現象の代表的なスプリングバックは、除荷時に曲げ成形時の降伏曲げモーメントが解放される際、材料が弾性的に元に戻ろうとする現象である。そのスプリングバック量は、材料の耐力が高い場合や弾性係数が小さくて弾性ひずみ量が大きくなる場合、あるいは曲げ加工時の曲げ半径を R 、板厚を t として R/t が大きくなる場合にいずれも大きくなる¹²⁾。アルミニウム合金板は鋼板に比べ弾性係数が約 $1/3$ であるため、スプリングバック量が多い。したがって、スプリングバック防止のためには、材料の面からは耐力を低くし、加工の面からは R/t を小さくすることが必要である。また、張力を付加することによりスプリングバック量を小さくできる¹¹⁾。

2.1.7 面ひずみ

通常、面ひずみとは部品形状が急激に変化する部位の周囲に発生する凹凸の落差が $20\sim 200\mu\text{m}$ の「ゆがみ」をいう。しわと面ひずみの分岐点は明確ではないが、面形状不良を形成する部分の断面プロファイルにおいて、山の高さ 0.2mm 以上が一般的にしわとして認知されている¹³⁾。面ひずみの不良は「官能検査」(目視、触感等)で行われているが、定量的には断面形状を測定して求めている。面ひずみやしわは、縮みフランジ変形やパンチ

面の不均一変形に起因した弾性的あるいは塑性的座屈が原因で生じる場合と、材料の過剰なあるいは不均一な流れによる肉余り・肉よりの原因で生じる場合とがあるとされている。

このような面ひずみやしわの対策として、ここでは、特に材料特性上の対策について、鋼板で得られた結果を紹介する。面ひずみは板厚が薄くなるほど、または高強度になるほど大きくなるといわれている。これは、降伏点が高いほど変形に要する応力が高いために、一般に弾性回復（スプリングバック）量も大きくなるためである。 n 値、 r 値に関しては、 n 値が大きいほどひずみ伝播性に優れているため、ひずみ分布の均一化と応力分布の均一化をもたらす、面ひずみを小さくすると考えられる。ただし、その影響は降伏点や板厚の場合ほど明確ではない。 r 値は大きいほど幅縮みが大きくなるため面ひずみの抑制には効果があるといわれている。材料特性上の対策以外に、製品形状での対策、工程と型設計・製作における対策、プレス技術対策がある。

2.1.8 表面性状

材料板表面の粗さ、表面潤滑の程度により成形性が左右されることはよく知られている。アルミニウム合金板も鋼板と同様に、ショットブラストとか放電加工で粗面化したロール面で圧延した梨地材が採用されている。最近では、レーザー光線で規則的に表面を粗面化したロールで圧延したレーザーダール仕上げアルミニウム合金板が、鋼板と同様に採用され、塗装仕上がりの鮮映性向上を目的に使われている。潤滑と成形性、表面性状に関しては、それぞれ本特集号の別の報文¹⁴⁾¹⁵⁾を参照されたい。

2.2 成形部品の要求特性

2.2.1 パネル強度・剛性

パネルは、外力によって座屈、あるいは破壊しない十分な強度を持つことが要求される。したがって、軽量化には強度の高い材料を使用することが有効である。また、パネルの剛性は、インナーパネルの形状によって大きく影響される。パネル剛性は、曲げ剛性とねじれ剛性に分けて考えることができ、これらは板厚よりも、インナーパネルのリブの配置、大きさ、形状等、リブの剛性によって大きく支配される¹⁶⁾。

2.2.2 張り剛性

自動車のアウターパネルは、インナーパネルによって部分的に支持されているにすぎない。したがって、外からパネルを押すとたわみを生じて、ボディの外観を損ないやすくなる。このたわみに対する抵抗を張り剛性と呼んでいる。たわみ量は、板厚の影響が極めて強く、板厚を t としたとき、 t^m ($m: 1.0 \sim 3.0$) に反比例するといわれている¹⁷⁾。また、パネルの曲率半径によりたわみ量は著しく変化する。張り剛性は、基本的には弾性変形内の現象であるので、材料の耐力や引張強さ等の強度特性とは直接には関係しない。しかし、実際には耐力が低いほど大曲面パネルの形状凍結性が向上し、より曲率半径

の小さいパネルが得られる。その結果として、耐力が低いほど張り剛性が向上する。アルミニウム合金は鋼板と比較して弾性係数が小さいために、たわみやすくなる。このため、アウターパネルの板厚を大きくしたり、あるいはインナーパネルのリブの間隔を小さくすることによって、張り剛性を高めることが必要となる。

2.2.3 耐デント性

デント現象は、何らかの原因でパネルに局所的な力が加わった場合の除荷後にくぼみ（デント）が残留する現象をいう。実際の車体ではドア等のアウターパネルを指や手のひらで強く押した場合、あるいは走行中に飛び石が当たった場合等に発生する¹⁸⁾。耐デント性は、材料の板厚、耐力、パネルの形状に影響される。板厚が薄くなるほど、また耐力が小さくなるほどデント深さは増加する。耐デント性は材料の強度の増加のみならず、加工硬化や加工後の塗装焼付処理時の加熱による材料強度の増加によっても向上する。また、パネルの形状と、その曲率半径の適正な選択や、たわみの節（パネルの曲率が急激に小さくなる点、ハイライト線等）の移動の制御等によっても向上させることができる¹⁷⁾。

3. 代表的なアルミニウム合金の特性

3.1 5000系（Al-Mg系）合金

3.1.1 強度と成形性

ボディパネル用アルミニウム合金として、日本で最も多く使用されているのは Al-Mg 系合金である。これは鋼板並の強度が得られ、成形性が優れていること、さらに耐食性が優れていることなどが理由としてあげられる。Al-Mg 系合金は Mg の固溶量が多く、固溶体硬化を示す。図 3 は、Al-Mg 系合金焼なまし材の Mg 量と引張性質の関係である¹⁹⁾。耐力は、Mg 量にほぼ比例し直線的に増加する。一方、伸びは、Mg 量の増加につれて一旦低下するが、2%添加を境にして上昇する傾向を示す。また、Mg 量の増加につれて引張強さと耐力の差

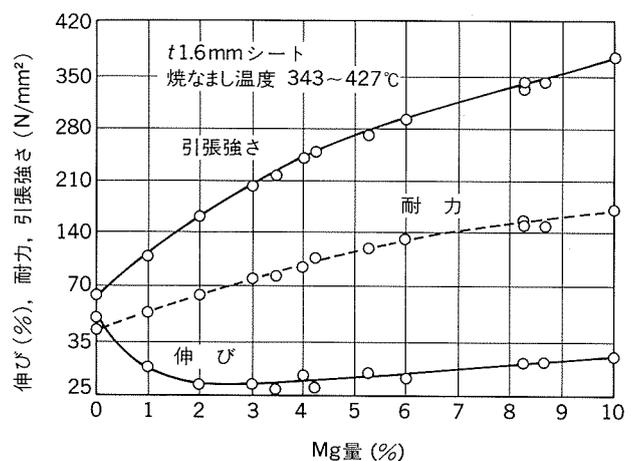


図 3 Al-Mg 二元合金焼なまし材の機械的性質¹⁹⁾

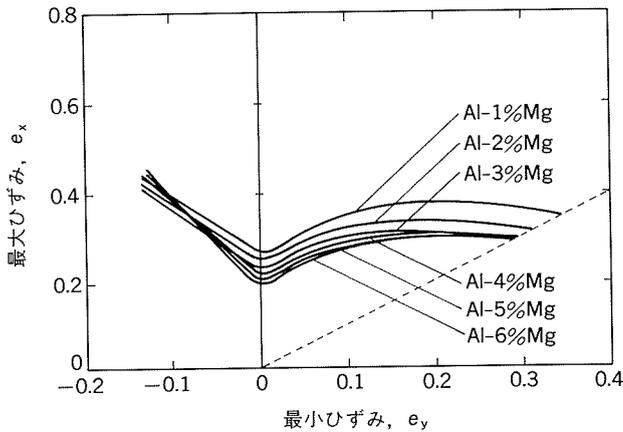
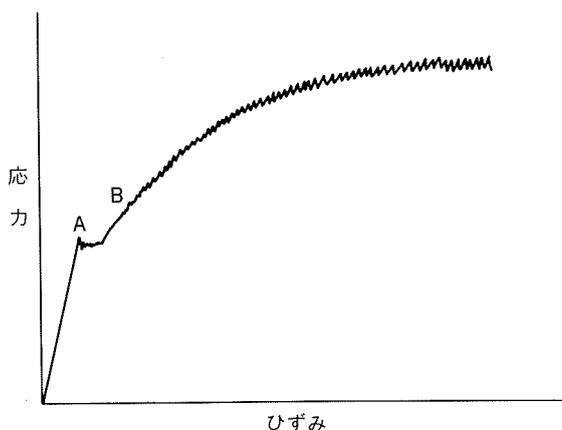


図4 Mg量と成形限界線図²⁰⁾

が大きくなっている。これは、加工硬化指数 n 値や一樣伸びの増加と相関がある。図4に、Mg量と成形限界線図の関係を示す²⁰⁾。二軸の張出し成形では、必ずしもMg量の増加と張出し性の向上は対応せず、むしろMg量が少ない方が高い張出し性を示すことがある。

3.1.2 降伏現象とセレーション

Al-Mg合金は、加工ひずみの増大とともに強度が高くなる加工硬化性を示す。この加工硬化速度は、純アルミニウムに比べて大きい。これは、溶質原子のMgが転位を固着して動的回復を遅らせることによる²¹⁾、この固着作用のために可動転位密度が減少し、図5のような不連続な変形挙動を示すことになる²²⁾。この図に示すように、降伏が起きると応力が一定あるいは低下して、再び加工硬化で増加する降伏(点)現象とリュウダース帯による変形の伝播を示す。変形がさらに進行すると、応力-ひずみ線図にセレーションと呼ばれるギザギザが現れる。セレーションは変形中という動的状態でひずみ時効が繰り返し現れたものでPL効果(ポルトヴァン-ル・シャトリエ効果)とも呼ばれている²³⁾。このセレーショ



A: ランダムマーク発生
B: パラレルバンド発生

図5 応力-ひずみ線図とひずみ模様に対応(模式図)²²⁾

ンの振幅はMgの濃度が高くなるほど大きくなる。

降伏現象やセレーションにより、板表面にはストレッチャ・ストレインマークと呼ばれるひずみ模様が観察されて、表面欠陥になる。図5に示すように、降伏現象で発生するマークをランダムマークとか火炎状模様と呼び、またセレーションで発生するマークをパラレルバンドと呼んでいる²²⁾²⁴⁾。図6に、ストレッチャ・ストレインマークの外観を示す²⁵⁾。いずれのストレッチャ・ストレインマークにおいてもこれを軽減ないしは防止するには、結晶粒を大きくすることが効果的である。しかし、あまり大きくなるとオレンジピール模様が発生し、肌荒れが生じやすくなる。ランダムマークの発生防止には、焼鈍後のスキンプascaレペラー矯正が効果的であり、実際の製造工程でも行われる¹⁵⁾。

3.1.3 変形応力のひずみ速度及び温度依存性

室温付近での変形応力は、図7に示すように、ひずみ速度が大きくなると同じか低下して、ゼロか負のひずみ速度感受性を示す場合がある²⁶⁾。また、全伸びに関しても、ひずみ速度の影響を受けることがあるために、ひずみ速度によっては伸びに数%以上の開きが出る可能性がある²⁷⁾。今後、ひずみ速度の範囲あるいは下限について取り決めをしていくことが必要になる。

セレーションの発生と負のひずみ速度感受性とは関係があり、変形温度の上昇とともに、セレーションはなくなり、ひずみ速度感受性指数 m 値は正となり増加を示す。図8は純アルミニウムとAl-Mg合金の変形温度を変えた時の応力-ひずみ線図である²⁸⁾。Mg量が多いほど高温では伸びが向上する。この高い伸びのために、難加工の部分に対しては200~300°Cでの温間加工による成形法も試みられている²⁹⁾。ただし、この場合も伸びはひずみ速度依存性があり、ひずみ速度が小さいほど高く

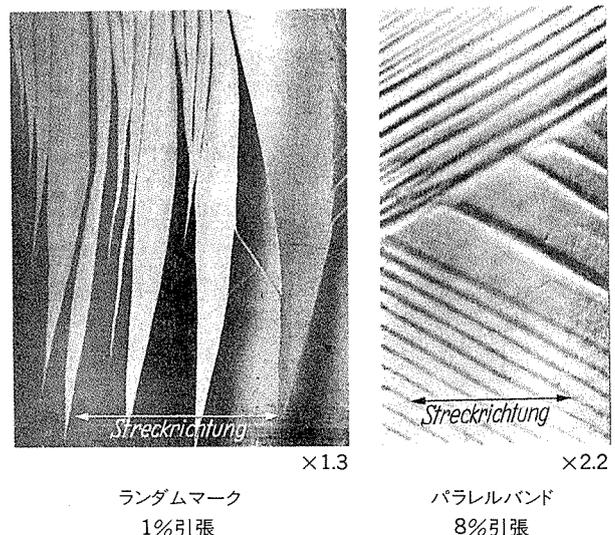


図6 Al-3%Mg合金のストレッチャ・ストレインマーク²⁵⁾
(両向き矢印は引張方向を示す)

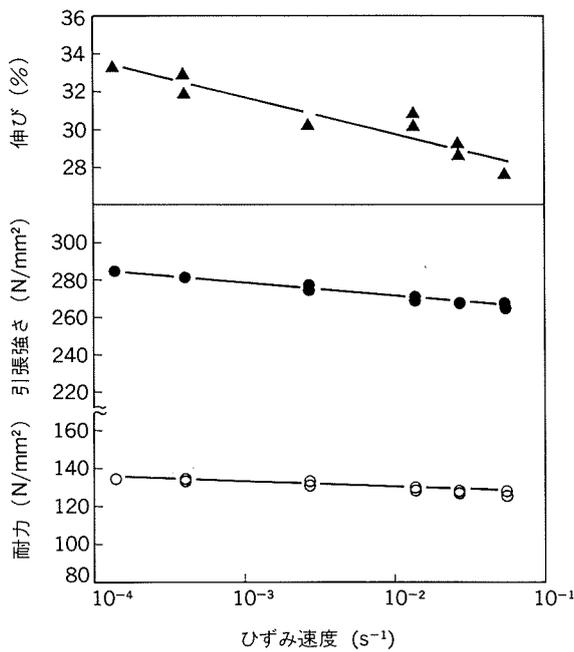


図7 Al-4.5%Mg系合金の引張特性のひずみ速度依存性

なる。また、結晶粒径を10 μmあるいはそれ以下に調整した場合には、高温（500℃前後）で超塑性現象を呈する³⁰⁾。

3.1.4 高温加熱時の酸化層の形成

Al-Mg合金は、高温で熱処理すると、板表面に酸化層が形成される。酸化時間が短時間であれば、Mgはアモルファス酸化皮膜γ-Al₂O₃にまで拡散して、γ-Al₂O₃を結晶性MgOと金属Alに分解する³¹⁾。さらに加熱が進行すると、MgOは凝集化してポーラスな酸化層になる。この酸化層の形成は、湿度の高い雰囲気では促進される。このような酸化層はスポット溶接性や塗膜との密着性に悪影響を与える場合があるので、酸化層を厚くしないように制御するか、あるいは酸洗などで酸化層

を除去することが必要である³²⁾。

3.1.5 耐食性・応力腐食割れ性

5000系合金の耐食性は、JISに準拠した塩水噴霧試験で評価するとピット（孔食）が生じにくく、塩水噴霧試験前後の試験片強度にも有意差が認められず、他の合金系に比較して良好であるのが特徴である。穴あき（貫通）腐食に対しては現用の鋼板の約10倍の耐食性があるので、鋼やステンレス鋼との電食がなければ、アルミニウム合金では穴あきによる腐食は問題ないと考えられている。また、塗装後の糸さび試験では、6000系合金よりも優れているといわれている。

応力腐食割れ性は、一般に3.5%以上のMgを含む合金を加工したままで使用する場合には考慮する必要があるといわれている³³⁾。このため、微量Cuの添加で耐応力腐食割れ性を向上させている。図9は、Al-4.5%Mg系合金の応力腐食割れ性に及ぼすCu添加の影響を示すもので、Cuが0.35%添加されると応力腐食割れ寿命が一桁向上する。

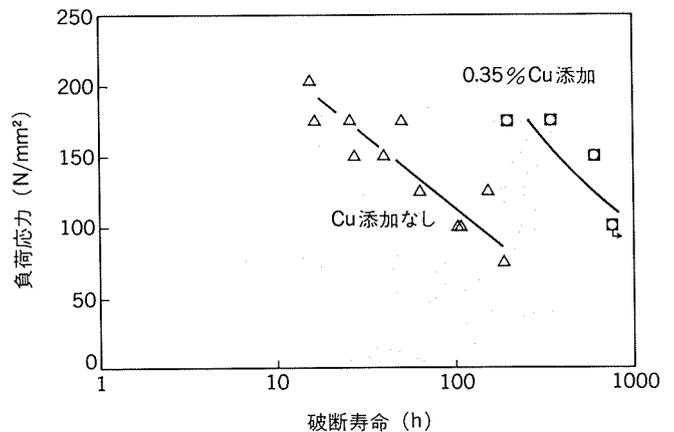


図9 Al-4.5%Mg系ボディパネル用合金の定荷重法による応力腐食割れ(SCC)試験結果(O材処理後冷間加工度30%、120℃-168hの鋭敏化処理した材料)

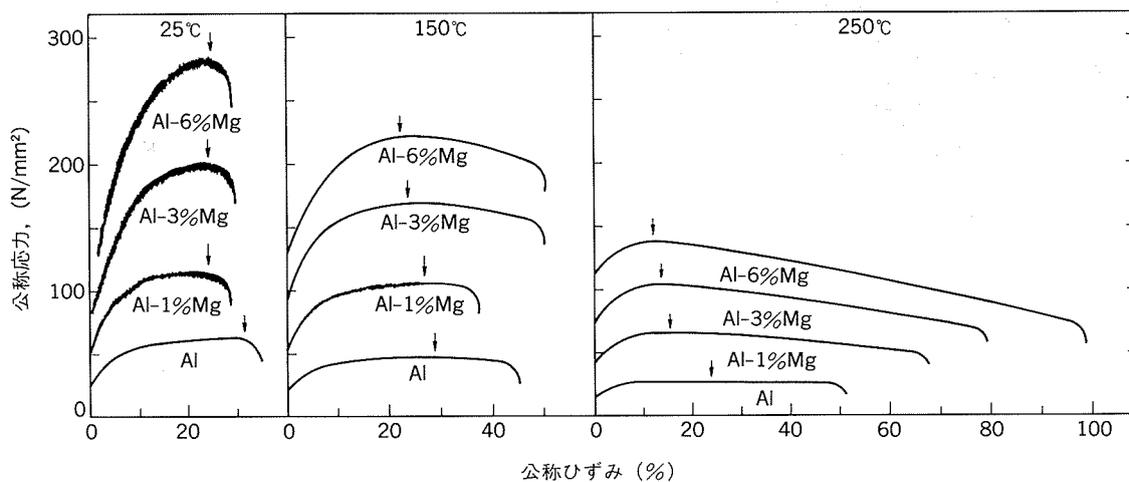


図8 高純度ベースの純アルミニウムとAl-Mg合金の公称応力-公称ひずみ線図(初期ひずみ速度 $2.9 \times 10^{-3} s^{-1}$ 、矢印は一様伸びが最大になる位置を示す)²⁸⁾

3.2 6000系 (Al-Mg-Si系) 合金

3.2.1 時効特性

6000系合金は、焼入れ焼戻し処理で高い強度が得られる熱処理型合金の一つである。熱処理型合金には、その他に2000系 (Al-Cu系), 7000系 (Al-Zn-Mg系) がある。6000系合金はこれらの合金に比べて、焼入れ後の室温時効での耐力の変化があまり大きくなく、成形性や耐食性も良いために自動車ボディパネル用合金としても用いられる。また、5000系合金と異なりストレッチャストレインマークが発生しない特徴がある。

6000系合金は、溶体化温度から焼入されると、過飽和固溶体となり、その後、相分解が生じる。室温付近でGPゾーンを形成する。温度が上がるにつれて、 β'' (針状GPゾーン, あるいは準安定相), β' (棒状準安定相) が析出し、さらに高温になると板状の安定相である β が析出する過程をたどる³⁴⁾。図10は、200°C時効材のTEM組織で、析出相は β' である。強度を高めるには、通常、人工時効を行って、 β'' や β' を析出させることが必要である。

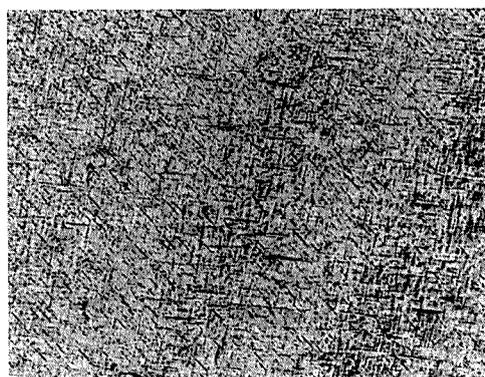
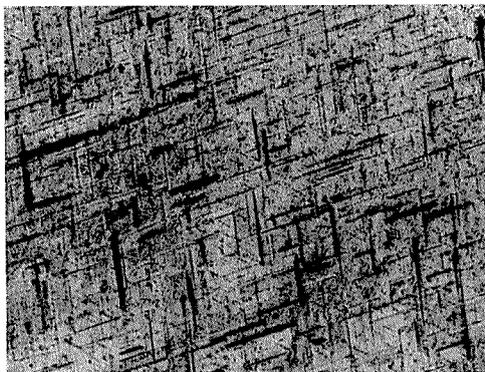


図10 Al-Mg-Si系合金の200°C時効材の析出状態：過剰Si型合金の方が析出物(β' 相)が微細になる

3.2.2 焼付硬化性

6000系合金-T4材は、高温時効で硬化するため、塗装焼付時に強度が増加する。図11は、6000系合金の塗装焼付硬化性 (耐力の増加) を5000系合金と比較して示す。

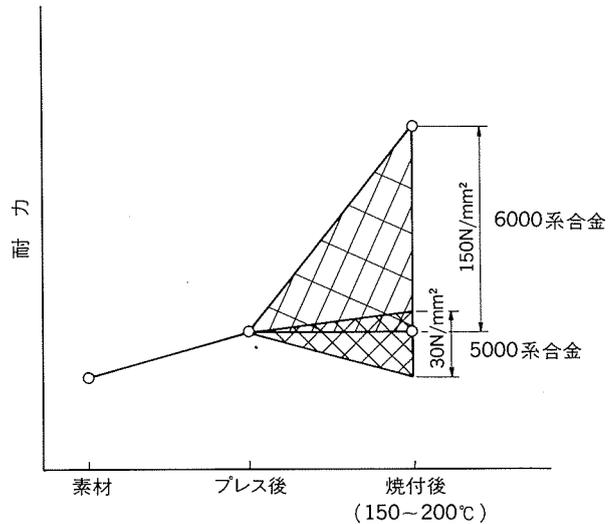


図11 塗装焼付後の耐力の変化の模式図 (耐力の変化量は、成分量や焼付条件によって変わる。5000系合金もCu量によって上昇する場合や低下する場合がある。)

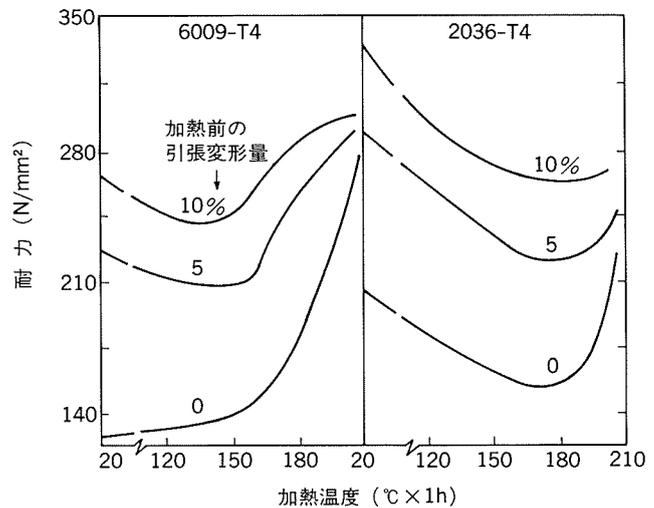


図12 6009合金と2036合金の耐力に及ぼす加熱前の引張変形量と塗装焼付温度の影響³⁵⁾

5000系合金の耐力は、塗装焼付後もほとんど増加しないか、むしろプレス後の耐力より低下する場合もある。これに対して、6000系合金では焼付温度によっては、耐力が焼付前に比べて150N/mm²程度向上する。一般に、時効硬化が速くなるのは180~200°C付近で、この温度領域で急激に立ち上がることが多い。図12は代表的な自動車ボディパネル用合金である6009合金の耐力に及ぼす塗装焼付温度の影響を示す³⁵⁾。参考までに2036合金も併せて示す。2036合金は、170°C近傍では復元した後耐力が向上するのに対して、6009合金は、180°C付近から急激に耐力が増加している。欧米では塗装焼付温度が200°C前後と高く、また、時間も1hと長いために塗装焼付時に硬化しやすい。しかし、日本では170°C前後と低く、時間も20minと短いため、耐力の向上はさほど望めない。

さらに、省エネルギーの観点から、より低温での塗装焼付けが行われる可能性があり、低温での時効硬化を速めた合金やプロセスの開発が必要になっている。

3.2.3 耐食性

耐食性については、5000系合金の場合と同様、塩水噴霧試験では質量減少も少なく、鋼板に比較して非常に良好と考えられる。しかし、Cuの多い6000系合金ではやや孔食が認められたり、糸さび腐食が5000系合金より劣るとの報告がある³⁶⁾。欧米では、6009や6016等の6000系合金が一般に使用されているが、ユーザーの要求の厳しい日本においては、さらに表面処理の工夫等により、糸さび腐食性の改良が求められている。応力腐食割れ性は、Mg, Si, Cuの添加量が多い高強度合金でなければ問題は無い。

4. 当社の開発合金の特性

当社が開発してきた合金には、非熱処理型合金では5000系のGZ45, GZ145, GC45, GC150及びGM245がある。熱処理型合金では6000系合金のGV10, SG12, SG08, 及び2000系合金のCV15がある。表1にそれらの当社開発合金の化学成分と機械的性質を示す。なお、参考までに、現在までに国内外で自動車ボディパネル用として開発されてきた合金の化学成分と機械的性質及び成形特性を、表2, 表3及び表4に示す。

4.1 非熱処理型合金 (5000系合金)

4.1.1 GZ45, GZ145合金 (Al-Mg-Zn系)

GZ45やGZ145合金は、Al-Mg-Zn-Cu系合金で、マツダ(株)殿のRX7のフードにボディパネルとして、

表1 当社ボディパネル用アルミニウム合金の機械的性質

合金系	合金	化学成分 (mass %)	引張強さ (N/mm ²)	耐力 (N/mm ²)	伸び (%)	n 値	r 値
5000系	GZ45	Al-4.5Mg-1.5Zn-Cu	300	150	30	0.29	0.68
	GZ145	Al-4.5Mg-1.2Zn-Cu	270	140	30	0.30	0.65
	GC45	Al-4.5Mg-Cu	270	140	30	0.30	0.67
	GC150	Al-5.0Mg-Cu	280	140	34	0.31	0.63
	GM245	Al-4.5Mg-Mn	270	130	28	0.30	0.70
	X652		255	130	32	0.34	0.62
	X654		245	110	35	0.35	0.59
	X663		280	120	35	0.31	0.80
	XA663		270	110	35	0.32	0.81
6000系	SG12	Al-0.5Mg-1.3Si	260	140	30	0.23	0.70
	SG08	Al-0.7Mg-0.8Si-Cu	280	150	28	0.23	0.70
	X660		215	110	33	0.25	0.65
	GV10	Al-1.1Mg-0.5Si-Cu	240	130	26	0.25	0.70
2000系	CV15	Al-1.9Cu-0.5Mg-0.5Si	320	160	25	0.25	0.70

表2 自動車ボディパネル用合金の化学成分規格

合金系	合金	化 学 成 分 (mass%)								
		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
2000系	2002	0.35-0.8	0.30	1.5-2.5	0.20	0.50-1.0	0.20	0.20	0.20	Rem.
	2008	0.50-0.8	0.40	0.7-1.1	0.30	0.25-0.50	0.10	0.25	0.10	Rem.
	2117	0.8	0.7	2.2-3.0	0.20	0.20-0.50	0.10	0.25	-	Rem.
	2036	0.50	0.50	2.2-3.0	0.10-0.40	0.30-0.6	0.10	0.25	0.15	Rem.
	2037	0.50	0.50	1.4-2.2	0.10-0.40	0.30-0.8	0.10	0.25	0.15	Rem.
	2038	0.50-1.3	0.6	0.8-1.8	0.10-0.40	0.40-1.0	0.20	0.50	0.15	Rem.
5000系	5182	0.20	0.35	0.15	0.20-0.50	4.0-5.0	0.10	0.25	0.10	Rem.
	X5085	0.30	0.40	0.15	0.20	5.8-6.8	0.20	0.20	0.10	Rem.
6000系	6009	0.6-1.0	0.50	0.15-0.6	0.20-0.8	0.40-0.8	0.10	0.25	0.10	Rem.
	6010	0.8-1.2	0.50	0.15-0.6	0.20-0.8	0.6-1.0	0.10	0.25	0.10	Rem.
	6111	0.7-1.1	0.40	0.50-0.9	0.15-0.45	0.50-1.0	0.10	0.15	0.10	Rem.
	6016	1.0-1.5	0.50	0.20	0.20	0.25-0.6	0.10	0.20	0.15	Rem.

国内で最初に使用された合金である。GZ45は、引張強さが300N/mm²と高強度で30%の大きな伸びが得られる³⁷⁾。しかしながら、Zn量が多いと室温時効硬化して耐力が増加するため、室温で数カ月保管した材料をプレスすると、短期間保管後でプレスした場合と形状凍結性が異なってきたり、場合によっては割れが発生しやすくなる。このため、Zn量を低下させて室温時効を抑制し、形状凍結性を向上させたGZ145が開発されている。

4.1.2 GC45, GC150合金 (Al-Mg-Cu系)

GC45合金は、室温時効硬化を完全に抑制するために、GZ45合金のZnを抜き、強度を向上させるためにCuを多く添加した合金である。この合金の引張強度や成形性は、

GZ145合金とほぼ同等である。図13に、GC45系合金のCu量の機械的性質に及ぼす影響を示す。0.15%のCu量の増加によって10N/mm²の強度上昇が期待できるが、Cu量が多すぎると伸び及びエリクセン値は減少する。

GC150合金は、Mg量を増加させて引張強さと伸びの

表3 自動車ボディパネル用合金の機械的性質

材 質	引張強さ (N/mm ²)	耐 力 (N/mm ²)	伸 び (%)
2002-T4	330	180	26
2008-T4	245	125	28
2117-T4	275	180	25
2036-T4	340	195	24
2037-T4	310	170	25
2038-T4	325	170	25
5182-O	275	130	26
5182-SSF	270	125	24
X5085-O	295	145	30
6009-T4	230	125	25
6010-T4	290	120	24
6111-T4	290	160	27.5
6016-T4	235	125	28.1
SPCC	315	175	42

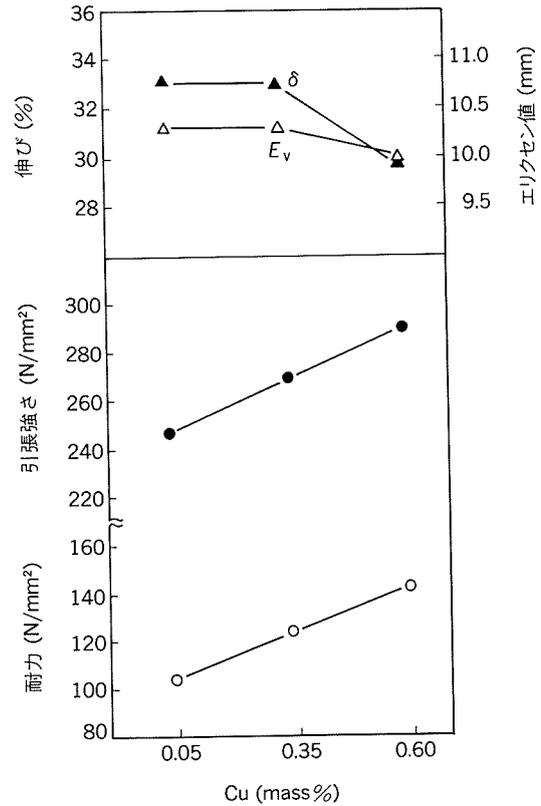


図13 GC45系合金の機械的性質に及ぼすCu量の影響

表4 自動車ボディパネル用合金の成形特性

材 質	全伸び (%)	均一伸び (%)	n 値	r 値	エリクセン値 (mm)	180°ヘム性 (t:板厚) (ダウフレンジ半径)	S.S.マーク
2002-T4	26	20	0.25	0.63	9.6	1t	無
2117-T4	25	20	0.25	0.59	8.8	1t	"
2036-T4	24	20	0.23	0.75	9.1	1t	"
2037-T4	25	20	0.24	0.70	9.4	1t	"
2038-T4	25	-	0.26	0.75	-	1/2t	-
5182-O	26	19	0.33	0.80	9.9	1/2t	有
5182-SSF	24	19	0.31	0.67	9.7	1/2t	無
X5085-O	30	20	0.30	0.66	-	1t	有
6009-T4	25	20	0.23	0.70	9.7	1/2t	無
6010-T4	24	19	0.22	0.70	9.1	1t	"
6111-T4	27.5	-	-	-	8.4	1/2t	"
6016-T4	28.1	24.6	0.26	0.7	-	-	"
SPCC	42	20	0.23	1.39	11.9	0t	"

向上を図った合金でアウトパネル用に適している。伸びは、32~34%が得られ、エリクセン値やバルジ高さもGC45合金より高くなる。

また、最近ではGC150の形状凍結性を改善し、絞り特性を向上させたX663合金が開発されている。さらに、インナーパネル用として、GC45合金の伸びや成形性を向上させたX652合金、X654合金及びXA663合金が開発されている。図14はr値と円筒絞りの関係である。しわ押さえ力を弱くするとr値の大きい方が絞りやすくなる。X652合金は、GC45合金の伸びを向上させた合金であるが、X654合金は、耐力を低くして形状凍結性を向上させ、伸び35%以上を有する高成形性の合金である。

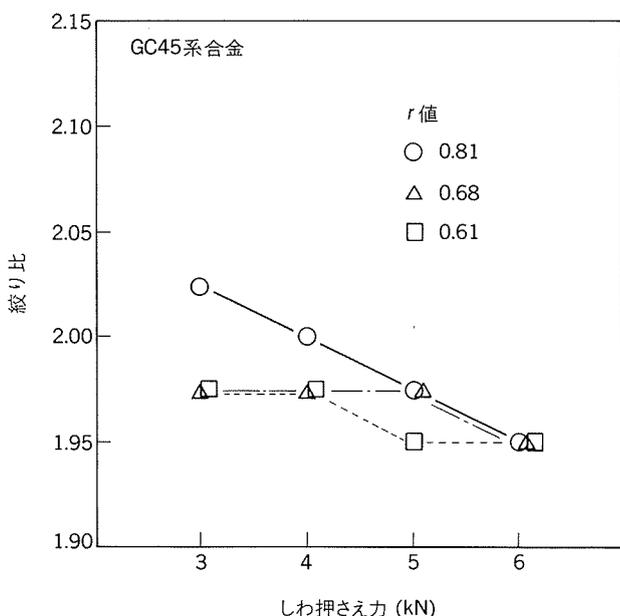


図14 円筒絞り試験結果
 ポンチ肩径：R7
 ポンチ径：φ50
 ダイス径：φ52.8

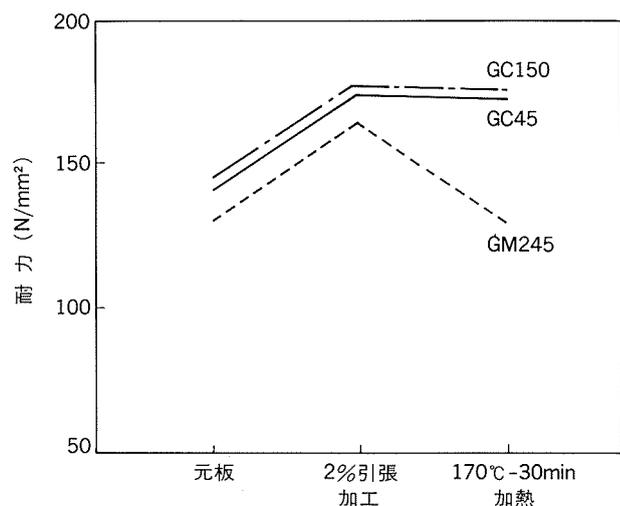


図15 GC45, GC150及びGM245合金の各工程での耐力

XA663合金は、GC45のr値を0.8以上に向上させた合金で、深絞り成形に適している。

なお、Cuを添加したGC45やGC150合金は、Cuの添加されていない5182合金に比べ、塗装焼付後の強度が低下しにくい特性がある。図15は、2%引張加工後に170℃で30min加熱した時の耐力を示す。GC45やGC150合金では、170℃で30min加熱後の強度が、2%引張加工後の耐力とほぼ同じで、低下しない。このようにCu添加により塗装焼付後の強度が低下しにくいのは、S'相が引張加工で導入された転位上に析出して加工組織の回復を抑制するためと考えられる。

4.1.3 GM245合金 (Al-Mg-Mn系)

インナーパネル、あるいは、その他の内装パネル等には、従来から使用されている5182合金が用いられる場合がある。当社では、5182合金の化学成分の規格範囲内において、成分調整ならびに新しいプロセスを導入することで成形性を高めたGM245合金を開発した。この合金は、従来の5182合金に比較して伸びが向上している。しかし、GM245合金は、Cuが添加されていないため、図15に示したように、プレス加工により硬化してもその後の170℃程度の塗装焼付処理で耐力は元板のレベルにまで低下しやすい。

4.2 熱処理型合金

4.2.1 SG12合金 (Al-Mg-Si系)

SG12合金は、成形性を重視した合金で、過剰Si型の6000系合金である。過剰Si型のため、高温での時効速度は大きくなる。図16は、SG12合金の焼付硬化性を示す。200℃での焼付による耐力の向上は約120N/mm²である。この耐力増加により、耐ドント性が5000系合金と同等の場合には、板厚を薄くして軽量化が図れる可能性がある。しかしながら、170℃以下では焼付による耐力の向上は小さい。このため現在、170℃以下で焼付硬化

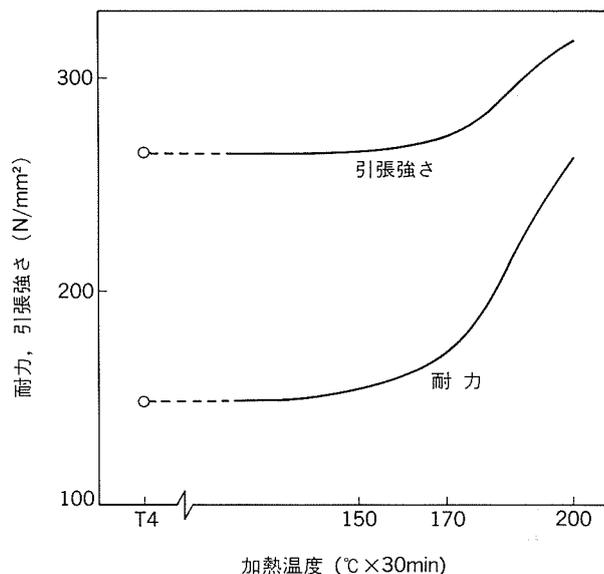


図16 SG12合金の焼付硬化性

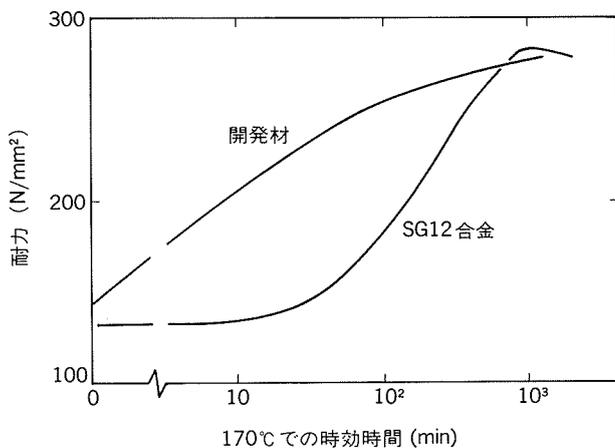


図17 170°Cでの塗装焼付硬化性を高めたAl-Mg-Si系合金の時効特性

しやすい材料を開発中で、図17に170°Cにおける時効を速めた開発合金の一例を示す。また、最近、T4材の耐力を100N/mm²程度まで低下させ、形状凍結性を向上させたX660合金も開発されている。

室温時効硬化に関しては、焼入れ直後急激に増加するが、1日経つとその変化は比較的緩やかで、1年間での変化量は引張強さあるいは耐力で10N/mm²程度である。また、セレーションが原因で発生するひずみ模様（パラレルバンド）を生じないため、6000系合金では5000系合金より変形量の大きな部材のプレス成形も期待できる。SG12はCuが添加されていないために、Cuが添加されているSG08に比べて耐糸さび性に優れている³²⁾。

4.2.2 SG08, GV10合金 (Al-Mg-Si-Cu系)

SG08及びGV10合金は、Al-Mg-Si系合金にCuを添加した合金で、特に塗装焼付後の強度を高めた特徴がある。すなわち、SG08合金は6009合金の、GV10合金は6061合金のCu量をそれぞれ増やした合金であり、塗装焼付硬化によって強度を向上させ、耐デント性の向上が図れる。SG08合金は、GV10合金よりもMgを減らし、Siを増やして焼入れ性を改善し、焼入れ時空冷でも十分強度が得られる特徴がある。しかしながら、T4材の耐力もSG12合金に比べ高くなるために、プレス成形での形状凍結性や面ひずみに考慮を払う必要がある。

4.2.3 CV15合金 (Al-Cu-Mg-Si系)

CV15合金は、Al-Cu-Mg系ボディパネル合金の代表である2036合金のCuを減らし、Siを積極的に添加した合金である。Siの添加によりプレス成形性を低下させることなく、塗装焼付処理で強度を著しく向上させることが可能となる。この合金は、プレス加工で特に耐力が著しく増加し、さらに塗装焼付処理で向上し、5000系や6000系合金よりも高い強度が得られる特徴がある。これを図18に示す。2000系合金は、5000系及び6000系合金に比べて耐食性や成形性が劣るため、これらの特性の向上をはかることが必要となっている。

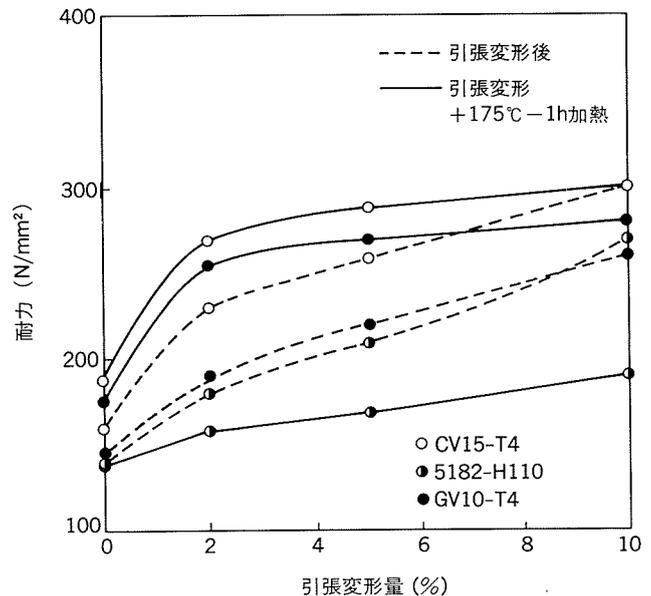


図18 ボディパネル用合金板の強度に及ぼす引張変形量と引張変形後の加熱処理(175°C-1h)の影響³⁷⁾

5. 今後の動向

現在、鋼板並みの成形性と強度を求めて新しい自動車ボディ用アルミニウム合金が開発されつつある。アルミニウム合金が自動車ボディパネルに用いられてからまだ年月を経っていないので、成形性に関しては鋼板ほど明確になっていない点が多い。今後、自動車ボディパネル用合金として、どのような特性が重要なのか理論的にも実際上も明らかにしていくことが必要である。また、アルミニウム合金の特性を生かした成形とは、どのような方法であるのか、あるいは鋼板に比べてどこが限界で、どこが優れているかを明らかにしていくことが必要となっている。

今後の展開としては、材料開発では成形性の指標を明確にし、鋼板並みの成形性を有する材料や、鋼板と同じ塗装焼付条件で硬化する材料を開発する必要がある。また、アルミニウム合金の使用が増え、かつ昨今の環境保全運動の高まりを考えた場合には、リサイクルが問題となってくる。将来、リサイクルがより容易なアルミニウム合金の開発が重要な課題になってくるであろう。成形技術に関しては、アルミニウム合金の成形に適した潤滑剤の開発あるいは難加工部品には液圧成形、温間成形や超塑性成形が必要になってくるものと考えられる。

参考文献

- 1) 宇野照生, 吉田英雄: 本誌, 27 (1986), 198.
- 2) 薄鋼板成形技術研究会編: プレス成形難易ハンドブック, 吉田清太監修, 日刊工業新聞社 (1987), 5.
- 3) 軽金属協会標準化総合委員会編: アルミニウムハンドブック (第4版), 軽金属協会 (1990).

- 4) 軽金属協会編：自動車のアルミ化技術ガイド・成形編，(1981)，1.
- 5) 自動車軽量化技術資料集成（材料編），フジテクノシステム（1980），165.
- 6) 藤倉潮三：軽金属，40（1980），239.
- 7) B. Taylor：Metals Handbooks, Vol. 8, ASM, (1985), 547.
- 8) 小原嗣朗：軽金属，30（1980），44.
- 9) J. M. Story：Aluminium，62（1986），738.
- 10) P. M. B. Rodrigues：Sheet Metal Ind., (Sept. 1980).
- 11) 文献2) の384.
- 12) プレス加工データブック編集委員会編：プレス加工データブック，日刊工業新聞社（1980），147.
- 13) 文献2) の85.
- 14) 竹島義雄，疋田達也，宇都秀之：本誌，32（1991），39.
- 15) 宇野照生，杉江明士：本誌，32（1991），32.
- 16) 文献4) の29.
- 17) 文献2) の287.
- 18) 文献2) の296.
- 19) W. A. Dean：Aluminium, ed. by R. Van Horn, ASM, (1968) 196.
- 20) 小原嗣朗，勝田基嗣：軽金属，28（1978），277.
- 21) B. A. Parker：Aluminum Alloys - Contemporary research and Applications, ed. by A. K. Vasudévan and R. D. Doherty, Academic Press (1989), 539.
- 22) 広沢栄一：本誌，14（1973），88.
- 23) “アルミニウム材料の基礎と工業技術”編集委員会：アルミニウム材料の基礎と工業技術，軽金属学会（1985），86.
- 24) 吉田英雄：軽金属，38（1988），496.
- 25) D. Altenpohl：Aluminium und Aluminium-legierungen, Springer - Verlag (1965), 286.
- 26) D. J. Lloyd：Met. Trans. 11A (1980), 1287.
- 27) 佐藤四郎，小林秀敏，林 弘，石川博満：軽金属，32（1982），70.
- 28) R. A. Ayres：Met. Trans. 10A (1979), 849.
- 29) R. A. Ayres et al.：SAE Technical Paper Ser., 780180, (1978).
- 30) 東 健司：軽金属，39（1989），751.
- 31) D. J. Field, G. M. Scamans and E. P. Butler：Met. Trans., 18A (1987), 463.
- 32) 長谷川義文，清谷明弘，伊藤秀男，宇佐美 勉，小山高弘：本誌，32（1991），74.
- 33) H. P. Godard et al.：Aluminum-Properties and Physical Metallurgy, ed. by J. E. Hatch, ASM, (1984), 242.
- 34) 大堀絃一：軽金属，38（1988），748.
- 35) P. E. Fortin, M. J. Bull and D. M. Moore：SAE Technical Paper Ser., 830096, (1983)., Light Metal Age, (Dec. 1984), 28.
- 36) 軽金属協会自動車委員会・耐食性調査分科会：第78回春期大会講演概要，軽金属学会，(1990)，201.
- 37) T. Uno, Y. Baba, T. Amitani and S. Terai：SAE Technical Paper Ser., 800348, (1980)，及び本誌，21（1980），32.

技術資料

自動車ボディ用アルミニウム合金板の製造法

宇野照生* 杉江明士**

Fabrication Process of Aluminium Alloy Sheets for Auto Bodies

Teruo Uno and Akio Sugie

住友軽金属工業株式会社技術研究所

自動車ボディ用アルミニウム合金板の製造法

宇野 照生* 杉江 明士**

Fabrication Process of Aluminium Alloy Sheets for Auto Bodies

Teruo Uno and Akio Sugie

The purpose of this paper is to describe the fabrication process of aluminium alloy sheets for auto body applications.

Melting, melt treatment, casting, hot and cold rolling, heat treatment and final finishing treatment for auto body sheets are presented and discussed.

Especially, recent technical progress, for example, melt treatment, crown control and automatic gauge control, laser-textured dull rolling, continuous heat treatment etc., are described in detail.

1. はじめに

近年、自動車の軽量化が重要な課題となっており、軽量素材であるアルミニウムの使用が脚光を浴びている。自動車には既にかかなりのアルミニウムが使用されているが、軽圧メーカーにとって今後最も期待の大きい分野はボディパネルのアルミ化である。当社では、十数年来ボディ用アルミニウム合金とその製造技術の開発に取組み、成果の一つとして開発した新合金（GZ45）によるアルミニウム合金製フードが量産車に国内で初めて採用された実績を有している^{1)~3)}。

今後、ボディパネルのアルミ化をさらに推進するには、合金や加工技術の開発と共に、ボディ用アルミニウム合金板の製造技術の一層の向上が必要とされる。

本報では、自動車ボディ用アルミニウム合金板の溶解、 casting、熱間圧延、冷間圧延、熱処理、仕上げ処理等の製造法の概要を述べると共に、高品質自動車ボディ用アルミニウム合金板を製造する上での技術的ポイント、例えば、 casting工程における溶湯処理、圧延時の板クラウン制御や板厚制御、鮮映性向上を目的としたレーザーダグ圧延、連続焼鈍炉による焼入れ等の最新の技術課題についても解説を加えた。

2. ボディ用アルミニウム合金の製造法

図1には、溶解に始まり最終仕上げ処理に至るまでの、自動車ボディ用アルミニウム合金板の一般的な製造工程を示す。この工程そのものは、一般のアルミニウム板の場合とほぼ同じであるが、自動車ボディ用アルミニウム合金板として優れた特性を得るには、成形性や塗装焼付硬化等要求される性能に応じて、製造条件を適切に制御する必要がある。

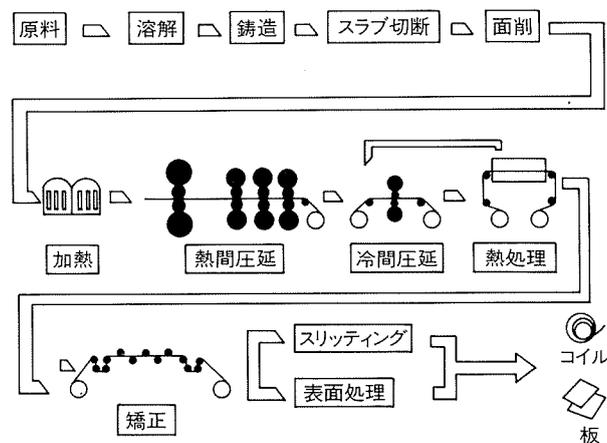


図1 自動車ボディ用アルミニウム合金板の製造工程

* 技術研究所プロセス研究部, 工学博士

** 技術研究所プロセス研究部

2.1 溶解・鋳造

2.1.1 溶解

ボディ用アルミニウム合金板の製造は溶解から始まり、溶湯処理、半連続鋳造により圧延用スラブ鋳塊となる。

溶解は、アルミニウム地金、スクラップ、合金元素添加材等の原料を所定の化学組成に配合し、大気雰囲気中で行われる。

アルミニウムの溶解、溶湯保持に使用される炉には多くの種類があるが、圧延用スラブの製造には、通常、重油、LNG等を燃料とする大容量の反射炉が使用される。

当社では、反射炉に高速バーナと長火炎バーナを併用し、さらに炉内に設置したモニタカメラによりバーナフレームを最適に保持して溶解している⁶⁾が、溶解の初期、中期、最終段階でもそれぞれバーナの燃焼パターンを制御し、省エネルギー、溶解能力の向上、溶解ロス低減等を図っている。また、溶解炉にタワーメルタ（副溶解炉）を設置⁹⁾し、溶解能力の向上や溶解サイクルの短縮に役立てると共に、溶解炉燃焼廃ガスの熱の有効利用による省エネルギーを図っている。さらに、溶解保持炉に電磁攪拌装置を導入⁹⁾して、エネルギー原単位の低減、化学組成の均一化、省力化等に顕著な効果を得ている。

溶解終了後に溶湯は保持炉に送られ、塩素ガスやフラックス吹込みによる脱ガス、脱介在物、脱Na等が行われる。特に5000系ボディ用合金では、Na量が多いと熱間圧延時の端面割れが顕著となるため、炉内処理によりNa量を数ppm以下に抑制している。その後、合金成分の確認と調整、所定の溶湯温度への調整等を行い、鋳造機に送られる。

2.1.2 溶湯処理

溶湯中には水素ガス、酸化物等の介在物が含まれており、品質上問題となる。すなわち、溶湯中に過飽和に溶解している水素ガスは、凝固時に放出され、キャビティを形成する。水素ガス量が多いと鋳塊加熱時にフクレ、熱間圧延時に板割れ、熱処理時に板表面にフクレやハゲ等を生じることがある。大きい介在物粒子が残留すると板の表面欠陥や加工割れの原因となる。

水素ガス、介在物等は保持炉での炉内処理によりある程度除去されるが、高品質製品を得るには、溶湯処理⁶⁾⁷⁾によりこれらを積極的に除去する必要がある。水素ガスを効率よく除去するため、SNIF、Alpur等のインライン溶湯処理装置が開発され実用に供されている⁶⁾⁷⁾。これらの処理法では、回転ノズルより放出される微細な不活性ガス気泡に水素ガスを捕集させて脱ガスする。このような溶湯処理法は、介在物の浮上分離にもある程度効果があるといわれているが、溶湯中の介在物を効率よく除去するにはフィルタによるろ過が必要とされる。

代表的なフィルタとして、グラスクロス、アルミナボール、セラミックフォーム、セラミックチューブ等がろ過目的に応じて使用されている⁶⁾⁷⁾。セラミックフォームは海外では簡易的フィルタとしてよく使用されているが、

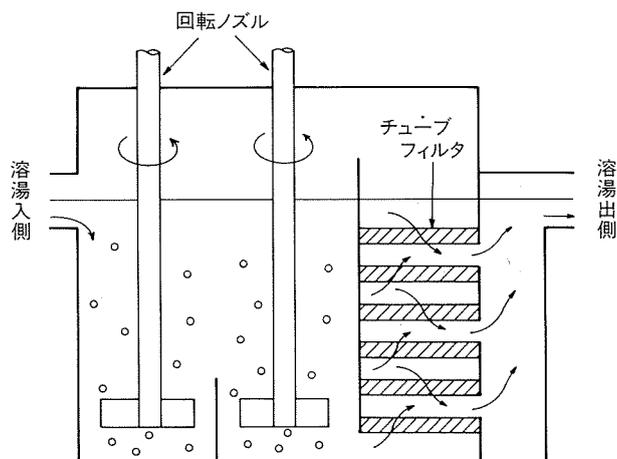


図2 回転ノズルとチューブフィルタを組合せた溶湯処理装置

介在物捕集効果は劣るため、国内では介在物捕集効果の最も高いセラミックチューブの使用例が増加している。

そのため、当社では、図2に示すような回転ノズルによる脱ガスとセラミックチューブによるろ過を組合せた溶湯処理装置⁹⁾を実用化している。

この方式では、溶湯は脱ガス室でアルゴンガスバブリングにより脱ガスされる。ボディ用アルミニウム合金のなかでは5000系合金の脱ガスが最も難しいが、ノズル形状、ノズル回転数、バブリングガス量、脱ガス室での滞留時間等を適切に制御して、水素ガス量を基準値以下に抑制している。フィルタ室では、チューブ状のフィルタ表面より内部に溶湯が通過する際に微細な介在物がフィルタ表面に吸着ろ過される。ボディ用合金では一般にフィルタ表面に、 Al_2O_3 、 MgO 、 Al_2MgO_4 、 TiB_2 、炭化物等が捕集されるが、現在主に使用されている5000系合金では、捕集介在物のほとんどは MgO 、 $AlMgO_4$ 等のMg系酸化物と鋳造組織微細化材に起因する TiB_2 である。

この装置を保持炉の出側に設置して効率よく水素ガスや介在物を除去し、清浄度の高い溶湯を鋳造機に供給し、スラブ品質の向上を図っている。

また、当社では、インライン方式の迅速水素ガス測定装置を開発し⁹⁾、これを各鋳造機に設置して水素ガス量の管理に役立てている。

2.1.3 鋳造

溶湯処理後に、半連続鋳造（DC鋳造：Direct Chill）法¹⁰⁾によってボディ用合金スラブ鋳塊が鋳造される。図3にDC鋳造法の概要を示す。DC鋳造法では、水冷鋳型内に底台をセットし、溶湯を供給しながら底台を一定の速度で降下させ、所定の長さまで鋳造後に鋳込みを停止する。この間、鋳型内の湯面レベルはフロートにより一定に制御される。

鋳型内の溶湯は、まず水冷鋳型によって冷却（1次冷却）され、溶湯表面に薄い凝固殻が形成される。水冷帯に入ると鋳型下部より流出する冷却水による直接水冷

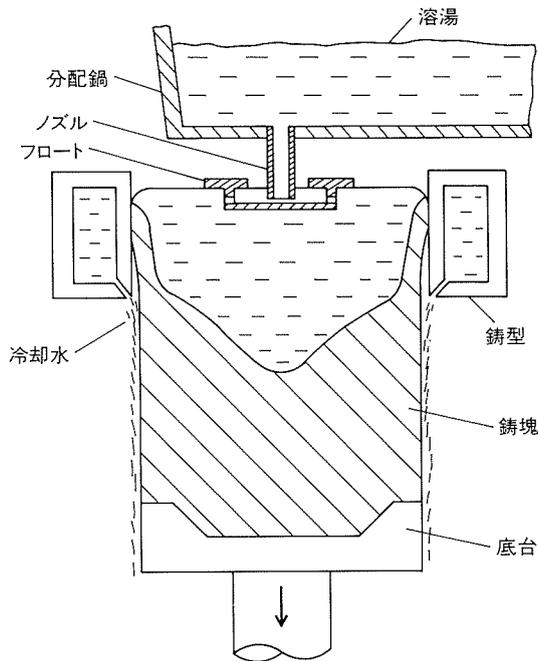


図3 DC鋳造法の概要

(2次冷却)により凝固冷却が進行する。ボディ用合金の鋳造温度や鋳造速度は、合金の種類やスラブサイズにより異なるが、前者は700℃前後、後者は40~60mm/min程度で行われ、厚さ500mm、質量4~7トン程度のスラブが鋳造される。

ボディ用合金鋳塊に要求される品質は、水素ガス量、介在物、Na等のアルカリ金属等の内部品質と鋳塊割れ、鋳塊表面状態等の外部品質に分類される。前者は前述の保持炉での炉内処理と溶湯処理によって制御している。

ボディ用合金はいずれも鋳造割れを起こしやすい。そのため、Al-Ti-B合金微細化材のロッド添加による鋳造組織の微細化や、冷却条件の制御によって、割れを防止している。

また、5000系ボディ用合金では、鋳造時に焼付きや引きつき等の表面欠陥が生じやすい。そのため、潤滑油や

潤滑条件の調整によって良好な鋳肌を得ている。

2.2 圧延及び仕上げ処理

2.2.1 熱間及び冷間圧延

ボディ用合金鋳塊は、熱間圧延に先立って均質化処理と称する高温で長時間の加熱処理を受ける。均質化処理は、合金成分や組織の均一化、過飽和に固溶した成分の析出、内部応力の除去等を図ることにより、鋳塊の熱間加工性向上、最終製品の加工性向上、結晶粒の微細化等に効果がある¹¹⁾。

均質化処理後に、鋳塊表面の偏析層を面削によって除去し、所定の圧延温度に再加熱して熱間圧延が行われる。図4には当社名古屋製造所熱間圧延ラインの概要を示す。まず、可逆式熱間粗圧延機により500mm厚の鋳塊を、あらかじめ決められたパススケジュールにより所定の板厚(16~25mm)に圧延し、次いで3タンデム熱間仕上げ圧延機により3~5mm程度の板厚に圧延してコイルアップされる。

熱間圧延では、板クラウン制御(後述)、材料温度管理、端面割れの抑制による歩留向上、板表面欠陥の検出とその防止等が重要な課題である。

熱間圧延開始温度は450~550℃、圧延終了温度は250~350℃が一般的であるが、強度や成形性に優れたボディ用アルミニウム板を製造するには、熱間圧延時の材料温度管理が特に重要であり、均質化処理条件、圧延開始温度、圧延終了温度等を合金別に厳しく制御する必要がある。そのため、圧延中の材料温度をインラインで測定し、粗圧延機出側に設置した冷却シャワーにより制御している。

2000系及び6000系ボディ用合金の熱間加工性は比較的良好であるが、5000系のAl-高Mg系ボディ用合金は熱間加工性が悪く、圧延条件によっては顕著な割れを生じ、歩留や圧延能率が低下することがある。そのため、エッジスカルパによる鋳塊側面の面削、低温度域での熱間圧延等によって熱間加工性を改良し、生産性や歩留向上を図っている。

熱間圧延の後、所定の板厚に冷間圧延されるが、一例

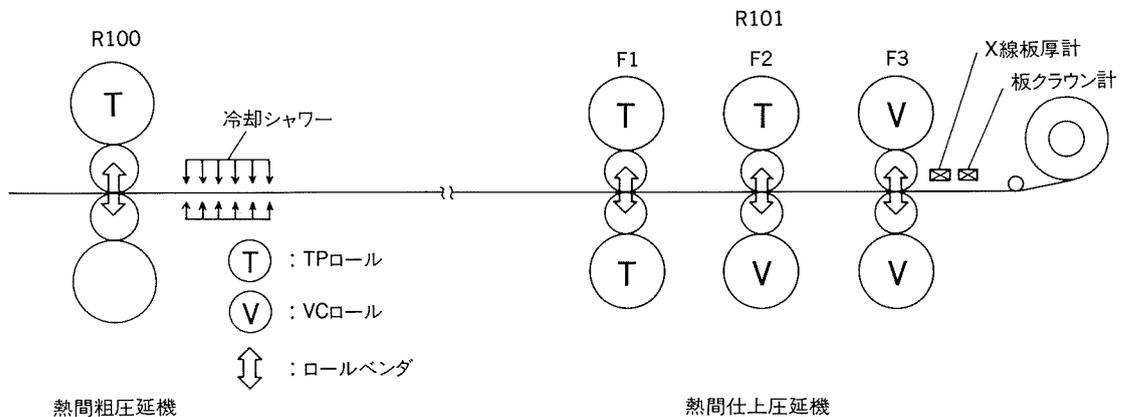


図4 名古屋製造所熱間圧延ラインの概要

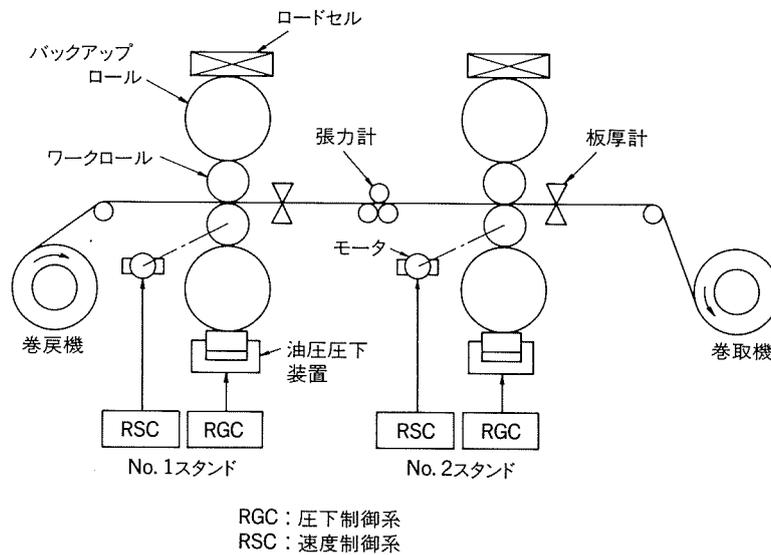


図5 冷間タンデム圧延機の概要¹²⁾

として図5に当社冷間タンデム圧延機の概要を示す。冷間圧延では、後述の板厚制御が最大の技術課題である。

ボディ用合金では異方性がしばしば問題になることがあるが、熱間圧延後や冷間圧延過程での中間焼鈍により異方性の抑制が可能となる。

以上の熱間及び冷間圧延ラインでは、最新の制御システム、検査機器等を設置し、板厚精度や表面粗度に優れた板を製造している。

2.2.2 板クラウン制御と板厚制御

ボディパネル用の板に対する品質要求と、それに対する技術課題は多岐にわたるが、最大の課題は板厚制御であろう¹²⁾¹³⁾。

製品の板厚精度は、幅方向と長手方向に分けられる。幅方向精度(板クラウン)は熱間圧延時の板クラウン制御により、また長手方向精度は冷間圧延時の板厚制御によりほぼ決定される。

全幅全長の板厚を高精度で保証するためには、まず熱間圧延時の板クラウン低減が必要とされる。

当社では、当初熱間仕上圧延機にVCロールとロールベンダを併用した板クラウン制御技術を開発した¹²⁾。この方式では、前コイルの板クラウン実績をベースとしたVCロール圧力とロールベンダのプリセット制御、及び圧延中の板クラウン計からロールベンダへのフィードバック制御によって板クラウンを制御しており、コイル全長にわたり基準値以下の板クラウンが得られている。

さらに板クラウンを低減するため、図4に示したように、熱間粗圧延機ではTPロールとロールベンダ、熱間仕上圧延機ではTPロール、VCロール、ロールベンダ等を併用した板クラウン制御技術を計画している。

冷間圧延における板厚制御(AGC: Automatic Gauge Control)については、従来圧下AGC、張力AGC等が採用されてきたが、板厚と張力には強い相互干渉があり、

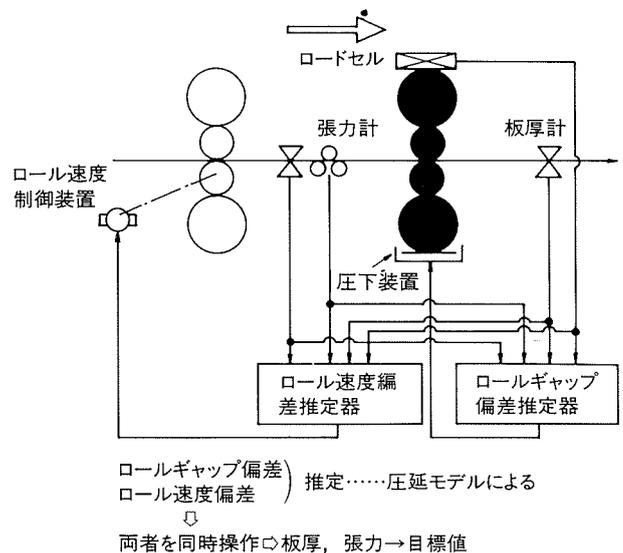


図6 新AGC(多変数AGC)の概要¹²⁾

応答性に優れたAGCを得るうえで問題となっていた。

相互干渉を克服する方法として、現代制御理論の一成果であるオブザーバを使用する新AGC(多変数AGC)を開発し、実機に適用している。

新AGCの概要を図6¹²⁾に示す。この方式では、板厚偏差や張力偏差、荷重変動等の情報から圧延モデル(圧延現象と圧延機の特性を表わす)を使用して、板厚偏差や張力偏差を生じさせるロールギャップ偏差量やロール速度偏差量を推定し、その結果に基づいてロールギャップとロール速度を同時に補正する。

この多変数AGCを図5に示した冷間タンデム圧延機に適用し、圧延機の加速・減速時の板厚変動が従来より著しく減少する結果を得ている。また、加速の方法についても、従来は板厚変動を抑制するため多段加速してい

たが、一気に加速しても板厚変動は問題とならなくなった。そのため、オフゲージ長が減少し¹⁴⁾、歩留の向上を達成すると共に圧延能率も向上した。

2.2.3 特殊仕上圧延

近年、乗用車の高級化に伴い、塗装面の鮮映性（外観品質）向上が重要な課題となっている。従来、鮮映性は、主に塗装技術により改良されてきたが、素板の表面粗度も鮮映性に大きく影響する。素板の表面粗度が小さいほど鮮映性は向上するが、プレス成形時の潤滑不良による焼付き、材料のハンドリング性等に問題を生じることがある。そのため、乗用車外板用鋼板は、鮮映性のある程度犠牲にしても、表面を梨地状に仕上圧延して使用されていた。

鮮映性と潤滑性を兼ね備えた自動車ボディ用外板材として、レーザダグ鋼板が実用化されているが¹⁵⁾、ボディパネル用アルミニウム合金板へその技術を応用した。

レーザダグ圧延板は、レーザ光を使用してマイクロクレータを形成した圧延ロールにより、最終スキンプラス圧延して製造される。レーザダグに先立つ冷間圧延により、まず平滑な板面を形成し、レーザダグ圧延により、図7に示すように、平滑な板表面に周期的なクレータをつける。

その際、レーザダグ圧延前の表面粗度、クレータの形状と配列、レーザダグ圧延加工度等に工夫を加え、鮮映性と潤滑性に優れたボディ用アルミニウム合金板を製造している。

図8にはレーザダグ圧延材と従来の梨地状圧延材の板面を示す。レーザダグ圧延材では、平滑面により優れた鮮映性を、またクレータにより梨地材並の潤滑性をそれぞれ得ている。

2.2.4 熱処理

ボディ用合金は熱処理型合金と非熱処理型合金に分けられるが、いずれの合金も冷間圧延後に焼入れ、又は焼

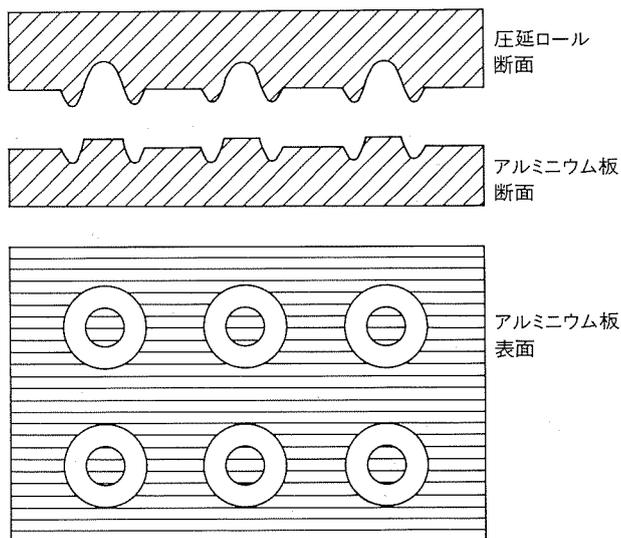


図7 レーザダグアルミニウム板の製造法

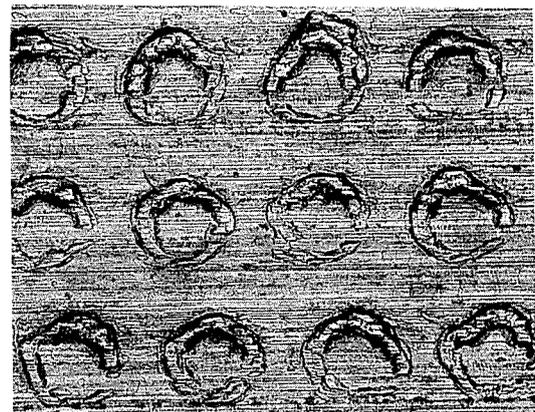
なまし等の広い意味での熱処理が行われる。

2000系、5000系及び6000系等の熱処理型ボディ用合金はT4（焼入れ→室温時効）状態で使用されるため、製造にあたっては低コストで能率よく焼入れすることが必要とされる。

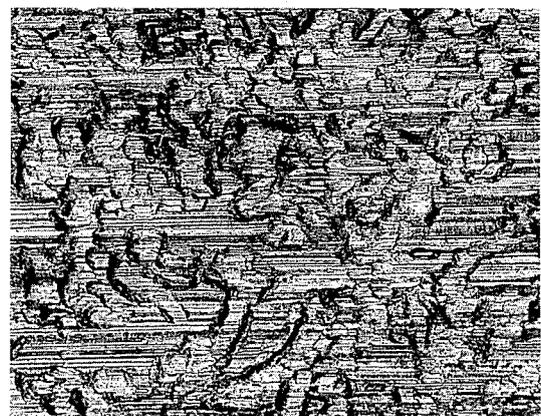
当社では、図9に示すような連続熱処理炉を使用して航空機材料等の熱処理型合金を効率よく焼入れする技術を、約10年前に確立し、実用化している¹⁶⁾¹⁷⁾。この焼入れ方式では、予熱帯でコイルより巻戻された板の両面に高温の熱風を吹付け、所定の溶体化処理温度まで急速加熱し、保持帯で所定の温度に一定時間保持し、冷却帯で水冷シャワーにより焼入れされ、再びコイルに巻取られる。この間、板は一定の速度で炉内を通過する。

航空機で培った高度な連続焼入れ技術をボディ用合金板に応用し、強度や成形性に優れた板を効率よく製造する技術を確立している。

自動車ボディ用アルミニウム合金に必要とされる溶体化処理条件は、合金により異なるが、2000系や5000系合金では480～530℃、6000系合金では530～560℃に急速加熱され、数s～数10sの短時間保持により溶体化処理される。ボディ用合金は比較的焼入れ性が良く、通常、溶体化処理後に冷風を板上下面に吹付ける空気焼入れにより処理される。焼入れ後の時効速度は合金により異なる



(a) レーザダグ圧延



(b) 梨地状圧延

図8 自動車ボディ用アルミニウム合金板の板面比較(×75)

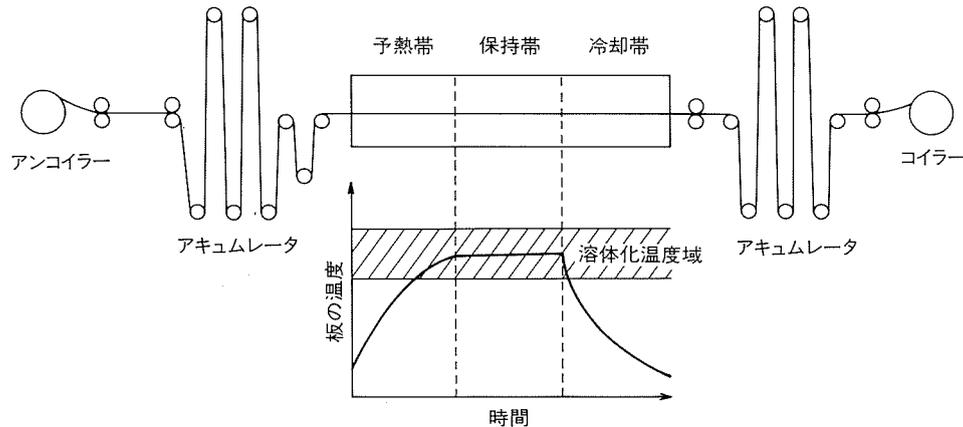


図9 連続焼鈍炉の概要

が、1週間～1ヶ月の室温時効によりT4材として安定した性能が得られる。

非熱処理型合金は、冷間圧延後に焼なましで使用される。焼なまし処理は、コイル状あるいは切板でバッチ炉によるか、前述の図9に示した連続焼鈍炉によって行われる。

2.2.5 矯正加工とひずみ模様の防止

圧延・熱処理終了後にはテンションレベラによるひずみ矯正が行われ、平坦度に優れた板となる。

また、5000系ボディ用合金では、プレス成形時にひずみ模様（ストレッチャーストレインマーク）が発生することがある。ひずみ模様には、比較的低加工度域で発生するRandom Markingと高加工度域で発生するParallel Bandの2種類がある¹⁸⁾。これらはAl-Mg合金に特有な降伏点現象が変形中に繰り返し起きることにより発生するとされている¹⁸⁾。

Random Markingの防止には、スキンパス圧延、レベラによる矯正加工等の、低加工度の冷間加工を板に付与すればよい。図10には、5000系ボディパネル用アルミニウム合金GC45（Al-4.5%Mg系）の荷重-変位線図を示す。焼なまし板には、顕著な降伏点伸びが見られるが、ひずみ模様防止処理板では降伏点伸びは完全に抑制されている。

高加工度域で発生するParallel Bandについては、材料面からの防止に限度があり、成形条件の選定によって防止する必要がある。一般に、2軸の張出し成形では、Parallel Bandは目立ちにくくなるとされている。なお、2000系及び6000系熱処理型合金では、プレス成形時にひずみ模様は生じない。

2.2.6 表面処理

自動車ボディパネルの表面処理に際して、良好な塗装性能を得るには電着塗装前の下地処理が重要となる。

鋼板製ボディパネルの塗装下地処理には、磷酸亜鉛処理が一般に行われているが、ボディパネルをアルミ化するには、鋼板とアルミニウムを同時処理しても磷酸亜鉛処理工程で皮膜が均一に生成することが必要とされる。

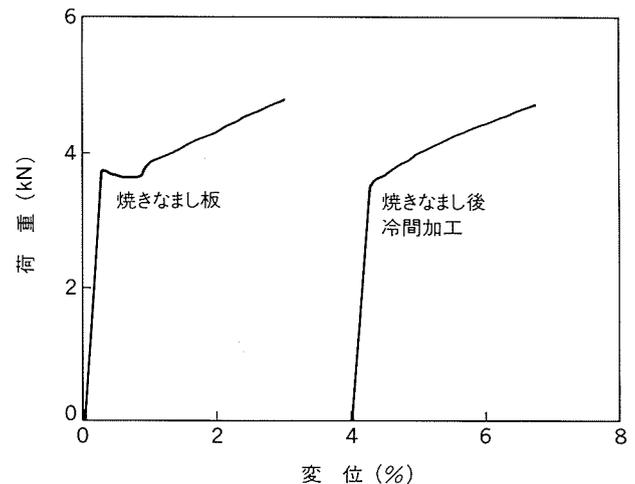


図10 5000系ボディパネル用合金GC45の荷重-変位線図

そのため、アルミニウム素板の表面を下地処理に適するように改質する必要がある。

圧延・熱処理後の板面には、圧延油成分が残留していたり、強固な酸化膜（特にAl-Mg系合金）が存在する。これをそのまま下地処理する場合には、均一な磷酸亜鉛皮膜処理は難しい。そのため、酸化皮膜除去処理による板面の改質処理技術を確立し、下地処理に適した自動車ボディ用アルミニウム合金板を供給している。

なお、この件については、本特集号掲載の別報¹⁹⁾で詳述されているので参照されたい。

また、外板用ボディパネルにはプレス成形時に星目と称する微細欠陥が発生することがある。この原因は板面に付着した微細な異物やアルミ粉によるとされている。そのため、板の洗浄や工場内の環境整備により星目の原因となる板面上の付着物を可能な限り除去し、星目の発生を抑制している。

2.3 板の製作範囲

当社の自動車用ボディ用合金板の製作範囲の現状を表1に示す。現在、精度の向上、製作範囲の拡大を実施しつつあり、今後、表1の範囲外への対応も可能となる。

表1 自動車ボディ用合金板の製作範囲(現状)

切板	板厚(mm)	範囲: 0.7 ~ 1.3 精度: ± 3%
	板幅(mm)	範囲: ~ 1800
	板長(mm)	範囲: ~ 3000
	表面粗度 ¹⁾ (代表値)	LD (Ra: 0.65 μm, Wca: 0.2 μm) SF (Ra: 1.0 μm, Wca: 0.5 μm) MF (Ra: 0.35 μm)
コイル	板厚(mm)	範囲: 0.7 ~ 1.3 精度: ± 3%
	板幅(mm)	範囲: ~ 1800
	コイル単重(kg)	範囲: ~ 4000
	表面粗度	切板と同様

注(1) LD : Laser-textured Dull

SF : Sand Finish

MF : Mill Finish

Ra : 平均あらさ

Wca : ろ波中心線うねり

4. おわりに

自動車ボディ用アルミニウム合金板の一般的な製造法と最近の技術課題を紹介した。自動車ボディパネルのアルミ化をさらに促進するには合金開発と製造技術の向上

が不可欠である。製造技術の一層の進歩が望まれる。

参考文献

- 1) 宗藤修義, 西村嘉彦: 本誌, 27 (1986), 191.
- 2) 宇野照生, 吉田英雄: 本誌, 27 (1986), 198.
- 3) T.Uno and Y.Baba: Aluminium, 63 (1987), 1243.
- 4) T.Uehara, K.Masaki and N.Hayashi: 本誌, 27 (1986), 169.
- 5) 林 典史, 犬丸 晋, 上原敏彦, 正木克明, 伊藤清文: 本誌, 26 (1985), 91.
- 6) 吉田政博, 犬丸 晋: 本誌, 26 (1985), 81.
- 7) 大塚良達: 軽金属, 39 (1989), 466.
- 8) 吉田 務: 本誌, 25 (1984), 73.
- 9) 今井政也, 加藤 栄, 飯島泰正: 本誌, 25 (1984), 134.
- 10) 松井 守: 軽金属, 39 (1989), 524.
- 11) 馬場義雄: 軽金属, 30 (1980), 520.
- 12) 木村 紘, 杉江明士, 星野郁弥: 本誌, 30 (1989), 156.
- 13) 杉江明士: 本誌, 29 (1988), 284.
- 14) I.Hoshino, Y.Maekawa, T.Fujimoto, H.Kimura and H.Kimura: Automatica, 24 (1988), 741.
- 15) 古川九州男, 角山浩三, 今中 誠, 岸田 朗, 山田恭裕, 恒川裕志: 川崎製鉄技報, 20 (1988), 203.
- 16) 宇野照生, 吉田英雄, 馬場義雄: 本誌, 25 (1984), 16.
- 17) 宇野照生, 吉田英雄, 馬場義雄: 本誌, 25 (1984), 153.
- 18) 吉永日出男, 栗下裕明: 軽金属, 31 (1981), 359.
- 19) 長谷川義文, 清谷明弘, 伊藤秀男, 宇佐見 勉, 小山高弘: 本誌, 32 (1991) 74.

技術資料

自動車ボディ用アルミニウム合金板の成形性

竹島 義雄* 疋田 達也*
宇都 秀之*

Formability of Aluminium Alloy Sheets for Auto Bodies

Yoshio Takeshima, Tatsuya Hikida and Hideyuki Uto

住友軽金属工業株式会社技術研究所

自動車ボディ用アルミニウム合金板の成形性

竹島 義雄* 足田 達也*
宇都 秀之*

Formability of Aluminium Alloy Sheets for Auto Bodies

Yoshio Takeshima, Tatsuya Hikida and Hideyuki Uto

There is a growing tendency toward the use of aluminium alloy sheets in auto bodies for the purpose of lightweighting. Though aluminium alloy sheets should be checked up on various properties to be used in auto bodies, the formability seems the first barrier to pass through.

This report reviews the formability of aluminium alloy sheets for auto bodies. After a brief explanation about the types of forming, various kinds of formability testings are described. Then the formability of aluminium alloy sheets and problems in press forming are discussed according to the test results. And a few promising forming methods, which can improve the forming limit, are also described.

1. はじめに

自動車の重量軽減策としてボディのアルミ化がクローズアップされているのは、周知のとおりである。自動車ボディにアルミニウム合金板が採用されるための検討項目は強度、成形性、溶接性、表面処理性、耐食性など多岐にわたるが、最初に通過しなければならない関門は成形性であると思われる。なぜなら、成形性が悪く、所定の形状の部品が得られない場合は、他の特性評価にまで至らないことが多いからである。

ところで、「成形性」という言葉は一般に2通りの意味に用いられている。一つは、材料自体の塑性変形能を意味する「材料の成形性」であり、もう一つは、材料自体の塑性変形能に外部要因としてプレス機械、成形工具、潤滑剤、しわ押え力などの、いわゆる、成形条件を合わせた「プレス成形性」である。前者は狭義の成形性、後者は広義の成形性ということもできる¹⁾。

本資料では、プレス成形の区分と各種成形性評価試験方法の概要を述べた後、自動車ボディ用アルミニウム合金板の成形性とプレス成形における問題点について、著者らの実験結果を中心にして述べる。さらに、成形性向

上策として将来的に期待の持てる幾つかの特殊成形法についても言及する。

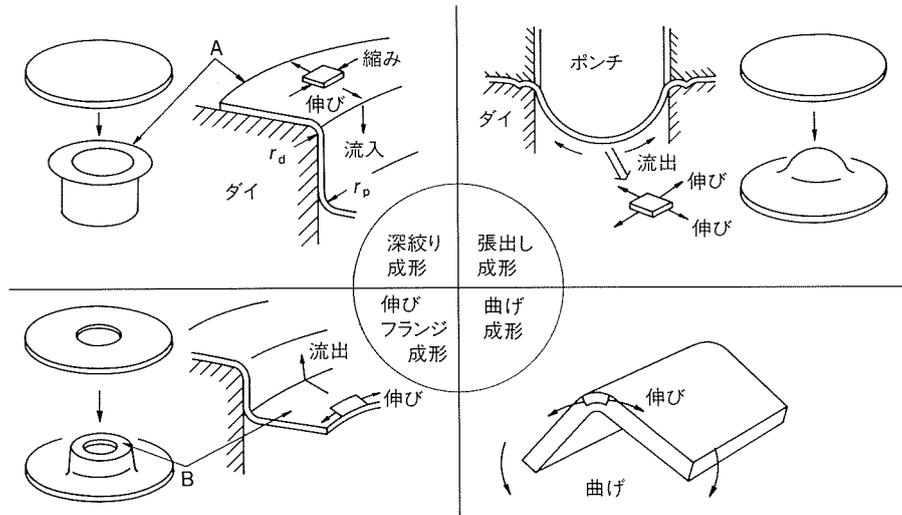
2. プレス成形の区分

板材のプレス成形は、図1²⁾に示すように深絞り成形、張出し成形、伸びフランジ成形、曲げ成形の4種類に区分することができる。それぞれの特徴は次のとおりである。

2.1 深絞り成形

深絞り成形の特徴は、フランジ部における円周方向の縮み変形である。ダイフェース上の材料は、縮みフランジ変形を受けながらダイフェース上を移動し、ダイR部で曲げ・曲げ戻しを受けた後、ダイキャビティ内へ流入する。深絞り成形における半径方向の変形は伸び変形であるが、ダイフェース上からダイキャビティ内へ流入した材料については、半径方向の引張力による伸び変形というよりも、むしろ、円周方向の縮み変形に起因した伸び変形である。したがって、深絞り成形では、側壁部の大部分で板厚が増加する。一方、成形荷重(ボンチ荷重)を負担するボンチR部の材料は、近似的に円周方向のひずみが零の平面ひずみ引張りを受け、板厚が減少する。

* 技術研究所応用研究部

図1 プレス成形の区分²⁾

2.2 張出し成形

張出し成形は、ダイフェース上の材料をダイキャビティ内へ流入させず、ダイキャビティ内の材料の伸び-伸び変形によって所定の形状を得る成形である。材料の表面積が増加する分だけ、板厚は減少する。実成形では、張出し成形といっても多少の材料流入を伴っていることが多い。

2.3 伸びフランジ成形

伸びフランジ成形は、材料のフランジ縁を伸ばす成形であり、穴広げがその代表例である。伸びフランジ成形においては、フランジ縁は一軸引張に近い伸び-縮み変形を受ける。

2.4 曲げ成形

曲げ成形の特徴は、板厚断面内で変形量が分布することであり、曲げの外側では引張変形、内側では圧縮変形となる。

アルミニウム板材のプレス成形品で、我々の身近にあるものとしては、器物、飲料缶、キャップなどを挙げることができる。これらには、寸法が比較的小さく、軸対称の単純形状であるという共通の特徴がある。図1の区分に従えば、主要な成形はいずれも深絞り成形である。

一方、自動車ボディパネルは、大寸法、かつ、複雑形状であり、成形の区分は深絞りりと張出しの複合成形であるが、どちらかというとも深絞りよりも張出しを主体とした成形が多い。この点で、上記の器物、飲料缶、キャップなどは大きく異なっている。なお、自動車ボディパネルの成形が張出し主体である理由は、大寸法、かつ、複雑形状であることにより、深絞り主体では、しわに代表される形状不良が発生しやすいためと考えられる。

3. 成形性評価試験方法

成形性評価試験は、引張試験、小型成形試験及びモデル

ル成形試験に分類できる。引張試験は材料の強度特性と変形特性を調査するもので、得られる物理量は材料特性値と呼ばれる。小型成形試験は、図1に示したプレス成形の区分に対応して、深絞り性試験、張出し性試験、伸びフランジ性試験及び曲げ試験に区分される。モデル成形試験とは、特定の成形問題をモデル化した試験のことである。以下、各試験方法について述べる。

3.1 引張試験

引張試験は、材料の性質を調べるためのもっとも基本的な試験である。その試験方法は、JIS Z 2241に規定されており、用いられる試験機はJIS B 7721に、試験片はJIS Z 2201に、それぞれ規定されている。板材の場合の引張試験片は、主として5号試験片である。引張試験によって得られる材料特性値並びに、それぞれの特性値と深絞り性及び張出し性と一般的な関係を表1³⁾に示す。ただし、アルミニウム合金板の場合、 n 値及び r 値と成形性との関係は、鋼板の場合ほど明確ではない。

3.2 深絞り性試験

深絞り性試験としては、Swift式深絞り試験が代表的である。図2に示すような平頭ポンチを用いたしわ押え付きの円筒絞りにおいて、破断することなく絞り抜ける最大ブランク直径を求め、これをポンチ直径で除した限界絞り比(LDR)が評価値となる。試験条件の規格はないが、表2の条件⁴⁾が推奨されている。なお、目的によっては、球頭ポンチを用いることもある。

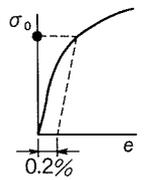
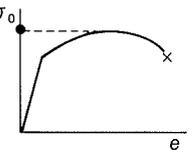
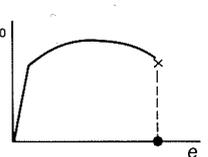
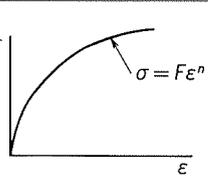
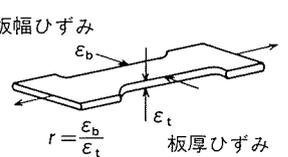
3.3 張出し性試験

張出し性試験としてはエリクセン試験、ポンチ張出し試験及び液圧バルジ試験がある。それらの試験方法を図3に示す。

3.3.1 エリクセン試験

エリクセン試験は、張出し性試験としてもっとも広く行われており、試験機はJIS B 7729に、試験方法はJIS Z 2247に、それぞれ規定されている。90 mm幅の帯板、

表1 引張試験によって得られる材料特性値と成形性の関係³⁾

引張特性値		深絞り性	張出し性
耐力 $\sigma_{0.2}$ (N/mm ²)		$\sigma_{0.2}$ 小 → ・しわが発生しにくい	$\sigma_{0.2}$ 小 → ・ポンチ底面の形状凍結が容易
引張強さ σ_B (N/mm ²)		σ_B 小 → ・しわが発生しにくい ・肉あまりを吸収しやすい	
(破断)伸び δ (%)			δ 大 → ・張出し限界高さ向上
加工硬化指数 n 値		n 値大 → ・しわが発生しにくい	n 値大 → ・ひずみ分布が均一化し破断しにくい ・ポンチ底面の形状凍結が容易
塑性ひずみ比 r 値		r 値大 → ・限界絞り比が向上	r 値大 → ・伸びフランジ性向上

(注) σ_0 : 公称応力=荷重/原断面積
 σ : 真応力=荷重/その時の断面積

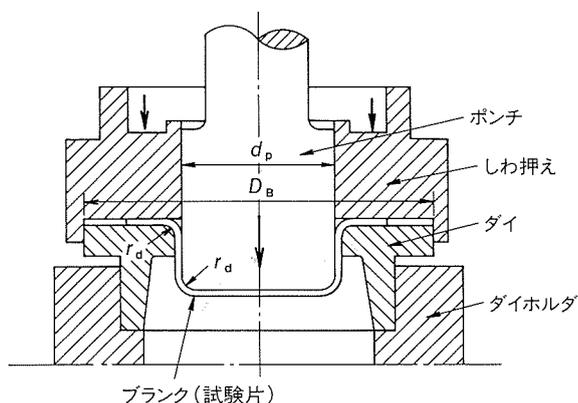


図2 平頭ポンチによるしわ押え付き円筒絞りの模式図

もしくは90 mmの正方形板又は円板に対して直径20 mmの球頭ポンチで張出しを行い、貫通割れが発生するまでの張出し高さをエリクセン値とする。試験方法には、しわ押えと試験片の間に0.05 mmの隙間を設けるA方法と、9.8 kNのしわ押え力かけるB方法がある。簡

便さの点からA方法が多く用いられているが、この場合はフランジ部からの若干の材料流入を伴っていることになる。試験形態としては、エリクセン試験はポンチ張出し試験の一種と考えることができる。

3.3.2 ポンチ張出し試験

直径50~100 mmとやや大きめの球頭ポンチを用い、しわ押え面に設けたビードによって、材料の流入を完全に阻止した状態で行う張出し試験は、一般にポンチ張出し試験と呼ばれる。この場合も、割れが発生するまでの張出し高さが評価値となる。米国の自動車メーカーを中心に盛んに行われている Limiting Dome Height (LDH) 試験³⁾は、種々の幅の長方形板を試験片としてポンチ張出し試験を行い、得られた最小の張出し高さを評価値とするものである。

3.3.3 液圧バルジ試験

剛体ポンチの代わりに、液圧によって張出し成形を行う試験が液圧バルジ試験である。この試験は、材料と工具の間の摩擦のないことが特徴であり、材料の純粋な張出し性を評価するには、もっとも適した試験方法であると考えられる。円形ダイを用いた場合(円バルジ)は、

表2 Swift式深絞り試験の推奨条件⁴⁾

適用板厚範囲 (mm)	0.32~1.30		0.45~1.86	
ポンチ直径 d_p (mm)	$32 \pm \begin{smallmatrix} 0 \\ -0.05 \end{smallmatrix}$		$50 \pm \begin{smallmatrix} 0 \\ -0.05 \end{smallmatrix}$	
ポンチ肩半径 r_p (mm)	4.5±0.1		5.0±0.1	
板厚範囲 (mm)	ダイ穴直径 d_d (mm)	ダイ肩半径 r_d (mm)	ダイ穴直径 d_d (mm)	ダイ肩半径 r_d (mm)
0.32~0.45	33.28	4.5	—	—
0.45~0.64	33.80	6.4	51.80	6.4
0.64~0.91	34.56	9.1	52.56	9.1
0.91~1.30	35.64	13.0	53.64	13.0
1.30~1.86	—	—	55.20	18.6
工具材料	良質の工具鋼で硬さ HV700 (HRC 60) 以上。			
工具の仕上げ	ブランクとの接触面のあらさ 0.25~0.5 μm。角半径は隣接面と滑らかに結ぶようにする。			
潤滑油	鉱油 (93.3°Cレッドウッド 70~80 秒) 90% + パラフィンワックス (塩素 35% 含有) 10%。			
しわ押え力	(必要最低しわ押え力 × 1.75) を超えないこと。			
絞り速度	3~20 mm/s。			
試験値	絞り比で 0.025 単位にブランク直径を変え、破断せずに絞れた最大ブランク直径の絞り比を LDR とする。			

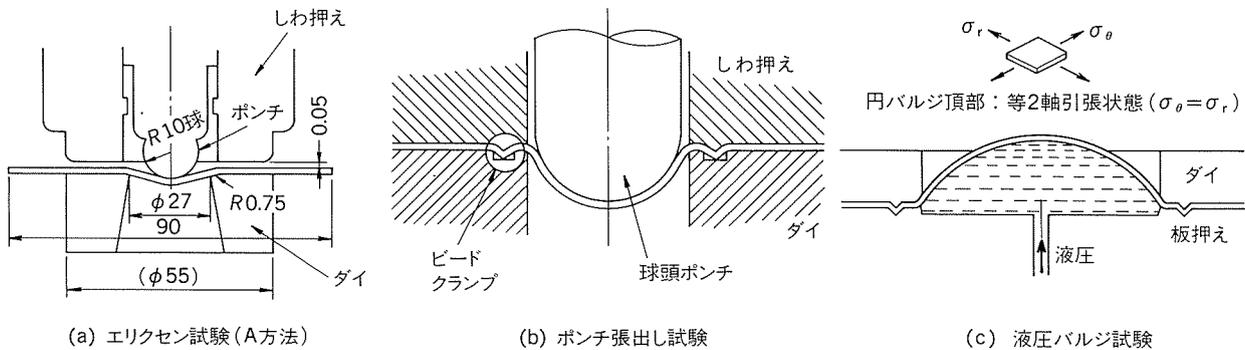
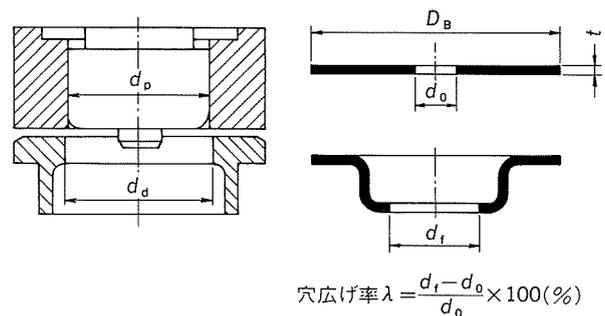


図3 張出し性試験方法

頂部が等2軸引張状態となり、楕円形ダイを用いた場合(楕円バルジ)は、楕円の軸比に応じた不等2軸引張状態となる。いずれの場合も割れ発生までの張出し高さ(バルジ高さ)が評価値であるが、円バルジの場合に限り、バルジ高さ h とダイ穴の半径 a の比の2乗 (h/a)² をバルジ係数と呼んで、評価値にすることもある。

3.4 伸びフランジ性試験

伸びフランジ性試験としては、Kaiser Wilhelm Institut (KWI) 提案の穴広げ試験が代表的である。図4に示すような工具を用い、試験片に予めあけられた穴にポンチ先端の突起を挿入してポンチを前進させ、穴を広げる。評価値は、穴の周辺に割れが発生したときの穴径 d_f と初期の穴径 d_0 から求まる限界穴広げ率 $\lambda = [(d_f - d_0)/d_0] \times 100\%$ である。なお、KWI法では平頭ポンチを用いることになっているが、目的によっては、球頭ポンチ、又は円錐ポンチを用いることもある。



ポンチ直径 d_p (mm)	穴径 d_0 (mm)	ダイ穴径 d_d (mm)	ブランク直径 D_B (mm)	板厚 t (mm)
55	16.5	61	>90	>2
40	12.0	44	>70	<2
25	7.5	27	<70	0.2~1.0
12	4.0	14	>25	0.2~1.0

図4 KWI穴広げ試験方法

3.5 曲げ試験

曲げ試験方法としては、図5に示す3通りの方法がJIS Z 2248に規定されている。評価値は、曲げた部分の外側に割れを生じることなく所定の曲げ角度まで曲げることのできる最小内側半径であり、通常は板厚に対する倍数で表わされる。

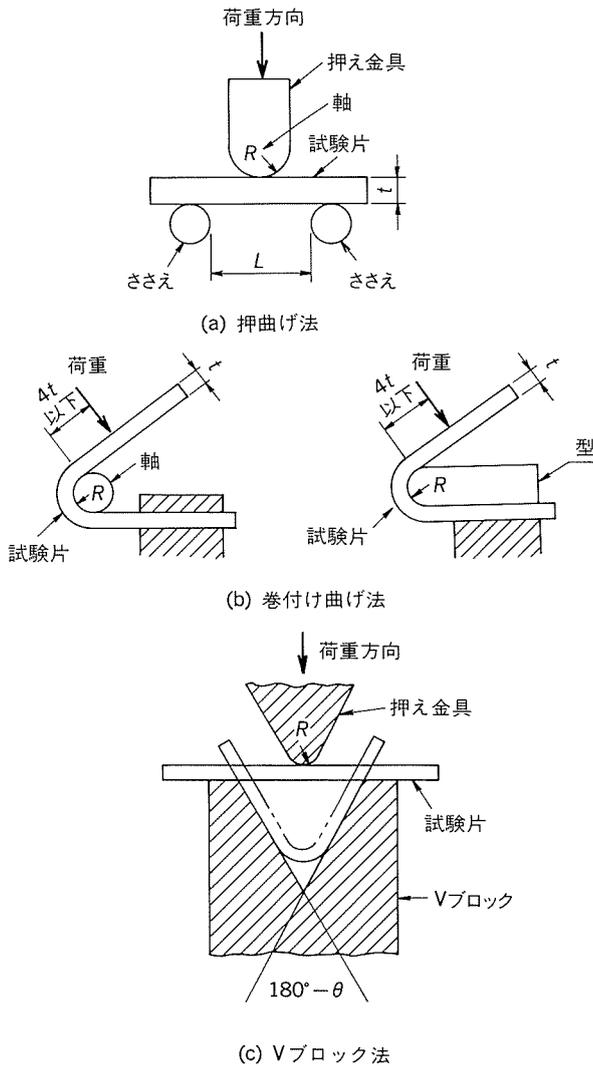


図5 曲げ試験方法 (JIS Z 2248)

3.6 その他の成形性評価試験

3.6.1 しわ評価試験

自動車ボディパネルのプレス成形においてしばしば問題となる絞り壁のボディしわを評価するための試験としては、図6に示す円錐台成形試験が有効であるといわれている⁶⁾。円錐台成形においては、不良現象として、ポンチR部での割れとダイR部に近い側壁のしわが発生する。しわ押え力と成形深さを種々に変えて円錐台成形を行うことによって、割れ限界線としわ限界線が得られ、割れとしわの両者を併せて評価することができる。

3.6.2 潤滑性評価試験

プレス成形性は、潤滑条件によって大きく変化するので、プレス成形性を考えるうえでは、何らかの潤滑性評価試験が不可欠である。著者らは、図7に示す試験装置を用いて、板押え力Hを変えてポンチに作用する加工力Pを測定し、P-H関係の勾配μによって、材料と工具の間のすべり潤滑性を評価している(μが小さいほどすべり潤滑性良好)。この方法は、P-H関係の勾配μを評価値とするため、板厚や材料強度が異なる場合にも、すべり潤滑性の相対比較が可能である。

3.7 スクライドサークル法と成形限界線図

スクライドサークル法とは、成形前の材料表面に円形模様を描いておき、成形後の円の変形状態からひずみを測定する方法である。サークルパターンの例とひずみの算定方法を図8に示す。サークル直径は、通常5~20mmであるが、局部ひずみを測定する場合には3mm以下にすることもある。ひずみは慣用ひずみε又は対数ひずみεが用いられる。

スクライドサークル法は、どのような成形試験にも適用可能である。引張試験及び種々のひずみ比の張出し試験に適用し、割れに隣接したサークルのひずみを測定すれば、図9に示すように、最大主ひずみと最小主ひずみを両軸とする成形限界線図が得られる。一方、実製品のプレス成形にスクライドサークル法を適用すれば、製品各部のひずみ状態が得られ、成形限界線図と重ね合わせることによって、各部の成形余裕度が分かる。

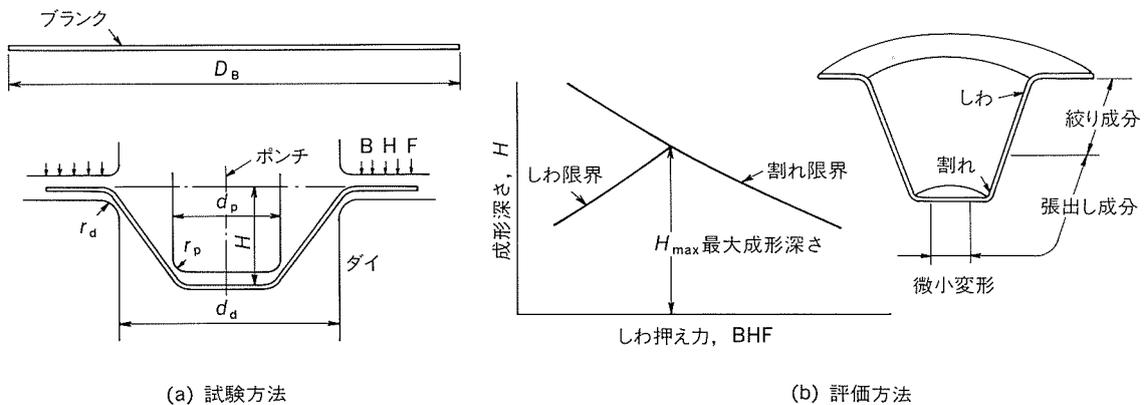


図6 円錐台成形試験方法⁶⁾

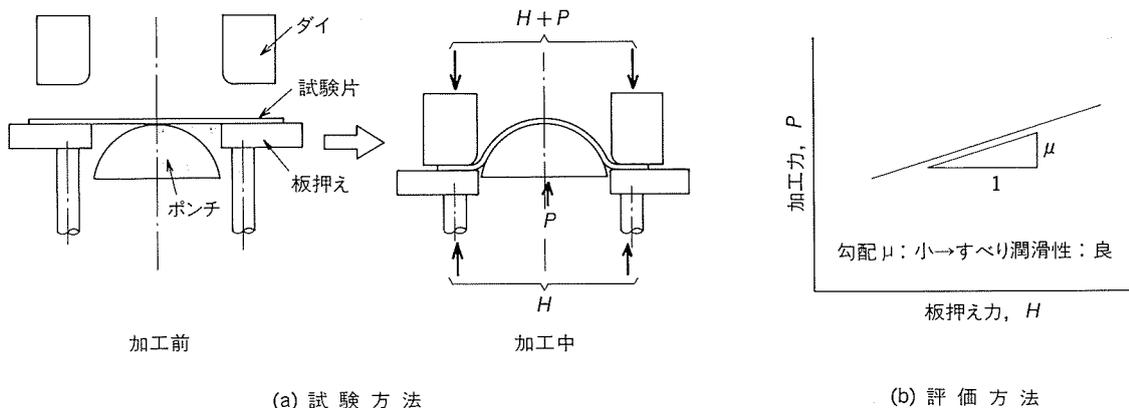
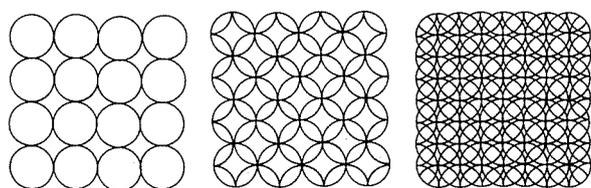
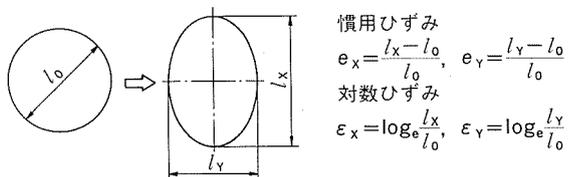


図7 すべり潤滑性試験方法



(a) サークルパターンの例



(b) ひずみの算定

図8 スクライブドサークル法

なお、図9は横軸を最大主ひずみ、縦軸を最小主ひずみとした成形限界線図であるが、縦軸を最大主ひずみ、横軸を最小主ひずみとする表示方法もある。

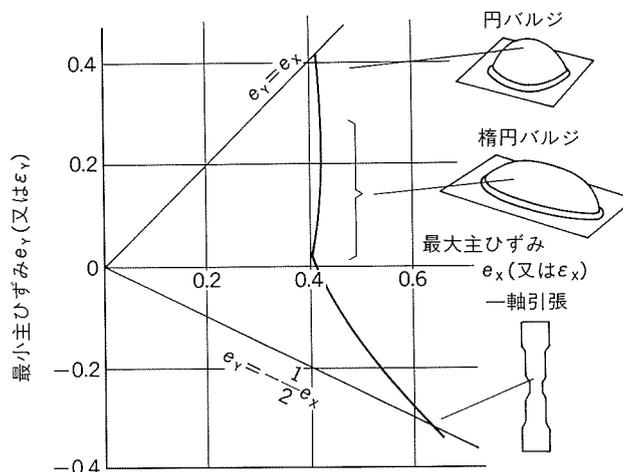


図9 成形限界線図の例

4. 自動車ボディ用アルミニウム合金板の成形性

4.1 伸び

当社の自動車ボディ用アルミニウム合金板の引張特性

値を表3に示す。表3には、比較のため冷延鋼板SPCCの値も併記した。アルミニウム合金の全般的な傾向として、強度と伸びは相反する関係にある。たとえば、純アルミニウムのO材は強度が低いため、自動車ボディへの適用は困難であるが、伸びは40~50%と大きい。自動車ボディには引張強さ250~300N/mm²のアルミニウム合金板が使用されており、当社のボディ材は、このクラスの材料としては比較的大きい伸びを有している。しかしながら、冷延鋼板の伸びには及ばない。

表3 自動車ボディ用アルミニウム合金板と冷延鋼板の引張特性値

合金系	材質	成分 (mass %)	引張強さ (N/mm ²)	耐力 (N/mm ²)	伸び (%)	n 値	r 値
5000系	GC45-O	Al-4.5Mg-Cu	270	140	30	0.30	0.67
	GC150-O	Al-5.0Mg-Cu	280	140	34	0.31	0.63
	GM245-O	Al-4.5Mg-Mn	270	130	28	0.30	0.70
	GZ145-T4	Al-4.5Mg-1.2Zn-Cu	270	140	30	0.30	0.65
6000系	SG12-T4	Al-0.5Mg-1.3Si	260	140	30	0.23	0.70
	SG08-T4	Al-0.7Mg-0.8Si-Cu	280	150	28	0.23	0.70
冷延鋼板 (SPCC)			280~320	150~200	40~48	0.22~0.25	1.5~2.0

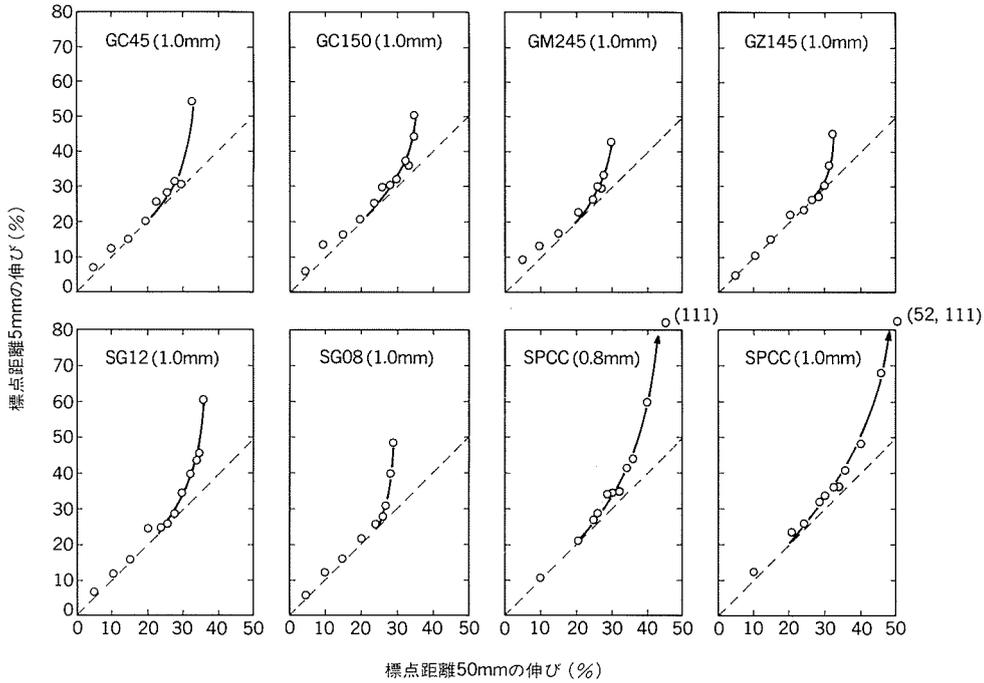


図10 引張過程における標点距離50mmの伸びと5mmの伸びの関係

図10は当社自動車ボディ用アルミニウム合金板（板厚1.0mm）と冷延鋼板 SPCC（板厚0.8mm 及び1.0mm）の引張過程における伸びの変化を、長短2通りの標点距離で測定したものである。各材料とも、最初のうちは一様に伸びるので標点距離の影響は現われないが、ある程度以上になると局部的に伸び始めるので、標点距離を短くした場合の方が伸びの値は大きくなる。図10において、両標点距離での伸びに差のない範囲を一樣伸び、それ以降を局部伸びと考え、各材料の破断伸びの内訳は図11のようになる。アルミニウム合金板と冷延鋼板を比較すると、一樣伸びは同等、もしくはアルミニウム合金板の方がやや大き目であるが、局部伸びは冷延鋼板の方が圧倒的に大きい。

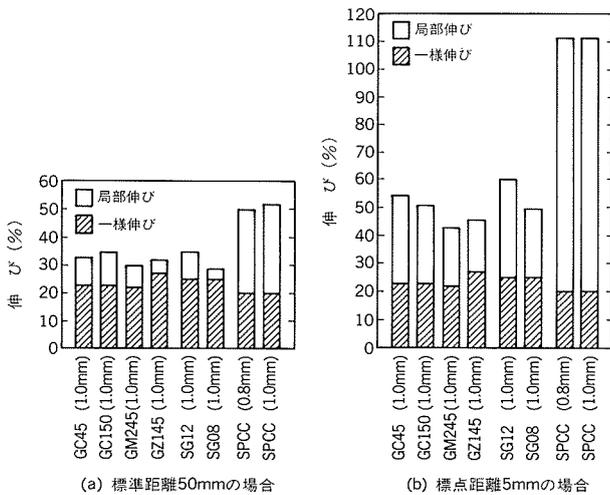


図11 破断伸びの内訳

図12に、各材料の破断後の引張試験片について測定した伸びの分布を示す。アルミニウム合金板は、冷延鋼板と比較すると、5000系、6000系とも、破断点近傍の局部伸びの広がり領域が狭いことが分かる。

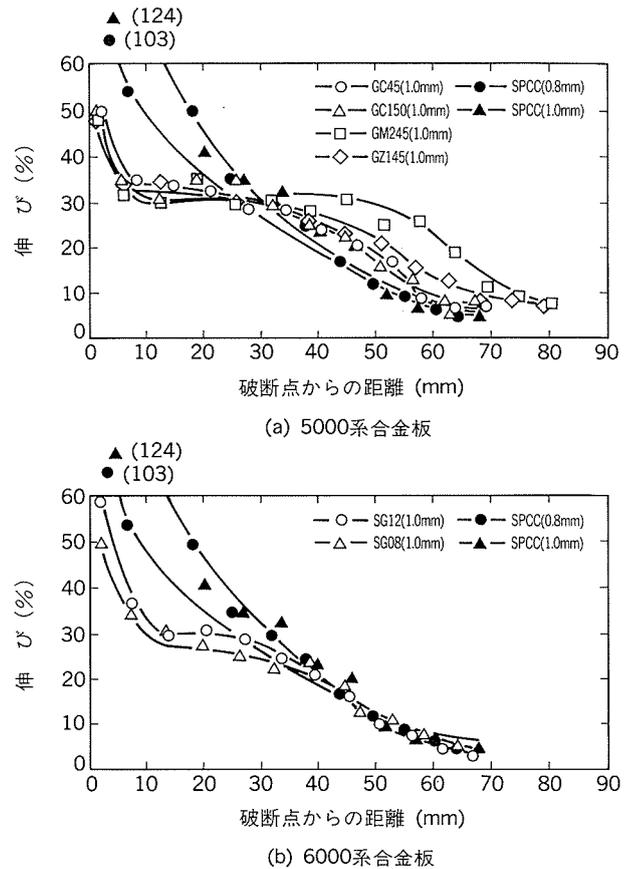


図12 引張試験片破断後の伸びの分布（標点距離5mm）

4.2 n 値及び r 値

当社自動車ボディ用アルミニウム合金板と冷延鋼板 SPCC の n 値, r 値は, 代表値を前掲の表 3 に示した。図 13 及び図 14 はひずみ量に対する n 値及び r 値の変化をそれぞれ測定した結果である。アルミニウム合金板の n 値は, ひずみ量によって多少変化するようであるが, r 値はひずみ量が違っててもほとんど変化しない。冷延鋼板と比較すると, n 値はやや大きい, r 値ははるかに小さい。

なお, 鋼板については, n 値及び r 値と成形性との対応がかなり明確に認められており, 一般的には, n 値が大きいほど張出し性が, r 値が大きいほど深絞り性が, それぞれ良好であると理解されている。しかしながら, ここで自動車ボディ用アルミニウム合金板の n 値が冷延鋼板より大きく, r 値が小さいからといって, これらのアルミニウム合金板が張出し性が良好で, 深絞り性が劣っているということではない。4.3 及び 4.4 節で述べるように, 実際はまったく逆である。 r 値が小さいのはアル

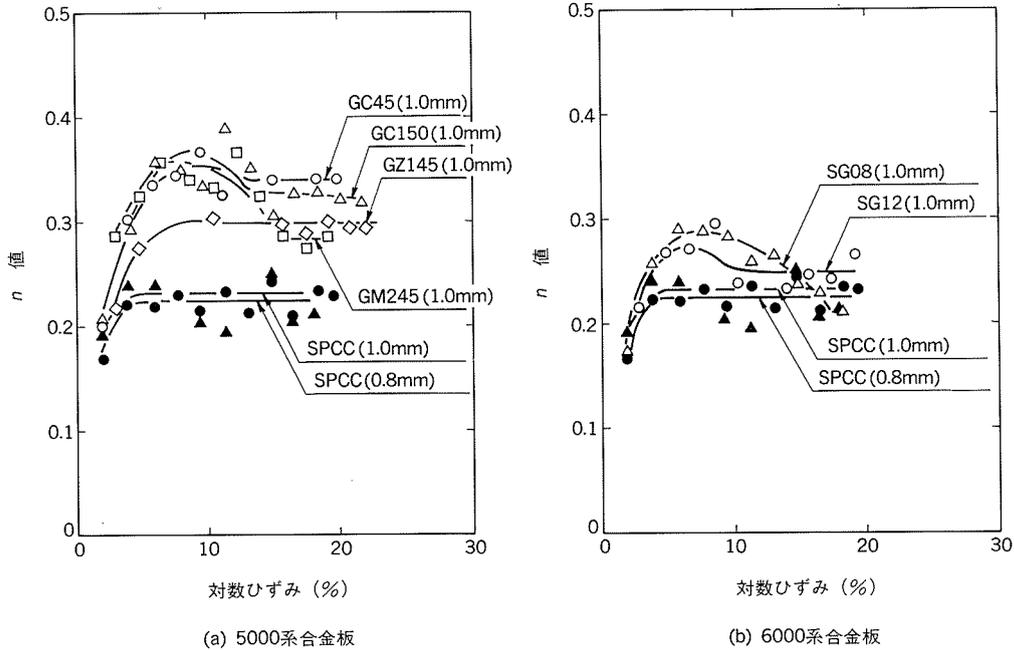


図13 ひずみ量に対する n 値の変化

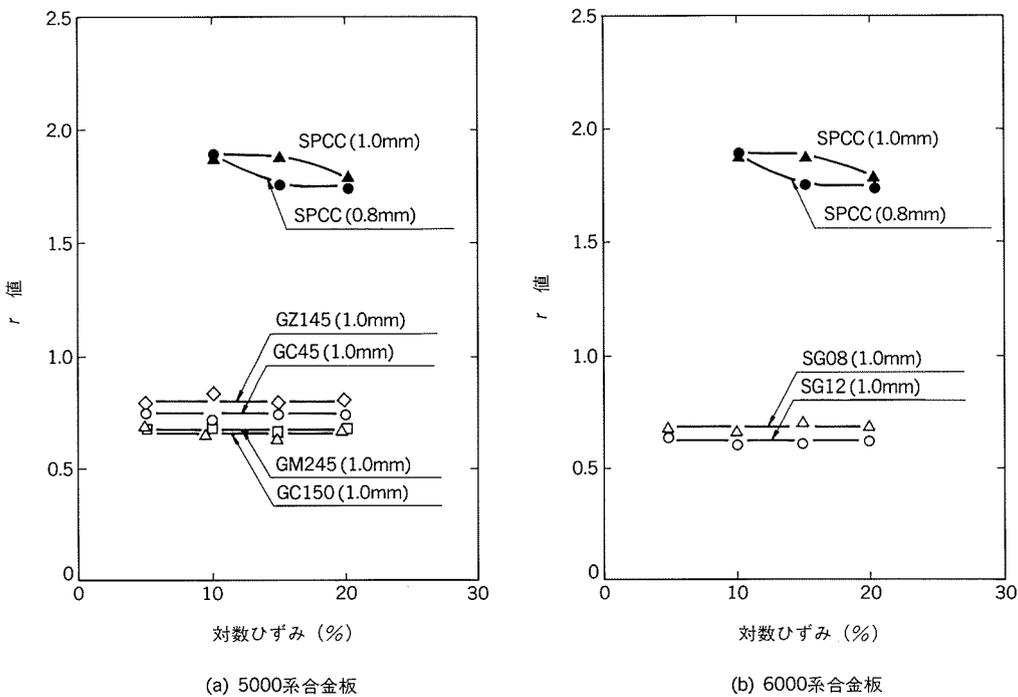


図14 ひずみ量に対する r 値の変化

表4 自動車ボディ用アルミニウム合金板と冷延鋼板の成形性試験値

材質	板厚 (mm)	限界絞り比 LDR	エリクセン値		バルジ高さ (mm)					限界穴広げ率 (%)	
					円	楕円 58×94		楕円 38×94			
			白ワセリン	ジョンソフックス		φ100	0°	90°	0°	90°	切削穴
GC45	1.0	2.07	9.4	10.2	30.2	21.2	21.0	15.2	15.1	50	35
GC150	1.0	2.06	9.7	10.3	29.8	21.6	21.3	16.0	16.1	50	37
GM245	1.0	2.06	10.4	10.6	30.4	20.6	21.0	14.6	14.8	46	30
GZ145	1.0	2.07	9.9	10.3	30.1	20.2	20.5	15.0	15.0	48	38
SG12	1.0	2.04	9.5	9.7	29.6	22.3	21.2	16.8	15.8	51	38
SG08	1.0	2.01	9.5	9.6	29.9	21.5	21.9	16.1	15.5	45	32
SPCC	0.8	2.21	11.8	12.4	34.5	25.4	23.8	18.2	18.1	162	120
SPCC	1.0	2.23	12.6	13.1	36.6	27.1	25.2	19.9	19.7	165	124

ミニウム合金板の全般的な傾向であり、器物などに用いられる深絞り性良好な材料でも、 r 値は決して大きくない。もし、他の特性を犠牲にすることなく r 値を大きくできれば、アルミニウム合金板の深絞り性はさらに向上するものと思われる。

4.3 深絞り性

当社自動車ボディ用アルミニウム合金板と冷延鋼板SPCCの成形性試験値を表4に示す。自動車ボディ用アルミニウム合金板の限界絞り比は2.0~2.1の間にあり、5000系の方が6000系よりもわずかに大きい。冷延鋼板の限界絞り比2.2強と比較すると、アルミニウム合金板の限界絞り比は小さいが、その差は後述する他の成形性の差に比べれば比較的小さい。

4.4 張出し性

当社自動車ボディ用アルミニウム合金板と冷延鋼板SPCCについて測定したエリクセン値とバルジ高さを表4に併せて示した。自動車ボディ用アルミニウム合金板と冷延鋼板を比較すると、エリクセン値、バルジ高さとも、すべての試験条件において冷延鋼板の方が大きい。アルミニウム合金板の材質に関しては、等2軸張出し性を表わすエリクセン値と円バルジ高さは5000系の方が6000系よりも全体的にやや大き目であるが、不等2軸張出し性を表わす楕円バルジ高さでは、その差がはっきりとしない。

バルジ試験と引張試験にスクライブドサークル法を適用して求めた成形限界線図を図15に示す。アルミニウム合金板についてはサークル直径を3通りに変えて実施した。その結果、成形限界ひずみは、直径の小さいサークルを用いた場合の方が大きく算定されたが、材質に関してはそれぞれをプロットできるほどの差が得られなかったので、6材質の平均値で示した。自動車ボディ用アルミニウム合金板と冷延鋼板の成形限界をサークル直径10mmと比較すると、アルミニウム合金板の成形限界は同

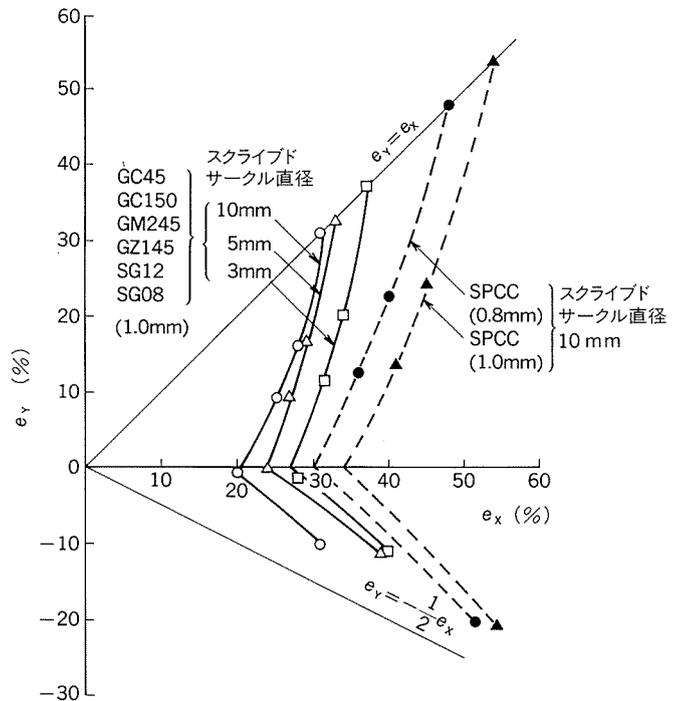


図15 自動車ボディ用アルミニウム合金板と冷延鋼板の成形限界線図

板厚の冷延鋼板の60%弱しかない。

4.5 伸びフランジ性

当社自動車ボディ用アルミニウム合金板と冷延鋼板SPCCについて測定した、切削穴と打抜き穴の限界穴広げ率を表4に併せて示した。穴の直径は12mmとし、打抜き穴打抜き時の工具クリアランスは、板厚の10%とした。自動車ボディ用アルミニウム合金板の限界穴広げ率は、切削穴の場合が45~50%であり、打抜き穴の場合は30~40%に低下した。一方、冷延鋼板の限界穴広げ率は切削穴の場合が約160%、打抜き穴の場合が約120%と、いずれもアルミニウム合金板の3~4倍の値であった。

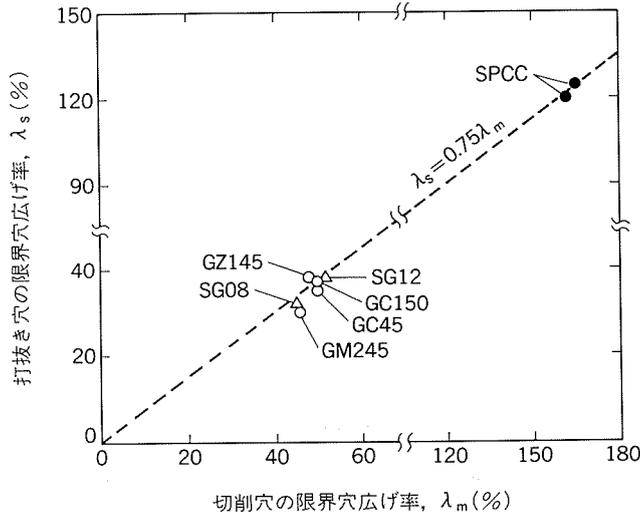


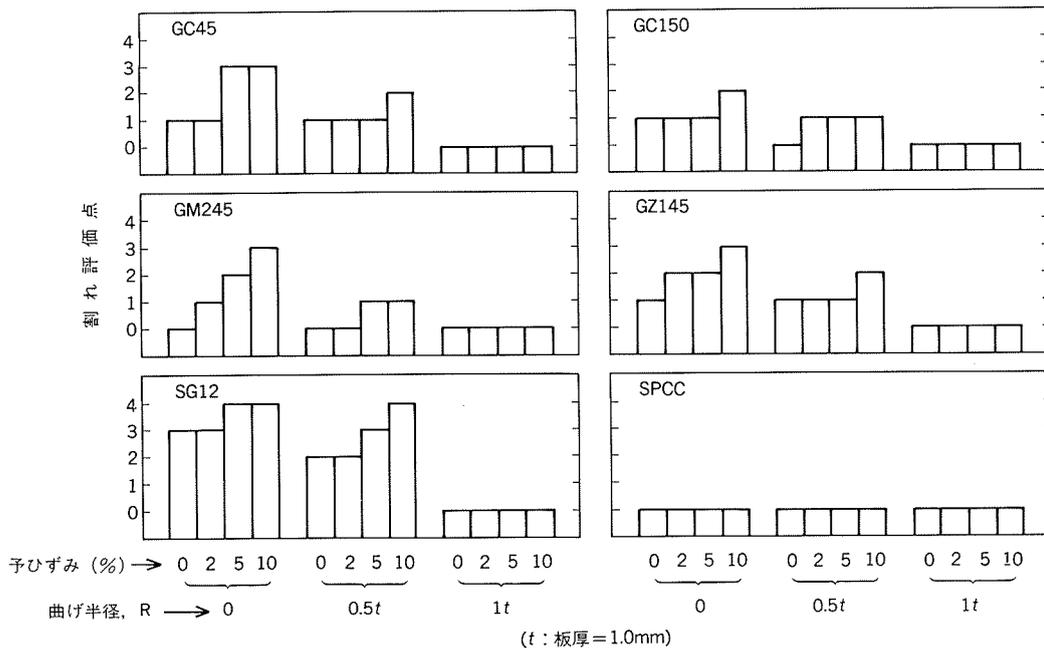
図16 切削穴と打抜き穴の限界穴広げ率の比較

すなわち、自動車ボディ用アルミニウム合金板の伸びフランジ性は、冷延鋼板よりも大幅に劣っているといえる。したがって、ブランクに予め穴をあけ、その穴広がりを利用して成形する方法は、アルミニウム合金板にはあまり有効ではないと考えられる。

図16は切削穴と打抜き穴の限界穴広げ率の比較図である。アルミニウム合金板、冷延鋼板ともに、打抜き穴の限界穴広げ率は切削穴の75%程度である。

4.6 曲げ性

自動車ボディパネルの成形において、曲げ性が特に問題となるのは、アウターパネルとインナーパネルを接合するとき、アウターパネルのヘム加工である。一般にアウターパネルは、ヘム加工の前工程で引張予ひずみを受けるため、ヘム加工時の曲げ性は元板よりも多少低下していることが予想される。図17は、当社自動車ボディ



(a) 180°曲げ試験結果

割れ評価点	0	1	2	3	4
外観 (×2×0.7)					
断面 (×20×0.7)					

(b) 判定基準

図17 自動車ボディ用アルミニウム合金板と冷延鋼板の180°曲げ性に及ぼす引張予ひずみと曲げ半径の影響 (板厚: 1.0mm, 曲げ方向: 圧延直角方向)

用アルミニウム合金板と冷延鋼板SPCCについて、180°曲げ性に及ぼす引張予ひずみと曲げ半径の影響を調査した結果である。冷延鋼板は、10%の予ひずみを与えた後の密着曲げ ($R=0$) でもまったく問題がなかったが、アルミニウム合金板は $R=0$ 又は $0.5t$ (t : 板厚=1.0 mm) の場合、予ひずみの量が多くなるにつれて、曲げ外側に割れが発生しやすくなった。曲げ部の断面写真から判断して、割れ評価点0及び1を合格とすれば、通常のヘム加工 (フラットヘム) は $R=0.5t$ に相当するので、5000系合金板では、予ひずみが5%以下であればフラットヘムが可能と考えられる。6000系合金板SG12は予ひずみ0でも $R=0.5t$ で微小割れを生じている (割れ評価点2) ので、フラットヘムは困難であり、ロープトヘム⁷⁾を採用する必要があると考えられる。

5. プレス成形における問題点

5.1 割れ及びしわ

プレス成形における最大のトラブルは割れであるが、しわの発生によって成形の程度が制限されることもある。また、割れ対策のためにプレス条件を変更したところ、しわが発生するケースや、逆のケースも起こり得る。自

動車ボディ用アルミニウム合金板GC45と冷延鋼板SPCCの円錐台成形試験結果を図18に示す。潤滑油として低粘度の防錆油を用いた場合、GC45合金板と冷延鋼板でしわ限界はあまり差がなかったが、割れ限界はGC45合金

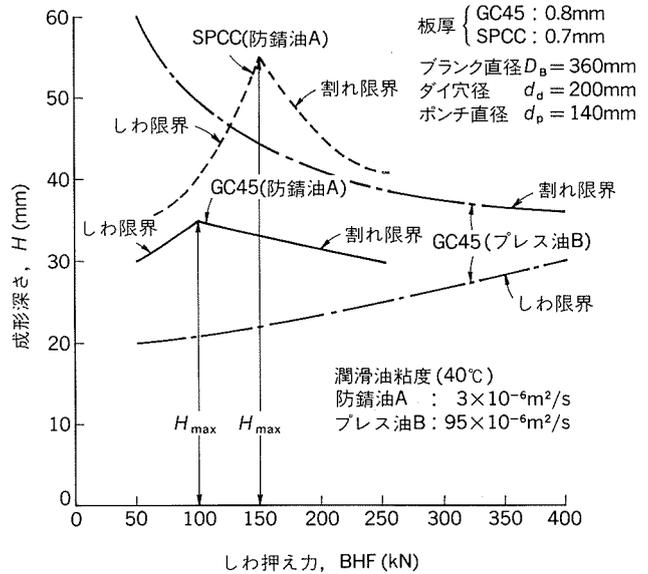
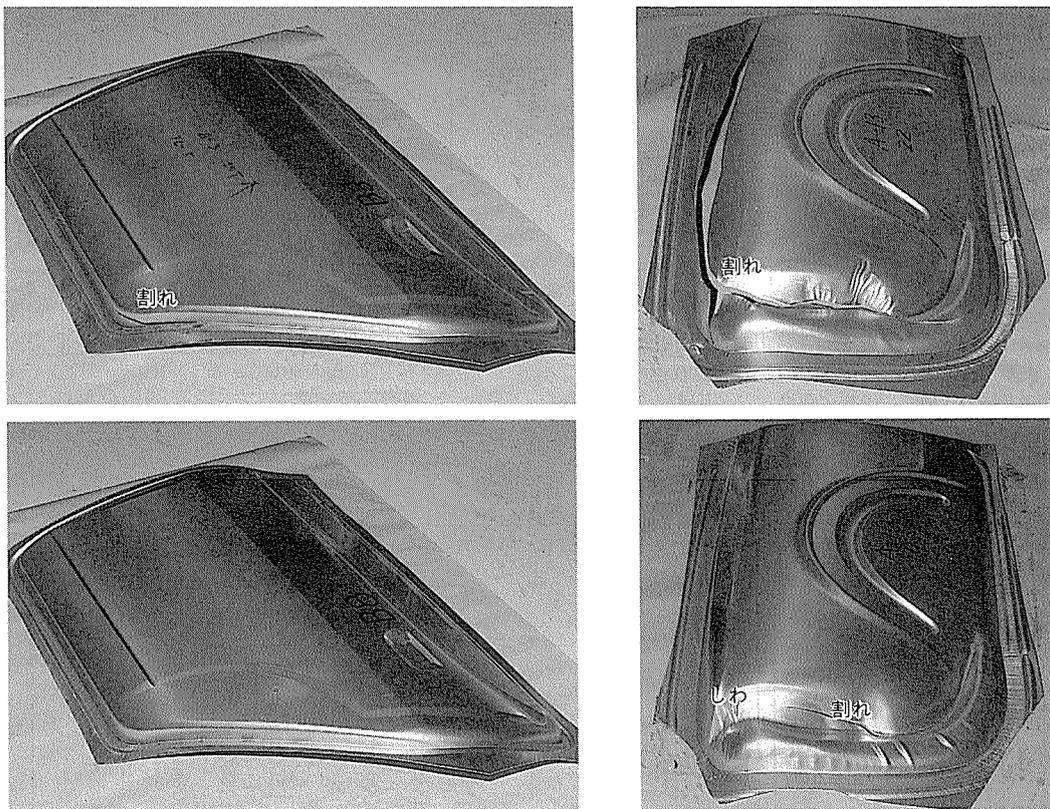


図18 GC45合金板と冷延鋼板の円錐台成形試験結果



(a) ドア

(b) フロントフェンダー

図19 GC45合金板の実プレス成形試験例

(板厚: 0.8mm, 潤滑油 { 上段: 防錆油A ($3 \times 10^{-6} \text{m}^2/\text{s}$)
下段: プレス油B ($95 \times 10^{-6} \text{m}^2/\text{s}$)

板の方がかなり低く、割れもしわもなく成形できた最大成形深さ H_{max} を比較すると、GC45合金板は冷延鋼板の約60%であった。また、GC45合金板に対して潤滑油を高粘度のプレス油に変更した結果、防錆油の場合と比較すると、割れ限界はかなり向上したが、しわ限界は逆に低下し、 H_{max} に関しては防錆油の場合とほとんど変わらないようであった。

図18で、防錆油を用いた場合のGC45合金板と冷延鋼板の割れ限界の差は、主として張出し性の差であり、プレス油を用いた場合は、フランジ部からの材料流入が多くなった結果、割れ限界は向上したものの、しわ限界は低下したと考えられる。

図19は防錆油及びプレス油を用いて、GC45合金板を実際の自動車ボディパネルにプレス成形した例である。(a)のドアは防錆油では割れが発生したが、プレス油を用いた場合には割れなく成形でき、しわの発生もなかった。しかし、(b)のフロントフェンダーはプレス油を用いても割れがとりきれず、しわが助長された。

以上の結果から、アルミニウム合金板のプレス成形に

おいては、まず割れ対策として高粘度油の使用が有効であり、しわに対しては、絞りビードの配置と形状を工夫すること等により、フランジ部からの材料の流入量をうまくバランスさせる必要があると思われる。

5.2 潤滑性

前項において、アルミニウム合金板のプレス成形における割れ対策として、高粘度油の使用が有効であることを示したが、多くの場合、量産ラインでの高粘度油の使用は、ハンドリング性、脱脂性などの点から無理がある。高粘度油による割れ防止効果は、潤滑性が向上するためと考えられるので、著者らは材料表面のすべり潤滑性について検討した。試験装置と評価方法は前述の図7に示したとおりであり、GC45合金板についての試験結果を図20に示す。得られた結果は次のとおりである。

(1) 防錆油を用いた場合のすべり潤滑性は、材料表面が平滑な方が良好であったが、すべり潤滑性に及ぼす潤滑油種の影響は材料表面程度の影響以上に大きく、潤滑油粘度が高いほど、すべり潤滑性は良好であった。

(2) 固形潤滑処理DL1を施した材料はすべり潤滑

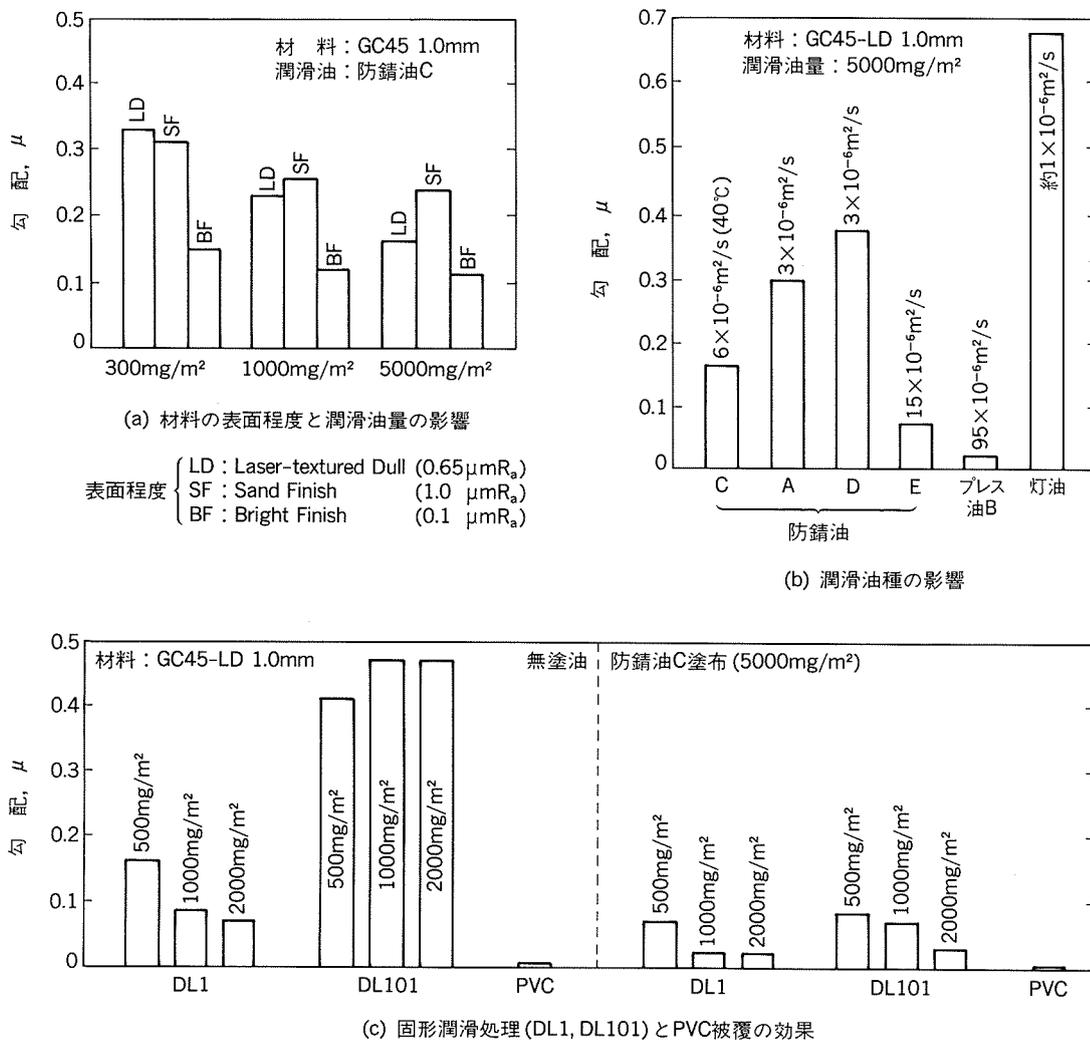


図20 すべり潤滑性試験結果

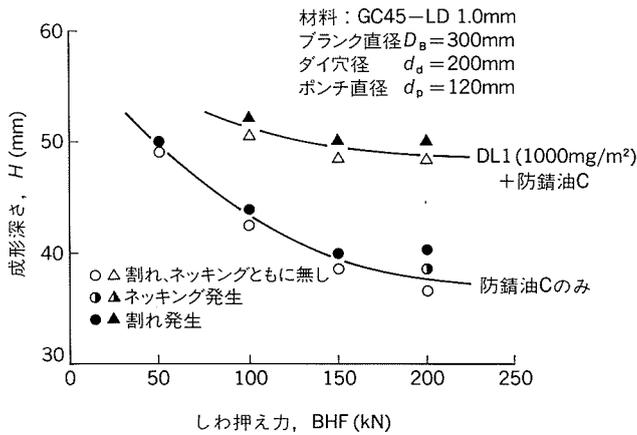


図21 固形潤滑処理DL1による円錐台成形の割れ限界の向上

性良好であり、塗布量1000mg/m²以上の場合、防錆油を併用することによって、プレス油（B）とほぼ同等のすべり潤滑性が得られた。

（3）プレストライ等において使用されることがあるPVC被覆材のすべり潤滑性は、プレス油（B）以上に良好であった。

固形潤滑処理DL1による潤滑性向上効果を円錐台成形の割れ限界で調査した結果を図21に示す。この場合の試験条件は図18の場合とは異なっているが、「DL1(1000 mg/m²)+防錆油」によって、図18におけるプレス油と同様、「防錆油のみ」と比較して割れ限界が大幅に向上した。

なお、固形潤滑処理DL1は裸材と比較するとスポット溶接性が多少低下するが、脱脂性は全く問題のないことを確認済である。

5.3 スプリングバック

スプリングバックは、曲げ変形を受けた材料が除荷時に弾性回復して、曲げ角度の減少あるいは曲げ半径の増

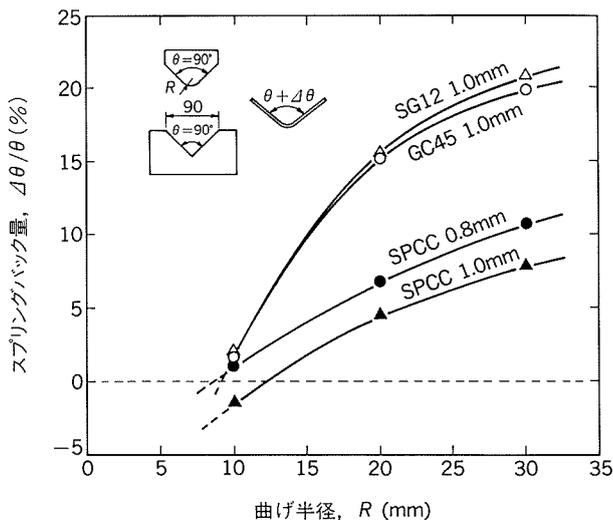


図22 90°V曲げにおける曲げ半径とスプリングバック量の関係

加が生じる現象である。アルミニウム合金板と冷延鋼板SPCCの90° V曲げにおける曲げ半径とスプリングバック量の関係を図22に示す。スプリングバック量は曲げ半径が大きいほど大きく、板厚に関しては薄いほど大きい。アルミニウム合金板と冷延鋼板のスプリングバック量を比較すると、アルミニウム合金板は弾性係数が小さい（アルミニウム合金板：70kN/mm²、鋼板：210kN/mm²）分、スプリングバック量が大きい。また、一般に、スプリングバック量は降伏強さの大きい材料の方が大きいですが、GC45及びSG12合金板では、耐力がほぼ等しいので、スプリングバック量にもほとんど差がない。

図23は、図7に示したすべり潤滑性試験装置を用いて、曲げ半径55mmの円弧曲げ成形を行ったときのスプリングバック量を、曲げ成形時に材料に発生した引張応力で整理したものである。ここでのスプリングバック量はプレス下死点における円弧高さh₀(=42mm)とスプリングバック後の円弧高さhから、[(h₀-h)/h₀] \times 100%で算出し、引張応力はポンチに作用する加工力Pから求めた。引張応力が小さい場合は、アルミニウム合金板のスプリングバック量は冷延鋼板よりも大きいが、引張応力が加わることによるスプリングバック量の減少は、アルミニウム合金板の方が冷延鋼板よりも急であり、引張応力が大きくなると、アルミニウム合金板のスプリングバック量は冷延鋼板を下回った。

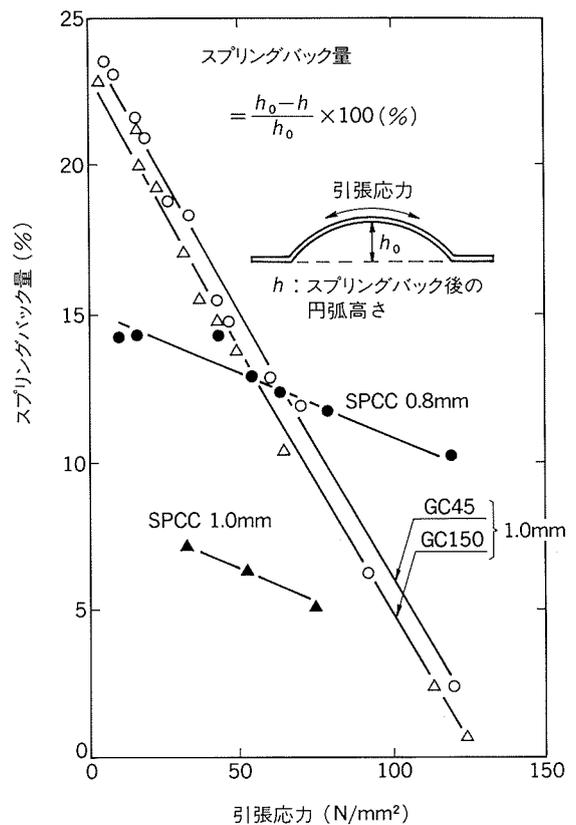


図23 円弧曲げのスプリングバック量に及ぼす引張応力の影響

5.4 張り剛性及び耐デント性

張り剛性と耐デント性は、いずれも成形後のパネル表面に外力が作用した場合のパネルの強さを表わすものである。したがって、プレス成形における問題点というわけではないが、プレス成形品の機能上の問題点として、その概要を述べることにする。

張り剛性は外力に対するパネルの剛性であり、たとえば、パネルを手で押した場合の抵抗感がそれに相当する。耐デント性はパネルに局部的に加わった外力が取り除かれたときの、へこみ（デント）のできにくさを意味している。この場合の外力としては、指先等で強く押す場合と小石等が飛来して当たる場合とがあり、前者は静的デント、後者は動的デントと呼ばれる。

図24は、曲率半径 800mm のかまぼこ形状の中抜枠に種々の板厚の GC45合金板あるいは冷延鋼板の 4 辺を固定して模擬パネルを作成し、凸面の中央に先端半径 50 mm の鋼製圧子を押し込んだ場合の荷重-変位線図である。GC45合金板、冷延鋼板とも、板厚が厚いほど剛性が高く、同板厚で両者を比較すると、GC45合金板よりも冷延鋼板の方が剛性が高い。しかしながら、このような場合の荷重-変位線図は一般に非線形となるため、剛性が等しくなる GC45合金板と冷延鋼板の板厚比は荷重の大きさによって異なる。いま仮りに、荷重 250N でみることにすれば、同じ変位となる等価板厚比（GC45合金板/冷延鋼板）は約 1.6 である。また、これらの関係は、パネルの曲率半径によっても異なり、曲率半径 1600mm 及び 3000mm の中抜枠を用いた場合の、荷重 250N での等価板厚比は 1.4~1.5 であった。

図25は、3種類の板厚の GC45合金板で試作した小型乗用車フード・アウトパネルの静的及び動的デント量を、

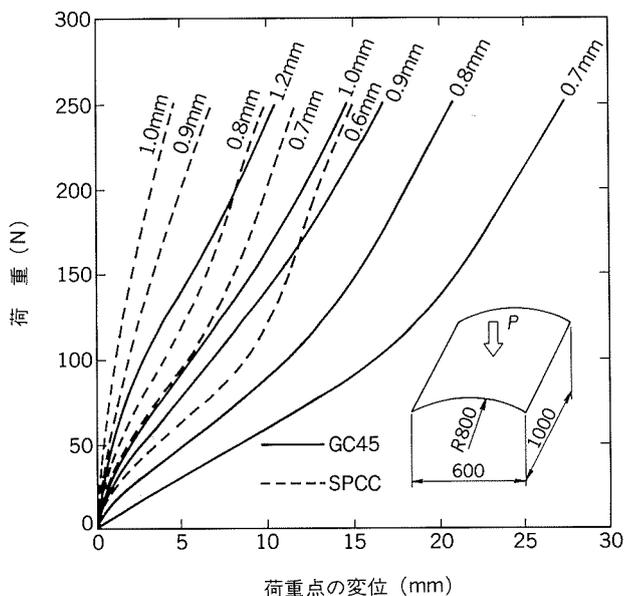


図24 GC45合金板及び冷延鋼板製かまぼこ形状パネルの荷重-変位線図

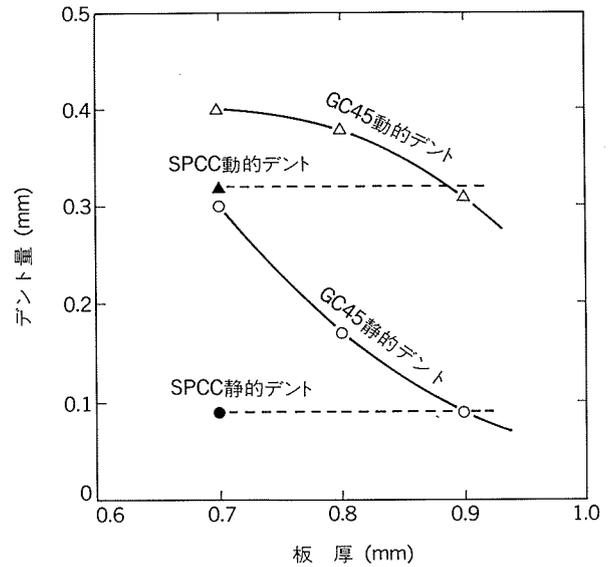


図25 GC45合金板及び冷延鋼板製フード・アウトパネルの静的及び動的デント量
(静的デント：250N 負荷後
動的デント：直径30mm鋼球×2m自然落下)

冷延鋼板 SPCC 製パネルのそれらと比較した結果である。供試パネルの荷重点近傍の曲率半径は、X方向が約3000mm、Y方向が約2000mmであった。静的デント試験の圧子は先端半径50mmの鋼製であり、250N 負荷後のへこみ深さを測定した。動的デント試験は直径30mmの鋼球（質量110g）を2mの高さから自然落下させた。結果は静的デント量、動的デント量とも、板厚0.7mmの冷延鋼板とほぼ等しくなる GC45合金板の板厚は0.9mmであった。この場合の等価板厚比は約 1.3 である。

張り剛性、耐デント性とも、パネルの寸法や形状の影響が大きいため、すべての場合に通用する法則はないが、張り剛性には弾性係数と板厚が、耐デント性には降伏強さと板厚が、それぞれ影響する。したがって、アルミニウム合金板にとっては、耐デント性よりも張り剛性が問題となることが多い。

6. 成形性向上が期待できる特殊成形法

6.1 対向液圧成形

対向液圧成形は、1工程での限界絞り比を向上させることが可能な深絞り成形法であり、すでに2ドアパーソナルカー（1000台/月）のフードアウト、フロントフェンダ等の成形に実用されている⁹⁾。対向液圧成形の加工工程を図26⁹⁾に示す。対向液圧成形では、ダイキャビティ内を液圧で満たした状態でダイフェース上に材料を置き、しわ押え力をかけて、ポンチを前進させる。材料は液体で満たされたダイキャビティ内に押し込まれるため、ダイキャビティ内には液圧が発生し、材料はポンチに押し付けられる。このため、成形中は成形された側壁部とポンチ

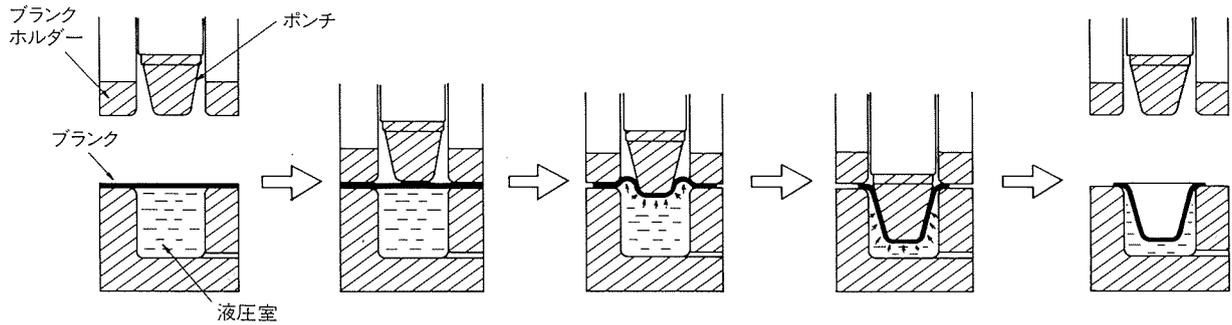


図26 対向液圧成形の加工工程⁹⁾

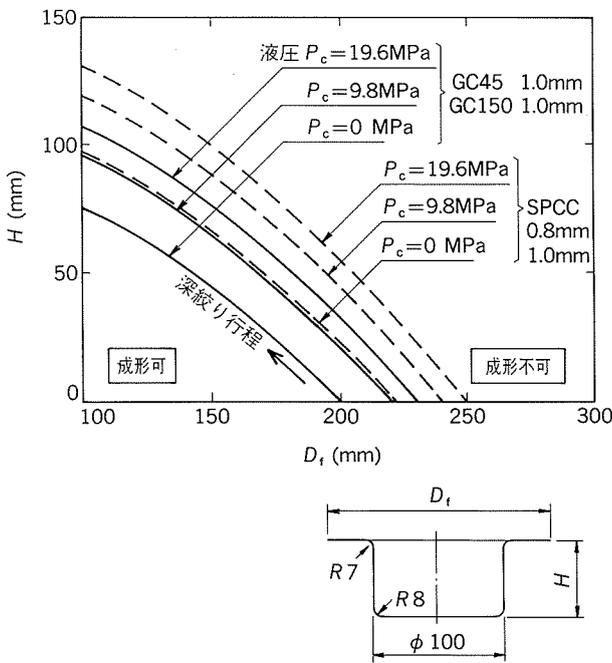


図27 GC45, GC150合金板及び冷延鋼板の円筒深絞りにおける対向液圧の効果

との間に摩擦力が発生し、この摩擦力が成形荷重の一部を負担するので、成形品のポンチ R 部にかかる力が軽減され、ポンチ R 部での割れが抑制される。

図27は、自動車ボディ用アルミニウム合金板と冷延鋼板の、直径100mmの円筒深絞りにおける対向液圧の効果进行调查した結果である。通常法で2.0(～2.1)であったGC45及びGC150合金板の限界絞り比が、対向液圧法では2.3まで向上し、冷延鋼板の通常法による限界絞り比2.2を上回った。

なお、純アルミニウムのO材については、対向液圧法で絞り比2.9まで可能であったと報告されている¹⁰⁾。

6.2 しわ押え力制御成形

成形中にしわ押え力を変化させるという考え方はかなり以前からあったが、最近になって、アルミニウム合金板に適用した場合にも実用性が高いと思われる新しい方法がいくつか提案されている。真鍋ら¹¹⁾は、深絞り工程におけるしわ押え力と成形荷重の関係に着目し、深絞り性

向上法として、深絞り行程中の成形荷重が常に破断荷重直下の一定値となるように、しわ押え力を連続して制御する方式を考案した。

広瀬ら¹²⁾は、自動車のフロントフェンダをモデルとした大寸法モデル型を用いて高張力鋼板のプレス成形試験を行い、しわ押え力の制御がボディしわに及ぼす影響を調査した。その結果、図28に示すように、成形初期は低圧とし、成形後期にしわ押え力を急増させるパターンが、ボディしわの抑制に効果的であった。

6.3 温間成形

アルミニウム合金の伸びは、ある温度範囲においては温度の上昇とともに向上する。一例として、5182-O合金板の200℃における成形限界線図を図29¹³⁾に示す。破線で示されている25℃の成形限界と比較すると、温度が上がることで成形限界が向上していることが分かる。ただし、200℃では成形速度の影響が大きく、成形速度が速い場合は、成形性の向上があまり期待できない。しかし、成形限界線図で表わされる張出し領域は、アルミニウム合金板にとって不得手な領域であるため、たとえ成

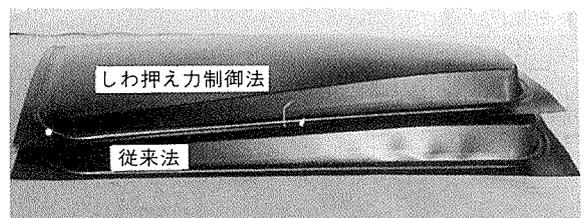
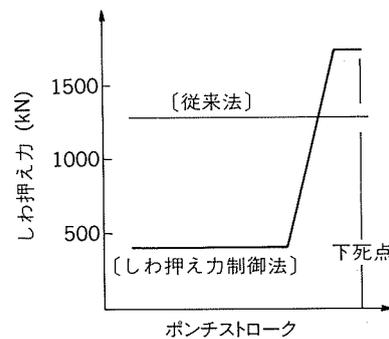


図28 しわ押え力制御によるボディしわ抑制効果¹²⁾

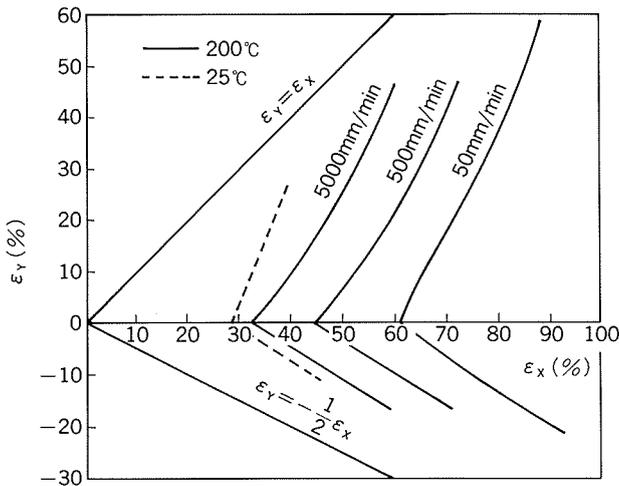


図29 5182-O合金板の200℃における成形限界線¹³⁾
(板厚:1.27mm, スクライドサークル直径:2.5mm)

形速度がある程度制限されようとも、温間成形に期待するところは大きい。

深絞り成形主体の部品については、全体を加熱して温間成形を行うよりも、ダイとしわ押えのみ加熱し、ポンチは冷却する方が、深絞り性の向上に有効である¹⁴⁾¹⁵⁾。

6.4 超塑性成形

超塑性とは、金属材料をある条件のもとで変形させた場合に、低応力で異状に大きな伸びを示す現象である。当社のアルミニウム合金超塑性材料を表5に示す。アル

ミニウム合金を含む多くの非鉄合金の超塑性は、微細結晶粒超塑性と呼ばれ、結晶粒径が約10 μm 以下の場合に特定の温度とひずみ速度で生じる。アルミニウム合金の超塑性温度域はほぼ500~550℃であり、前項の温間成形よりもかなり高温である。

超塑性板材の成形には、ブロー成形と呼ばれるガス圧による張出し成形が多く用いられており、その方法は図30¹⁶⁾に示すように、雌型成形法と雄型成形法がある。前者は大型で比較的浅い成形品に適用され、後者は深い成形品又は複雑な成形品に適用される。

超塑性成形の長所は次のとおりである。

(1) 通常のプレス成形では不可能な複雑な形状を一体成形できる。

(2) ブロー成形に要するガス圧は数気圧以下でよい。ため、金型強度は低くても差支えない。高温に耐え、かつ、表面が滑らかであれば、金属でなくてもよい。

(3) 金型は雌型、あるいは雄型のいずれか一方のみでよいので、金型費が安くなる。

しかし、超塑性は一般に低いひずみ速度でしか現れないので、温間成形以上に成形時間が長くなる。したがって、大量生産向きではなく、多品種少量生産向きである。

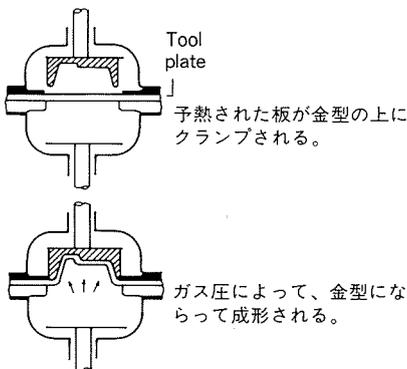
7. おわりに

自動車ボディ用アルミニウム合金板の成形性の現状に

表5 当社のアルミニウム合金超塑性材料

名称	合金系	成形温度 (°C)	ひずみ速度 (s ⁻¹)	最高m値	最大伸び (%)	備考
D75S	Al-Zn-Mg-Cu	500~520	10 ⁻⁴ ~ 10 ⁻³	0.7	900	AA7475合金
8090	Al-Li-Cu-Mg	500~540	10 ⁻³ ~ 10 ⁻²	0.6	1000	
GK45	Al-Mg-Mn	500~550	10 ⁻⁴ ~ 10 ⁻³	0.6	700	
PA701	Al-Zn-Mg-Cu	500~520	10 ⁻¹	0.4	1500	急冷粉末合金

(1) 雌型成形法



(2) 雄型成形法

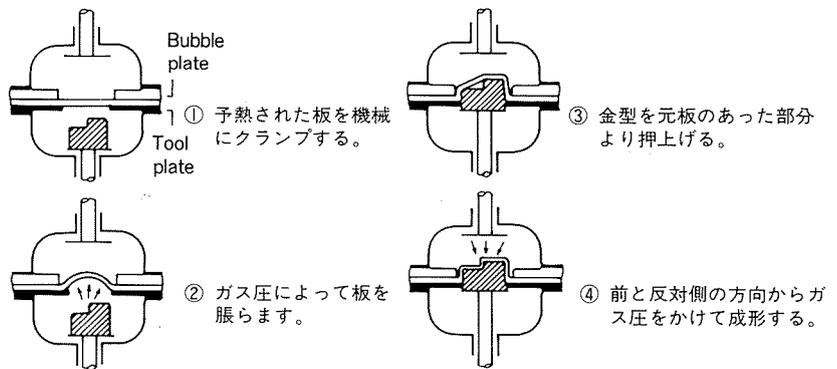


図30 超塑性板材の成形方法¹⁶⁾

ついて述べた。現在までに開発された自動車ボディ用アルミニウム合金板は、「材料の成形性」の点で冷延鋼板よりも大きく劣っているのが実情である。したがって、自動車ボディのアルミ化を推進するためには、「材料の成形性」の更なる向上とともに、自動車メーカーとタイアップした上での「プレス成形性」の検討が不可欠であると考えられる。

文 献

- 1) 薄鋼板成形技術研究会：プレス成形難易ハンドブック，日刊工業新聞社，(1987)。
- 2) 高橋政司，須藤忠三，小嶋正康：金属，42-7 (1972)，59。
- 3) 曲げ・絞り加工データブック，プレス技術，17-5 (1979)。
- 4) L.R.Hawtin：Sheet Metal Industries，46 (1969)，418。
- 5) A.K.Ghosh：Metals Engineering Quarterly，15 (1975)，53。
- 6) 薄鋼板成形技術研究会：塑性と加工，13 (1972)，53。
- 7) T.M.Finelli, B.G.Kelly：SAE Paper No.770336 (1977)。
- 8) 尾上秀郎，中村真一郎，加藤伸仁：プレス技術，28-8 (1990)，92。
- 9) 中村和彦：プレス技術，25-9 (1987)，101。
- 10) 中村和彦，中川威雄：塑性と加工，25 (1984)，831。
- 11) 真鍋健一，浜野秀光，西村 尚：塑性と加工，29 (1988)，740。
- 12) 広瀬洋三，小嶋正康，菱田祐次，氏原 新，古林 忠：平成2年度塑性加工春季講演会講演論文集，(1990)，45。
- 13) R.A.Ayres：Sheet Metal Industries，55 (1978)，1208。
- 14) 金子純一，菅又 信，鈴木元治：塑性と加工，28 (1987)，375。
- 15) 渡部豊臣：軽金属学会第8回金属成形セミナー，(1990)。
- 16) G.B.Brook：Sheet Metal Industries，58 (1981)，887。

技術資料

自動車ボディ用アルミニウム合金板の接合

難波圭三* 佐野啓路**
水越秀雄** 長谷川義文***

Joining of Aluminium Alloy Sheets for Auto Bodies

Keizo Namba, Hiromichi Sano, Hideo Mizukoshi
and Yoshifumi Hasegawa

住友軽金属工業株式会社技術研究所

自動車ボディ用アルミニウム合金板の接合

難波 圭三* 佐野 啓路**
水越 秀雄** 長谷川 義文***

Joining of Aluminium Alloy Sheets for Auto Bodies

Keizo Namba, Hiromichi Sano, Hideo Mizukoshi
and Yoshifumi Hasegawa

The welding has been employed for assembly joining process in automobile manufacturing. As for automobile construction from aluminium alloy sheets, similar welding processes to those for steel are able to be applied though it is necessary to adopt suitable welding procedures for aluminium alloys. This report reviewed the joining for the aluminium alloy sheets, such as welding, adhesive bonding, weld bonding and mechanical joining, placing emphasis on the resistance spot welding and inert gas arc welding (MIG and TIG arc welding), and also weldabilities of the aluminium alloy sheets for automobiles developed in SLM.

The spot welding still remains one of the more effective assembly joining methods. However, two concerns for the aluminium spot welding are the short electrode-life due to the pickup of aluminium and the damage of the electrode-end, and the lack of weld consistency with increase in number of the welds. In this report the tentative countermeasures were proposed but the clear solutions to both problems have not been advanced. In order to prevent the electrode deterioration and extend the electrode-life, it is important to study from the standpoints of surface treatment of the aluminium sheets, electrode materials and shapes, and welding conditions.

1. はじめに

自動車ボディ用アルミニウム合金板の接合方法について解説するとともに、当社材の溶接性について報告する。

特に、スポット溶接とイナートガスアーク溶接に重点をおいて記すが、その他の溶接、接着接合、ウエルドボンド、機械的接合等についても概略紹介する。

アルミニウム合金板の溶接は、鋼板に適用されている方法と本質的には変わらない。すなわち、その溶接法は圧接法と融接法に大別され、前者はスポット溶接が、後者はイナートガスアーク溶接がそれぞれ代表的である。

ただし、表1に示すように、アルミニウム合金の物性

に対応した施工条件を選定して、溶接が行われている。

2. スポット溶接

2.1 スポット溶接の概要

2.1.1 スポット溶接機

スポット溶接は、図1に模式的に示すように、母材を重ね、溶接箇所にも母材両面から電極を当て、板厚方向に加圧、通電し、母材の抵抗発熱によって点状に溶接する方法である。電極と接触する母材表面側は電極によって冷却され、母材同士の衝合面のみが溶融し、溶接される。この電極は、通常銅合金製で、溶接電流の通電面積を制限することによって、溶接部の電流密度を確保する機能も有する。したがって、スポット溶接では溶接電流、加圧力、溶接時間（通電時間）の他に、電極の形状等も重

* 技術研究所応用研究部, 工学博士

** 技術研究所応用研究部

*** 技術研究所化学研究部

要な要因である。

アルミニウム合金は鋼に比較して熱伝導度と電気伝導度が高いために、スポット溶接には大電流、短時間通電が必要である。板厚が同一の鋼板同士あるいはアルミニウム合金板同士のスポット溶接をする場合、これらの接合面を溶融温度にするために必要な溶接電流密度と通電時間は、多くの仮定の下に、それぞれの密度、比熱、比抵抗、熱伝導度及び溶融温度から、表2のようになる¹⁾。およその目安としてアルミニウム合金板においては、溶接電流で鋼板の3倍、通電時間で1/7~1/8としなければならないことが分かる。

したがって、アルミニウム合金板用スポット溶接機の

表1 アルミニウム合金の物性：鋼との比較（鋼の物性値を1とした）及び溶接性との関係

項目	アルミニウム合金	鋼	溶接性との関係
溶融	質量当り	0.8	・溶接入熱の目安
	体積当り	0.33	
熱伝導度	4~5	1	・溶接入熱の与え方 → 例えばスポット溶接では大電流短時間通電とする。
電気伝導度	3~5	1	
熱膨張係数	2	1	・溶接ひずみの発生 → 溶接施工方法による対策。
凝固収縮率	1.5	1	・凝固割れの発生 → 溶加材や溶接速度の選定
酸化性	・酸化しやすい。 ・強固な高融点の酸化膜形成。	—	・融合不良、介在物の発生 → 酸化膜除去、アークのクリーニング作用や溶接部のシールドの適用。 ・酸化膜によるスポット溶接時の電極の損耗 → 酸化膜除去、溶接条件の検討。
固液間での水素溶解度の差	9	1	・ブローホールの発生 → 水素源の除去。
割れ感受性	合金成分に依存	—	・凝固割れ、HAZ割れの発生 → 母材、溶加材、溶接速度及び層間温度の選定。

特性としては、大電流を正確に短時間で供給できることが望ましい。現在、アルミニウム合金板のスポット溶接に適用されている主な溶接機を以下に述べる。これらの溶接機による溶接電流及び加圧サイクルの波形概略を図2に示す。

(1) 単相交流式溶接機

本溶接機は最も一般的な溶接機で、制御方式は単純である。しかし、低力率であるために、大電流が必要なアルミニウム合金板のスポット溶接では、高い電源電力の供給が必要となる点で問題がある。鋼板では定置式だけでなく、ポータブル溶接機として汎用されている。

(2) 三相低周波式溶接機

本溶接機は、商用周波数の電源電力を、3~20Hz程度の低周波の出力に周波数変換することによってリアクタンスを小さくして、力率を向上させるようにした溶接機で、単相交流式に比べて電源電力を1/3~1/5に低減できる。しかし、このような機構のために制御装置は複雑で、溶接変圧器は大型となり、高価となる。ポータブル化は困難である。

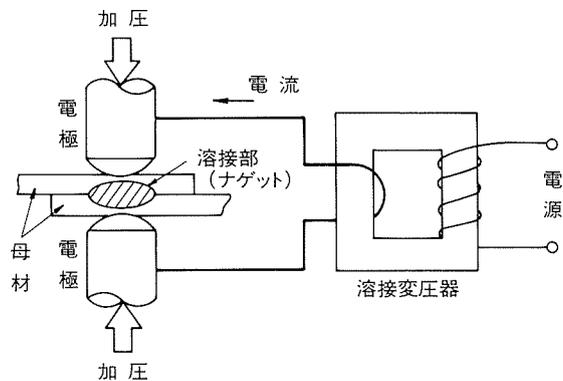


図1 スポット溶接の概略

表2 軟鋼とアルミニウムのスポット溶接電流、通電時間の比較¹⁾

母材	軟鋼	アルミニウム
電流密度比	1	2.9
通電時間比	1	0.13

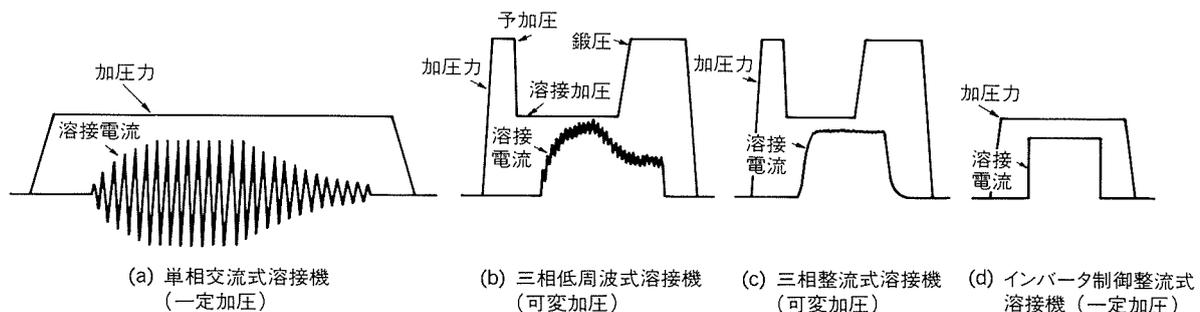


図2 各種スポット溶接機における溶接電流及び加圧力のシーケンスプログラム例

(3) 三相（あるいは単相）整流式溶接機

本溶接機は、三相（あるいは単相）交流を整流して直流出力とした溶接機で、低周波式よりさらに電源電力を低減できる。三相低周波式のように大型の変圧器を要しない、制御装置も簡単であることから低周波式に比べると価格的には有利である。特に单相整流式はポータブル化が可能で、実用例もある。なお、三相低周波式及び三相整流式溶接機では、通常、加圧機構は可変加圧機能を有している。

(4) インバータ制御整流式溶接機

本溶接機は、三相交流を整流後、インバータによって单相高周波に変換し、それをさらに整流して直流出力とした溶接機である。変圧器が軽量かつコンパクトで、脈動率の極めて小さいほとんど直流に近い出力波形が得られ、電源電力も上記の(3)と変わらない。ポータブル化が容易で、今後、アルミニウム合金板用のスポット溶接機として最適であると考えられる。ただし、大電流溶接機の開発が必要である。

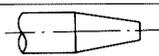
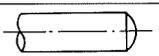
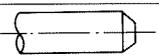
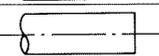
2.1.2 スポット溶接用電極

スポット溶接用電極には、高電導性と溶接中の加圧力に耐える十分な高温硬さ、さらに電極先端の冷却のために優れた熱伝導性が要求される。電極材料は JIS Z 3234 で規定されており、アルミニウム合金板には Cu-Cr, Cu-Cr-Zr 合金等が用いられている。電極先端形状も JIS C 9304 に規定されており、表 3 に示すとおりである。よく用いられる形状は、先端が球面形の R 型及び平坦な円錐台形の C 型である。

アルミニウム合金板のスポット溶接用電極に関する問題は、そのドレッシング間隔（電極寿命あるいは連続スポット溶接可能回数とも定義され、本報では以下“連続溶接回数”と呼ぶ）が鋼板の場合に比べて短いことである。今まで、母材表面処理、電極材料とその形状、溶接条件及び溶接機等の点から検討されているが、まだ、その解決には至っておらず、今後の大きな課題である。

以下の 2.2 節～2.5 節においては、当社の代表的な自動車ボディ用アルミニウム合金板^{*1}のスポット溶接性等に関する実験結果を示す。

表 3 電極先端形状 (JIS C9304)

形式	形状	備考
P 形		ポイント形
R 形		球面形 (ラジアス形)
C 形		円錐台形
E 形		偏心形
F 形		平面形

2.2 自動車ボディ用アルミニウム合金板の

スポット溶接条件と溶接部の性質

2.2.1 スポット溶接条件と溶接部の

ナゲット形状及び引張せん断荷重の関係

ボディ用アルミニウム合金板 GC45-O-SF^{*2}、板厚 1 mm を母材とし、三相低周波式スポット溶接機を用いて、溶接条件と溶接部のナゲット形状及び引張せん断荷重の関係を調べた。母材の溶接前処理は無し（製造のまま）と酸化膜除去処理^{*3}（酸化膜除去材）の 2 種類とした。なお、板厚 1 mm の SPCC 板（前処理無し）を比較材とした。これら母材の機械的性質、接触抵抗値及び溶接条件を表 4 に示す。なお、溶接部の凹み深さは JIS Z 3140 規格内（凹み深さ 0.15 mm 以内）とした。試料数としては、各溶接条件のもとで連続的に 10 回溶接して得た 10 個の溶接部の中から 5 個ずつを、溶接部のナゲット形状の観察及び引張せん断荷重試験にそれぞれ供した。

溶接電流と溶接部のナゲット形状及び引張せん断荷重の関係を図 3 に示す。溶接電流の増大とともに、ナゲット径、溶け込み深さ及び引張せん断荷重のいずれもが増加した。GC45 合金板で、SPCC 板と同一径のナゲットを得るには、溶接電流を 2.2 倍程度に高くする必要があった。前処理によるナゲット形状への影響は殆ど認められなかった。引張せん断荷重試験での破断形態は、GC45 合金板の溶接部では、ナゲット径 4 mm 程度ではすべてがナゲット内せん断破断で、ナゲット径 5 mm 程度ではナゲット内せん断破断とナゲット周縁母材破断の両方が生じ、ナゲット径 6～7 mm 程度ではすべてがナゲット周縁母材破断となった。一方、SPCC 板の溶接部では、すべてのナゲット径において、ナゲット周縁母材破断であった。

2.2.2 スポット溶接部のナゲット径と

機械的性質の関係

(1) スポット溶接部の引張せん断荷重

図 4 にナゲット径と溶接部の引張せん断荷重の関係を示す。GC45 合金板では、ナゲット径が小さい場合、引張せん断荷重はナゲット径の 2 乗にほぼ比例し、ナゲット径が大きくなると、荷重はナゲット径に比例した。SPCC 板の場合では、いずれのナゲット径においても、荷重はナゲット径にほぼ比例した。これらの関係は荷重試験における破断形態の違いによるもので、既に報告されている^{2)~4)}。

*1 本報において溶接性を検討した母材の構成成分概略 (wt%) を以下に示す。

GZ145-T4 合金板 ; Al-4.5Mg-1.2Zn-Cu
 GC45-O 合金板 ; Al-4.5Mg-Cu
 GC150-O 合金板 ; Al-5.0Mg-Cu
 GM245-O 合金板 ; Al-4.5Mg-Mn
 SG12-T4 合金板 ; Al-1.3Si-0.5Mg

*2 SF : ショットダルフイニッシュ

*3 80℃の希酸浴に侵漬し洗浄した。

表 4 供試材とスポット溶接条件

母材 (1 mm厚)		GC45-O		SPCC-標準調質	
引張性質	耐力 (N/mm ²) ⁽¹⁾	132 (13.5)		164 (16.7)	
	引張強さ (N/mm ²) ⁽¹⁾	272 (27.8)		296 (30.2)	
	伸び (%)	30		50	
表面程度		SF ⁽²⁾		SF ⁽²⁾	
前処理		無し	酸化膜除去処理 ⁽³⁾	無し	
接触抵抗 (μΩ) ⁽⁴⁾		220	33	60	
溶接条件	加圧条件	加圧力 (kN)	予加圧	8.62~10.39	8.62
			溶接加圧	3.14	3.14
	加圧時間 (s)	予加圧	0.3		
		溶接加圧	0.53		
条件	溶接電流 (kA)		16.5	19.4	9.3
			20.5	21.8	9.7
			24.1	25.2	11.5
			28.4	29.7	16.5
通電時間 (s)		0.083			
電極先端形状 ⁽⁶⁾		Cu-Cr 合金製, R 型 (径16mm, 先端 R100mm)			

注(1) () 内の数値は kgf/mm²

(2) ショットダルフイニッシュあるいはサウンドダルフイニッシュ

(3) 80°Cの希酸浴に浸漬洗浄した。

(4) 接触抵抗の測定方法: 母材を右図のように配置し, 加圧力2.3kNで, 電極によって押付けた後, 両電極間に10Aの電流を流した時の, 針状プローブ間における電圧によって測定した。

(5) 加圧時間, 通電時間及び電極は, 以後とくにことわりのない限り, 本条件を用いた。なお, 連続スポット溶接試験においては, 各点の溶接を2秒程度置きとした。

(6) 電極の冷却水量は3.2 l/min, 冷却水の流路と電極先端までの距離は17mm。

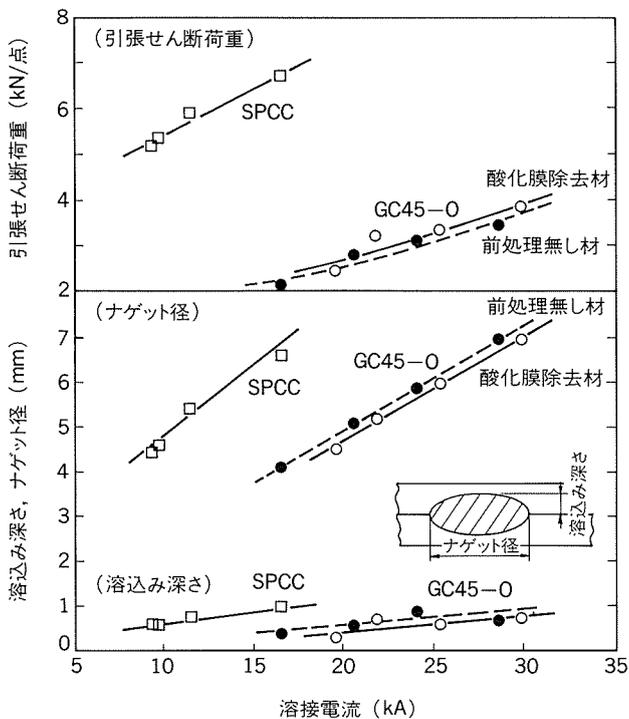
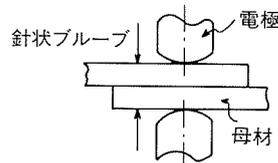


図 3 溶接電流とスポット溶接部のナゲット形状及び引張せん断荷重の関係

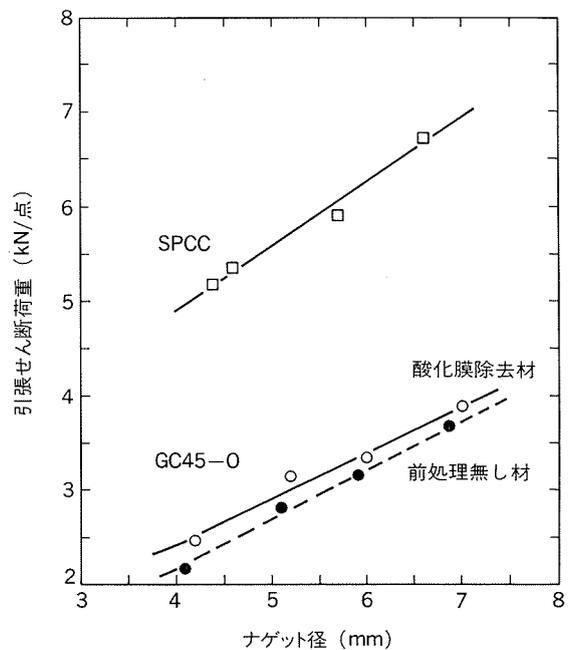


図 4 スポット溶接部のナゲット径と引張せん断荷重の関係

引張せん断荷重に及ぼす前処理の影響は、図4ではほとんど認められなかった。

SPCC板の場合と比較すると、GC45合金板の引張せん断荷重は、同じナゲット径でSPCC板のおよそ1/2となり、ナゲット径を7mm程度にするとSPCC板の標準的なナゲット径($5\sqrt{t}$; t は板厚)における荷重の73%程度となった。

(2) スポット溶接部の疲労特性

スポット溶接部のS-N曲線の1例を図5に示す。ナゲット径の増加と共に最大荷重は高くなった。ナゲット径5mmの場合であるが、GC45合金板の溶接部では、既存の5182合金板の場合とほとんど差は認められなかった。なお、破断形態はいずれもナゲット周縁母材破断であった。

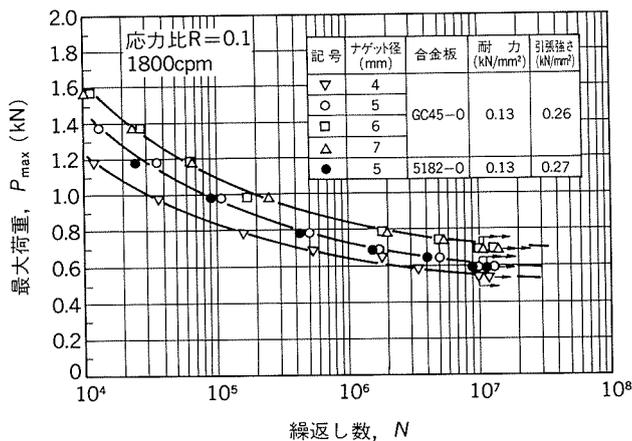


図5 スポット溶接部のナゲット径と片振りS-N曲線

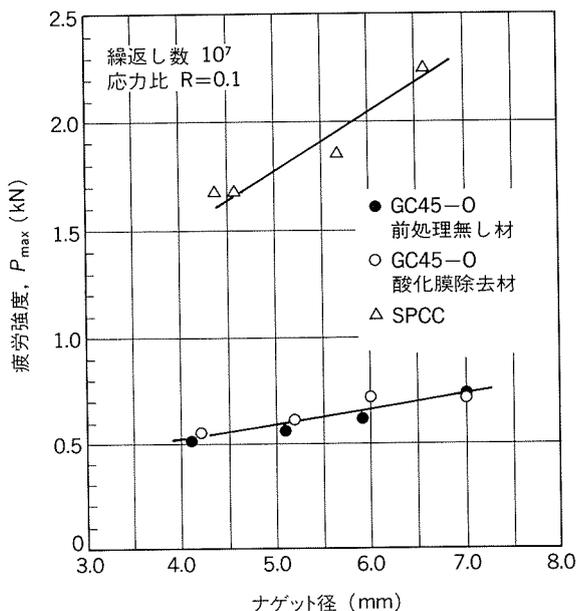


図6 スポット溶接部のナゲット径と疲労強度の関係

ナゲット径と疲労強度(繰返し数 10^7 における最大引張荷重)の関係を図6に示す。GC45合金板及びSPCC板の溶接部とも、ナゲット径の増加と共に疲労強度は高くなった。ただし、GC45合金板の疲労強度は、いずれのナゲット径においても、SPCC板の場合のおよそ1/3程度であった。

2.3 自動車ボディ用アルミニウム合金板の連続スポット溶接の検討

2.3.1 連続スポット溶接条件の選定

GC45合金板において、前掲の表4に示した溶接条件のもとで連続スポット溶接を行い、溶接部の引張せん断荷重等を測定すると共に、連続溶接回数を求めた。そして、連続溶接回数が長くなり、かつ、引張せん断荷重が高く、そのばらつきの少ない溶接部の得られる溶接条件を選定した。連続溶接試験の回数は原則として800回とし、連続溶接回数の判定は以下の基準によった*4。

(1) 連続溶接10回目毎に測定した溶接部の引張せん断荷重が、JIS Z 3140規格の平均値2.8kN (285kgf)/点の60%程度に低下した時の回数を連続溶接回数とした。(ただし、2.4節に示すように、5mm程度のナゲット径を得る溶接条件下では、引張せん断荷重がその母材強度に対応するJIS規格の最小値程度に低下した回数を連続溶接回数とした。)

(2) 荷重の低下がほとんど認められない場合は、連続溶接回数を800回以上と判定した。

(3) このほかに、引張せん断試験後の破面やナゲット断面観察を行い、ナゲット形状及びナゲット内での融合不良や割れの有無等を調査して、連続溶接回数の判定の参考とした。

上記の基準による連続溶接回数の判定例を図7によって示す。連続スポット溶接試験*510回毎に測定した溶接部の引張せん断荷重試験結果の図7から、連続溶接回数は図中の(a)及び(b)では800回以上、(c)では700回程度とそれぞれ判定した。

表5にGC45合金板酸化膜除去材の連続スポット溶接試験の結果を示す。連続溶接回数は、ナゲット径4~6mmにおいては800回以上、ナゲット径7mmのみが550回程度までとそれぞれ評価された。これらの中で、連続溶接回数が長く、溶接部の引張せん断荷重が高く、ばらつきの少ない条件は、ナゲット径が5mmとなる条件で

*4 鋼板の場合、連続スポット溶接試験における溶接部の荷重低下はナゲット径のみにより、したがって連続溶接回数はナゲット径によって判定され、例えば $4\sqrt{t}$ 未滿となる、あるいは全くナゲットが形成されなくなる時の溶接回数を連続溶接回数としている⁵⁾。しかし、アルミニウム合金板では、2.3.2項に示すように、荷重の低下はナゲット内に生ずる融合不良のためであり、ナゲット径による連続溶接回数の判定は難しい。

*5 溶接条件はナゲット径が5mm程度となる条件で、表4及び図3に示したように、溶接電流は22kA。

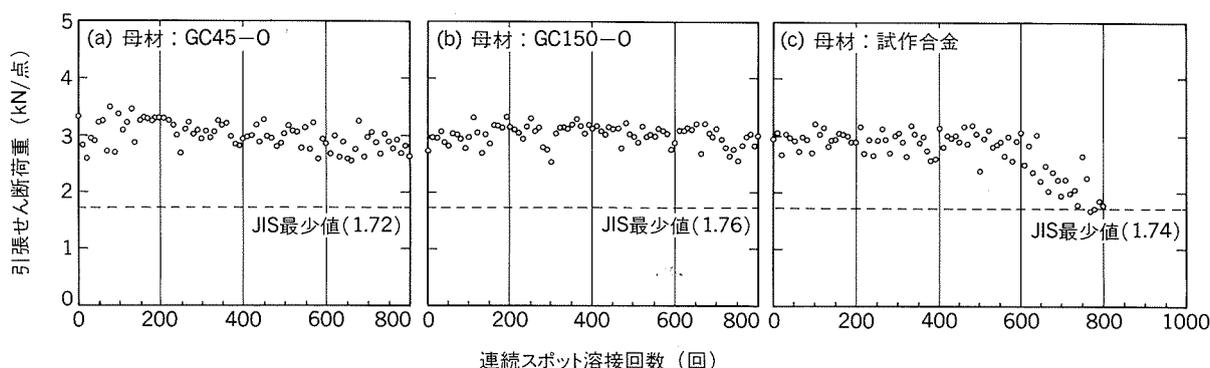


図7 連続スポット溶接試験における溶接部の引張せん断荷重測定結果の例

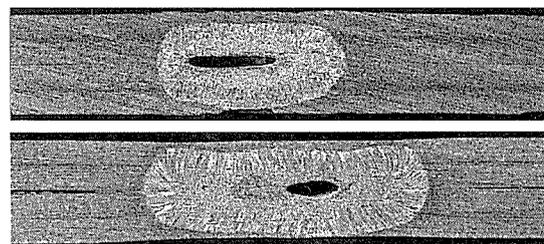
表5 GC45 合金板の連続スポット溶接試験結果

前 処 理		酸 化 膜 除 去 処 理			
ナゲット径 (mm)	目 標	4	5	6	7
	実測値	4.2	5.2	6.0	7.0
連 続 溶 接 回 数		800回 以上	800回 以上	800回 以上	550回
引張せん 断荷重 (N/点) ⁽¹⁾	平均値	2600 (265)	2980 (304)	3190 (325)	3200 (327)
	最小値	1910 (195)	2500 (255)	2210 (226)	1940 (198)
	標準偏差	274 (28)	255 (26)	382 (39)	382 (39)

注(1) ()内数値は kgf/点



(a) 強度低下なしの溶接部 (連続溶接回数：100回目)



(b) 強度低下ありの溶接部 (連続溶接回数：700回目程度)

図8 ナゲット断面マクロ組織
(母材：GC45-O合金板、前処理無し材)

1mm

ある。ナゲット径4 mmでは溶接部の強度が低い。ナゲット径6 mmではばらつきが少し大きい。これは、ナゲット径6 mmでは溶接電流が高いために、母材と電極との接触面における発熱量増加による電極の損耗が進み、ナゲット内に融合不良が生じたためと考えられる。以上の結果から、適切な連続スポット溶接条件としては、ナゲット径5 mm程度(5√t)を保持する条件を選定した。

2.3.2 連続スポット溶接性と電極の損耗

図7(c)や表5のナゲット径7 mmの結果で示したように、連続スポット溶接試験において溶接部の強度低下が認められた回数近傍では、ナゲット形状が円形から楕円形や不定形に変わって行くとともに、そのナゲット内に2~3 mm径の融合不良が認められた。そのナゲット断面例を図8に示す(ここは強度低下を生じなかった溶接部のナゲット断面も示した)。アルミニウム合金板の連続溶接試験において、溶接回数の増加と共に溶接部の強度低下を生じさせ、連続溶接回数を減少させる主な要因は、この融合不良の発生にあると考えられる。鋼板

の連続溶接試験における溶接部の強度低下はナゲット径減少のためであり、ナゲット径の減少は電極と母材との接触径拡大による電流密度の低下であるとされている⁶⁾が、アルミニウム合金板ではこのように鋼板の場合とかなり異なる。

連続スポット溶接試験後の電極外観及び電極先端断面を図9に示す。比較のために、試験前の電極及び溶接部の強度低下を生じさせなかった場合の電極も示した。溶接部の強度低下を生じさせた電極では、他の電極に比べて外観的にはかなりの損耗を受け、その電極先端断面では凸凹が認められ、母材との接触面全面にわたって深さ0.1~0.2mm程度が損耗していた。これらの電極の加圧プロファイルを、電極と母材間にプレスケールを挟みこんで求めた。その結果を図10に示す。試験前の電極と強度低下を生じさせなかった電極においては、殆ど差は認められず、ほぼ同径、真円状のプレスケールの変色跡が得られ、いずれも加圧力は2940N(300kgf)以上と判断された。これに対して、強度低下を生じさせた電極にお

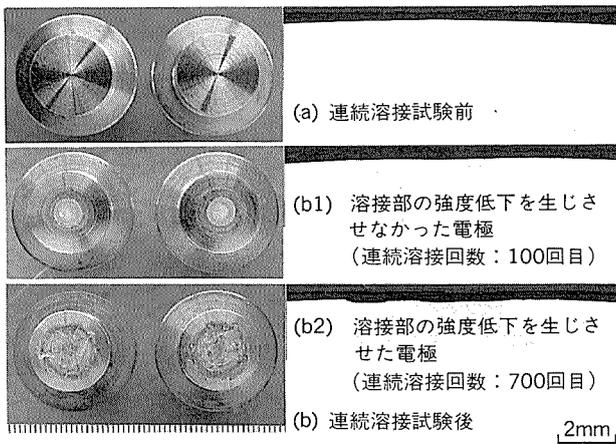


図9 電極先端外観とその断面

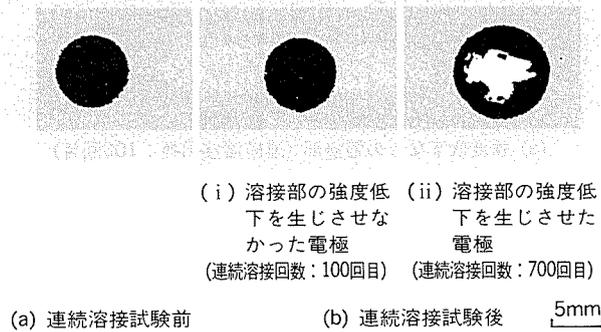


図10 電極による加圧プロフィール

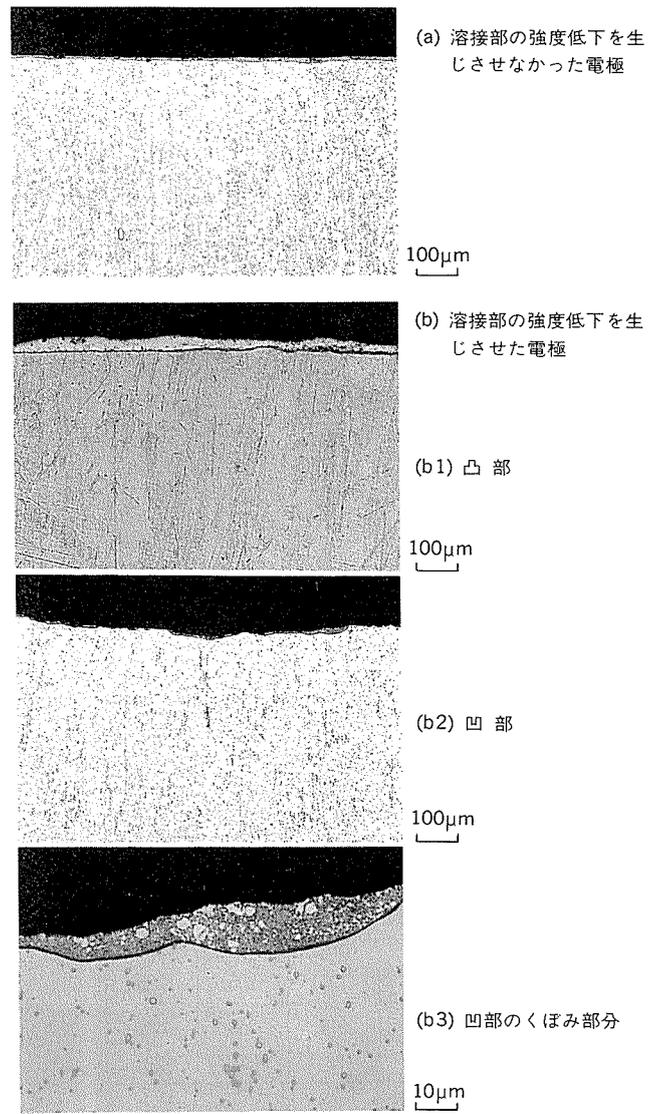


図11 電極先端部断面の顕微鏡組織

いては、プレスケールの変色跡は電極中央部において認められず、電極周辺部のみに限られた。これらから、図8に示したような融合不良の発生は、電極の損耗によって溶接時の加圧力が不均一となり、ナゲット中央部において不十分となったためと考えられる。当然、電流分布状態も影響を受けるであろうが、図8に示した断面や試験後の破面外観から溶接部は十分溶融しており、加圧による影響が大きいと考えられた。このときの電極先端断面の顕微鏡組織を図11に、その先端部をEPMAによって分析した結果の例を図12にそれぞれ示す。強度低下を生じさせなかった電極でも先端部はおよそ5µm程度の薄い層で覆われていた(図11(a)参照)。溶接部の強度低下を生じさせた電極の先端部では、凸部に30~40µmの厚さで付着した層(図11(b1))や凹部のくぼみに薄く付着した層(図11(b2, b3))等が認められた。これらの層では、図12のように、母材のAlやMgが多く認められ、その他に電極からのCuが認められた。この層は、図11(b3)のように、多くの場合、凝固組織が伴っていた。したがって、スポット溶接時、電極に圧着(ピックアップ)された母材が、その後に繰返された溶接による発熱のために溶融して、そのとき電極のCuを溶解し、その状態で今度は母材側に逆にピックアップされ、電極の損耗が進展したと考えられる。溶解の発生は、

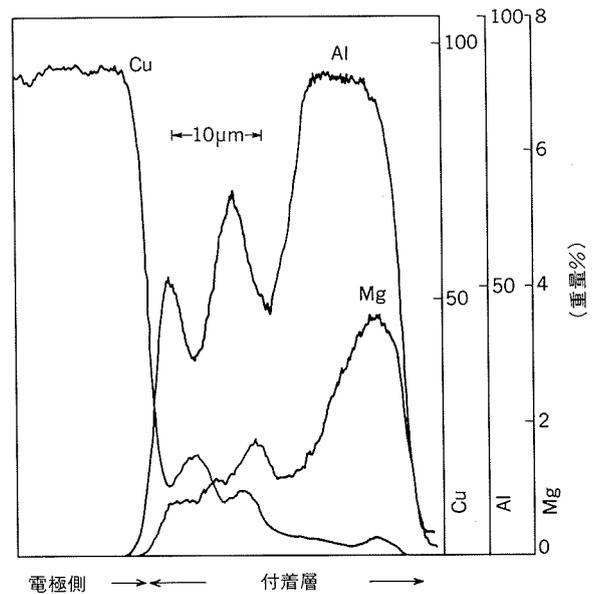


図12 電極先端部付着層(図11-(b2)部)のEPMA分析結果

図11 (b2, b3) に示した電極先端部の凹部とピックアップされた層との界面形状からも推察できる。しかも、CuのAl中での拡散係数から、図12のような拡散を発生させるには、ピックアップ層が650℃になったとしても、その温度に数秒間保持しておく必要がある。通電時間を考慮すれば、固体の状態では、図12に示したような拡散は生じないと考えられる。溶接中の電極先端の温度は、鋼板のスポット溶接において測定されており、例えば、溶接電流10kA、通電時間1/6秒では750℃等の報告⁷⁾から、ピックアップ層の溶融している可能性はあろう。

以上の結果から、連続スポット溶接試験において溶接部の強度低下を生じさせ、溶接回数を減少させているのは、電極と母材との接触面での発熱のために損耗した電極によって溶接部に発生した融合不良であると考えられる。

2.4 自動車ボディ用アルミニウム合金板の連続スポット溶接性

2.4.1 代表的な合金板の連続スポット溶接性

代表的な自動車ボディ用アルミニウム合金板の連続スポット溶接性を調査した。ここでは基礎資料とするために、母材の溶接前処理は無しである。連続溶接試験は、2.3.1項に示したように、各母材それぞれにおいて、ナゲット径が5mm程度となる溶接条件を選定して行い、連続溶接回数を判定した。

表6 代表的な自動車ボディ用アルミニウム合金板の連続スポット溶接性

母材 (1mm厚)		GZ145-T4	GC45-0	GC150-0	GM245-0	SG12-T4	
引張性質	耐力 (N/mm ²) ⁽¹⁾	135 (13.8)	132 (13.5)	136 (13.9)	127 (13.0)	141 (14.4)	
	引張強さ (N/mm ²) ⁽¹⁾	278 (28.4)	261 (26.6)	282 (28.8)	265 (27.0)	264 (26.9)	
	伸び (%)	29	31	31	26	31	
表面程度		SF					
前処理		無し					
接触抵抗値 (μΩ)		180	196	208	195	70	
溶接電流 (kA)		22	22	22	22	24	
試験結果	連続溶接回数		800回				
	引張せん断荷重 (N/点) ⁽²⁾	平均値	3040 (310)	2790 (285)	3000 (306)	2860 (292)	2530 (258)
		最小値	2260 (231)	1910 (195)	2160 (220)	1880 (192)	1850 (189)
	標準偏差		274 (28)	323 (33)	284 (29)	333 (34)	304 (31)

注(1) ()内数値は kgf/mm²

(2) ()内数値は kgf/点

その結果を表6に示す。合金板によって、適切な溶接電流は少し異なるが、いずれにおいても連続溶接回数は800回程度であると評価でき、差は殆ど認められなかった。溶接部の引張せん断荷重は、母材の引張強度にほぼ依存した値となった。なお、引張せん断荷重試験における破断形態は、連続溶接の少ない回数ではナゲット周縁母材破断が多かったが、その回数の増加と共にほとんどナゲット内せん断破断となった。SG12合金板の接触抵抗値が他の合金板に比べてかなり低かったが、それは、SG12合金板の成分中にMg量が少なく、表面における酸化膜の性状が他の合金板と異なったためと考えられた。GC45合金板の場合、2.3.1項の表5に示した結果(ナゲット径5mm欄の値)と比較すると、前処理の酸化膜除去処理によって、溶接部の強度が向上し、かつ、そのばらつきも減少することがわかる。これは、酸化膜除去処理によって、母材表面の酸化膜層が薄くなり(本特集号掲載別報⁵⁾の図2参照)、母材と電極との接触面での接触抵抗による発熱量が低くなって電極の損耗が低減され、融合不良の発生が妨げられるためと考えられる。連続スポット溶接性の向上には、酸化膜除去処理は有効であると言える*6。

2.4.2 板の表面状態と連続スポット溶接性

自動車ボディ用合金板には、成形性、塗装処理性、耐食性及び仕上状態等を向上させるために、様々な表面処理が必要であり、当社においても種々検討し、開発している。このような表面処理は、スポット溶接性に影響を及ぼさないことが前提であり、その開発過程においてスポット溶接性を検討してきた。以下には、連続スポット溶接性について検討した代表的な例を示す。

表7は、合金板の表面程度をLD*⁷⁾及びSFと変えた場合ならびにそれらに防錆油を塗布した場合の連続溶接回数を示す。いずれの合金板においても800回以上の連続溶接が可能で、表面程度及び防錆油塗布の有無による差は認められなかった。ただし、引張せん断荷重は、防錆油を塗布した場合、塗布なしの場合に比べて平均値でおよそ5から10%程度低くなった。

表8は、プレス成形における滑り性を向上させるために合金板表面に塗布した、固形潤滑剤の連続スポット溶接性に及ぼす影響を示す。このような潤滑剤を塗布すると、母材と電極との接触面での接触抵抗増加による過熱のために電極の損耗が促進され、かつ、潤滑剤構成成分の溶接金属への混入によって、溶接部に介在物やブローホールなどの欠陥が発生する懸念があり、健全な溶接部

*6 酸化膜除去材では、表4に示した、ナゲット径5mm程度となる溶接条件のもとで、連続溶接試験をさらに続行すると、連続溶接回数は1200~1500回となった。一方、C型の電極先端形状を用いると、溶接部の凹み深さはJIS Z 3140規格の限界値程度となるが、連続溶接回数は1400~2000回となった。

*7 LD: レーザードルフィニッシュ

表7 素材表面程度及び防錆油塗布と連続スポット溶接性

母材(1mm厚)		GZ145-T4		GC45-O				
引張性質	耐力(N/mm ²) ⁽¹⁾	142 (14.5)		133 (13.6)		136 (13.9)		
	引張強さ(N/mm ²) ⁽¹⁾	282 (28.8)		271 (27.7)		265 (27.0)		
	伸び(%)	29		30		28		
表面程度		LD ⁽²⁾		SF		LD ⁽²⁾		
前処理		酸化膜除去処理						
防錆油塗布の有無 ⁽³⁾		無	有	無	有	無	有	
接触抵抗値(μΩ)		43	70	34	49	37	72	
溶接電流(kA)		23	23	23	23	23	23	
試験結果	連続溶接回数		800回以上					
	引張せん断荷重	平均値	2910 (297)	2750 (281)	2730 (279)	2600 (265)	2850 (291)	2580 (263)
		最小値	2400 (245)	2260 (231)	2090 (213)	1890 (193)	2350 (240)	2010 (205)
	(N/点) ⁽⁴⁾	標準偏差	245 (25)	235 (24)	265 (27)	265 (27)	235 (24)	235 (24)

注(1) () 内数値は kgf/mm²
 (2) LD: レーザダグフィニッシュ
 (3) 防錆油: RP
 (4) () 内数値は kgf/点

表8 固形潤滑処理材の連続スポット溶接性

母材		GC45-O (1mm厚)						SPCC(0.8mm厚)
表面程度		LD						SF
前処理		酸化膜除去処理						無し
固形潤滑剤	種類	無し		DL1		DL101		
	塗布量(mg/m ²)	無し		500	1000	300	650	1000
接触抵抗値(μΩ)		52	320	610	3400	>10000	>10000	3700
溶接電流(KA)		23						7.5
試験結果	連続溶接回数	800回以上	400回	50回		溶接不可	3000回以上	
	電極先端外観	良好	やや不良	不良		-	良好	
	溶接部の組織	良好	良好	不良		-	良好	
	引張せん断荷重	平均値	2850 (291)	2700 (276)	2700 (275)	1980 (202)	1390 (142)	3940 (402)
(N/点) ⁽¹⁾	最小値	2350 (240)	1820 (186)	1790 (183)	323 (33)	402 (41)	3720 (380)	
	評価結果	実用	実用可能	実用困難			実用	

注(1) () 内数値は kgf/点

が得られにくく、連続溶接回数も低下する。表8にみられるように、アルミニウム合金板用に開発した潤滑剤DL1を塗布した母材では、400回程度の連続溶接が可能となり、DL1はスポット溶接性の点からも実用可能と評価できた。鋼板に適用されているDL101では、塗布量300mg/m²でも電極の損耗は激しく、ナゲット内にはブローホールや割れ等が認められ、かつ、電極と母材との接触面における過熱のために、母材がその接触面近くまで溶融し、スポット溶接性は悪いと評価された。

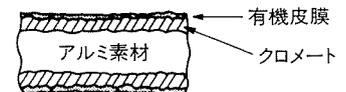
ただし、DL1においても塗布無しの場合に比べると連続スポット溶接性はやや劣っており、今後さらにスポット溶接性良好な潤滑剤の検討を進めていく予定である。

表9は、耐食性を向上させるために、合金板表面に有機複合皮膜表面処理をした場合、その表面処理の連続スポット溶接性に及ぼす影響を示す。試料番号2及び3の場合において連続溶接回数は400回程度となり、スポット溶接性の点から実用可能と評価できた。ただし、無処

表9 有機複合表面処理材⁽¹⁾の連続スポット溶接性

試料番号	1	2	3	4
母材(1mm厚)	GC45-O			
表面程度	SF			
前処理	酸化膜除去処理			
表面処理方法	種類	無処理		
	膜厚(T-Cr ₂ O ₃) (mg/m ²)	I型 3	II型 10	III型 50
有機皮膜厚さ(μm)	0.1	0.06	0.06	
接触抵抗値(μΩ)	34	274	550	1690
溶接電流(kA)	23			
試験結果	連続溶接回数	800回以上	400回	不可
	電極先端外観	良好	やや不良	-
	溶接部の組織	良好	良好	-
引張せん断荷重	平均値	2870 (293)	2810 (287)	2410 (246)
	最小値	2200 (224)	2250 (230)	1720 (175)
(N/点) ⁽²⁾	標準偏差	176 (18)	206 (21)	284 (29)
	評価結果	実用中	実用可能	実用困難

注(1) 有機複合表面処理材の構成



(2) () 内数値は kgf/点

母材に比べると溶接性はやはり劣っており、今後さらに検討を続けて行く予定である。

2.5 溶接機特性と連続スポット溶接性の関係

1章及び2.1節に示したように、アルミニウム合金板のスポット溶接機には、その物性に沿った特性の溶接機が望ましい。しかし、現状は、鋼板用の単相交流式溶接機を流用している場合が多く、そこでは、表4に示した三相低周波式溶接機における溶接条件とは異なるためか、連続溶接回数が少なく、連続スポット溶接性が劣ると指摘されている。

表10 溶接機特性と連続スポット溶接性

母材 (1mm厚)		GC45-O			
引張性質	耐力(N/mm ²) ⁽¹⁾	132 (13.5)			
	引張強さ(N/mm ²) ⁽¹⁾	272 (27.8)			
	伸び (%)	30			
表面程度		SF			
前処理		酸化膜除去処理			
接触抵抗値 (μΩ)		33			
溶接条件	記号	No. 1	No. 2	No. 3	
	溶接機	三相低周波式		単相交流式	
	加圧力 (kN) ⁽²⁾	予加圧	9.02 (920)	無し	無し
		溶接加圧	3.14 (320)	3.14 (320)	3.14 (320)
	溶接電流 (kA)		22	23	25
	通電時間 (s)		5/60, 0.083	6/60, 0.1	11/60, 0.183
溶接結果	連続溶接回数		800回以上	500回	400回
	引張せん断荷重 (N/点) ⁽³⁾	平均値	2980 (304)	2720 (278)	2740 (280)
		最少値	2500 (255)	1840 (193)	1880 (192)
		標準偏差	255 (26)	392 (40)	402 (41)

注(1) ()内数値はkgf/mm²
 (2) ()内数値はkgf
 (3) ()内数値はkgf/点

本節では、スポット溶接機特性による連続スポット溶接性の差異を確認するとともに、その要因を調べ、さらにアルミニウム合金板用溶接機として必要な機能を探るために、以下の溶接条件による連続溶接試験を行った。

- (1) 2.2節で用いた三相低周波式溶接機による溶接条件：表10のNo.1条件
- (2) 単相交流式溶接機による溶接条件：表10のNo.3条件
- (3) 三相低周波式溶接機の下で単相交流式溶接機による条件を模した溶接条件：表10のNo.2条件

これらの結果を表10及び図13に示す。連続溶接回数は、No.1の三相低周波式溶接機による条件では800回以上であったのに対して、単相交流式溶接機による条件を模したNo.2の場合では500回程度、単相交流式溶接機によるNo.3の場合では400回程度といずれの場合とも低下し、かつ、溶接部の引張せん断荷重のばらつきも増加した。

このような差の生じた要因は加圧条件にあると考えられる。三相低周波溶接機による溶接条件では、すべて表10のNo.1に示したように溶接加圧の前に9.02kNの予加圧を负荷したが、単相交流式溶接機による条件を模したNo.2及び単相交流式溶接機のNo.3では、予加圧は负荷しなかった。即ち、この予加圧の付与が連続スポット溶接性に影響していると考えられる。ここで用いた予加圧は、電極と接触している母材表面の凸凹を平坦化して、これらの接触面における集中抵抗を減少できる荷重に近い^{(8)~(10)}。この集中抵抗の減少は、電極と母材との接触面における発熱量減少に有効であり、電極損耗の防止に寄与するであろう。予加圧の付与が、電極の損耗を遅らせ、溶接部に生じる融合不良の発生を防止し、溶接部の強度を保持して連続溶接回数を向上させたと考えられる。

今後、さらに検討が必要であるが、連続溶接回数の向上にはこのような予加圧の付与が効果的であり、溶接機のポータブル化を図るに際して具備すべき機能であろう。

3. イナートガスアーク溶接

3.1 イナートガスアーク溶接の概要

本方法は、イナートガスシールド中で、電極と母材間に放電させたアークを熱源として、母材と溶加材を溶融させ溶接する。アルミニウム合金では、通常、交流あるいは直流逆極性 (DCEP：電極側プラス母材側マイナス) とアルゴンガスシールドとによるアークの清浄作用 (クリーニング作用) の下で、母材表面の酸化膜除去と溶融金属の酸化防止を行って、健全な溶接部を得る。本法では、タングステンを電極として交流を用い、電極と母材間に溶加材 (溶接棒あるいは溶接ワイヤ) を供給して溶接を行うティグ溶接 (TIG：Tungsten Inert Gas Arc Welding) と、溶加材を電極 (電極ワイヤ) としてDCEPを用い、電極ワイヤを自動的に送給して溶接を行うミグ溶接 (MIG：Metal Inert Gas Arc Welding) とが一般

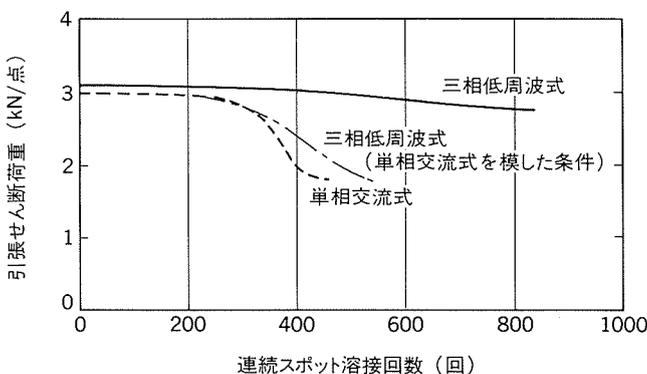


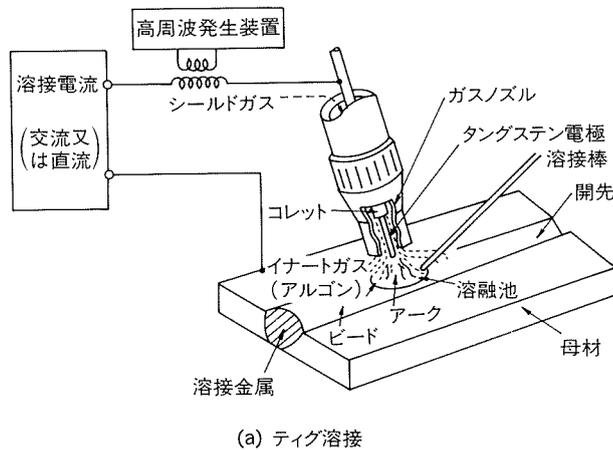
図13 溶接機特性と連続スポット溶接試験結果

的である。

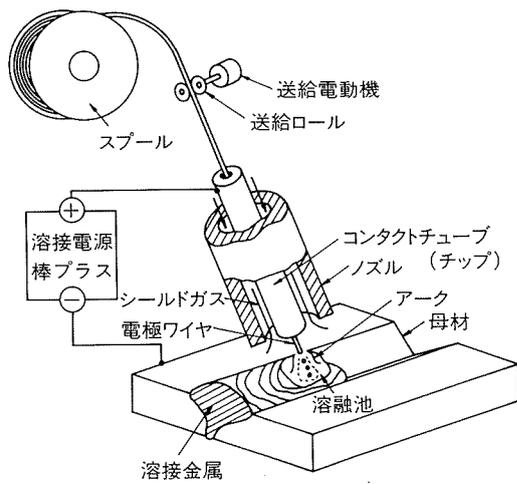
図14にこれらの溶接方法の概略を示す。

ティグ自動溶接やロボット溶接には、最近開発されたトランジスタインバータ制御の電源が最適で、高周波火花放電（アークスタートと再点弧のために用いる）が不要なために、誤動作が生じない。しかも、矩形の電流波形で、電極側プラス時（EP）およびマイナス時（EN）各々の電流値と時間を制御することによって溶け込みやクリーニング幅を調整でき、電極消耗量も低減出来る^{11)~13)}。

一方、直流で、電極側をマイナスとするティグ溶接も実用されており、交流ティグ溶接に比べて、熱入力が高く深い溶け込みが得られる¹⁴⁾。ただし、クリーニング作用が無いために、母材の前処理を入念に行う必要がある。シールドガスはヘリウムガスを用いる。良好な外観と十分な溶込みを得るには、電極先端角を鈍角として、アーク長を1mmからマイナス（母材表面以下に電極先端を保持した埋もれアーク）とする。ビード表面は薄い皮膜におおわれるが、ワイヤブラシ等によって容易に除去できる。



(a) ティグ溶接



(b) ミグ溶接

図14 イナートガスアーク溶接の概略

電極には、純タングステンやトリウム入りタングステンが使用されているが、その消耗量を少なくすることとアークの安定性や溶接作業性を向上するために、ランタナ (La₂O₃) 入りやセリヤ (CeO₂) 入りタングステン電極も用いられつつある^{15)~17)}。

ミグ溶接には、汎用ミグ溶接として短絡アーク、パルスアーク及びスプレーアーク溶接がある。短絡アーク溶接は板厚3mm以下の薄板の溶接に適用される。パルスアーク溶接は、溶接電流としてベース電流にパルス電流を重畳し、溶接電流の平均値が臨界電流以下でも、周期的に臨界電流よりも高い電流を供給することによって、スプレー状態の溶滴移行となるようにした溶接法である。したがって、比較的太い電極径で薄板の溶接が出来る。最近開発された、トランジスタ制御のミグパルスアーク溶接機によれば、精度の高い矩形のパルス波形となり、パルス電流に同期した確実な溶滴移行とアークの安定性向上等によって、より健全な溶接部が得られる^{18)~21)}。スプレーアーク溶接は、ミグ溶接を代表する溶接法で、薄板から中厚板まで広範な板厚の溶接に適用できる。直流定電圧特性の溶接電源とワイヤ定速送給方式を組み合わせ、アークの自己制御作用を利用して、安定したアークを得る。アーク長の短い条件域において、安定なアークと溶滴移行を得るための定電流特性電源もある（メソスプレーアーク溶接と呼ばれている）。

ミグスポット溶接は、上記のミグ溶接機を用いてスポット溶接を行うもので、抵抗スポット溶接の代替として用いたり、それと併用する²²⁾。

これらの溶接施工に関する事項はJIS Z 3604や他の解説書^{23) 24)}を参照されたい。

3.2 自動車ボディ用アルミニウム合金板の アーク溶接性

自動車ボディ用GC45, GC150, GM245及びSG12合金板（1mm厚）のアーク溶接性に関する実験結果を示す。溶接は、自動ミグ溶接により、表11に示した溶接条件のもとで、突合せ及び重ね溶接を行った。母材の前処理は無しで製造のままである。

突合せ溶接部の引張性質を表12に、マクロ及び顕微鏡

表11 突合せ及び重ねミグアーク溶接条件¹⁾

母材 (1mm厚)	前処理	電極ワイヤ	溶接電流 (A)	アーク電圧 (V)	溶接速度 (cm/min)	Arガス流量 (l/min)	トーチ角度 (度)
GC45-O	無し (製造のまま)	5356WY -φ1.2	100~110	10~11	150	25	15
GC150-O							
GM245-O							
SG12-T4							
SG12-T4		4043WY -φ1.2	110	12~13	150	25	15

注(1) 重ね代：10mm

組織の例を図15に示す。突合せ溶接部の継手効率は、GC45, GC150, GM245合金板においては96~100%となった。SG12合金板では余盛ありで91~93%、余盛なしで73~80%となった。SG12合金板は熱処理合金のため、図16に示す溶接部の硬さ分布から分かるように、溶接のままでは溶接金属や溶接熱影響部の強度が低くなる。溶接後塗装焼き付け処理を模した、200℃で30minの熱処理を行えば、その強度が母材と同程度となった。溶接部の組織に関しては、図15に示したように、割れやブローホールなどの欠陥は認められず健全であった。

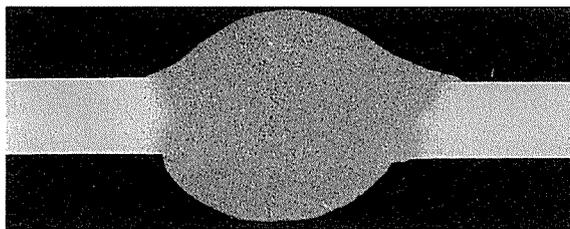
重ね溶接部の引張強さを表13に、マクロ組織の例を図17に、それぞれ示す。重ね溶接部の引張強さは、余盛ありでGC45, GC150及びGM245合金板では250~280

表12 突合せ溶接部の引張性質 (JIS Z 2201, 5号試験片)

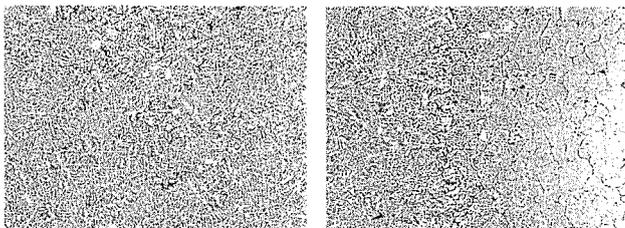
母材 ⁽¹⁾	電極ワイヤ	余盛	耐力 (N/mm ²) ⁽²⁾	引張強さ (N/mm ²) ⁽²⁾	伸び (%)	継手効率 (%)	破断位置
GC45-O	5356	有	131(13.4)	270(27.5)	24	99	母材
		削除	135(13.8)	266(27.1)	18	98	溶接金属
GC150-O	5356	有	134(13.7)	277(28.3)	25	99	母材
		削除	140(14.3)	269(27.4)	17	96	溶接金属
GM245-O	5356	有	127(13.0)	267(27.2)	24	100	母材
		削除	128(13.1)	265(27.0)	23	100	母材
SG12-T4	5356	有	139(14.2)	241(24.6)	13	91	母材
		削除	144(14.7)	211(21.5)	7	80	止端部 溶接金属
	4043	有	142(14.5)	244(24.9)	13	93	母材
		削除	140(14.3)	192(19.6)	5	73	溶接金属

注(1) 母材の引張性質は表6参照

(2) ()内数値はkgf/mm²



(a) マクロ組織 1mm



(溶接金属) (b) 顕微鏡組織 (境界部) 200µm

図15 突合せ溶接部の組織

(母材: GC150-O合金板, 電極ワイヤ: 5356WY)

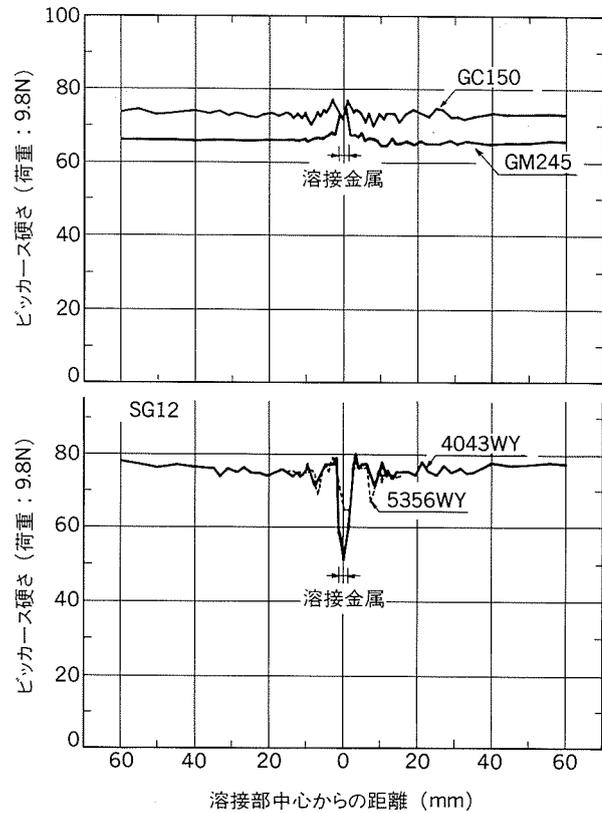


図16 突合せ溶接部の硬さ分布

表13 重ね溶接部の引張強さ

母材	電極ワイヤ	余盛	引張強さ (N/mm ²) ⁽¹⁾	破断位置
GC45-O	5356	有	248 (25.3)	止端部母材
		削除	222 (22.7)	止端部母材 溶接金属
GC150-O	5356	有	278 (28.4)	止端部母材 溶接金属
		削除	247 (25.2)	止端部母材 溶接金属
GM245-O	5356	有	257 (26.2)	止端部母材
		削除	248 (25.3)	止端部母材 溶接金属
SG12-T4	5356	有	227 (23.2)	止端部母材 溶接金属
		削除	196 (20.0)	止端部母材 溶接金属
	4043	有	231 (23.6)	止端部母材 溶接金属
		削除	154 (15.7)	止端部母材 溶接金属

注(1) ()内数値はkgf/mm²

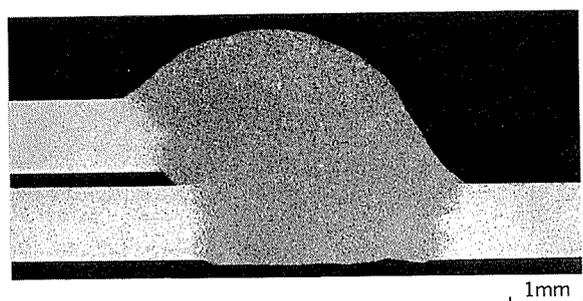


図17 重ね溶接部のマクロ組織
(母材: GC45-O合金板, 電極ワイヤ: 5356WY)

N/mm^2 (25~28kgf/mm²), SG12合金板では230~240 N/mm^2 (23~24kgf/mm²) となり, 余盛を除去すると, 余盛ありの場合に比べて少し低下した。溶接部の組織には異常は認められずほぼ健全であった。

以上の結果から, これらの合金板のアーク溶接性は良好であると評価できた。

なお, 最近, 鋼板において, 異なった材質, 板厚, 表面処理の板同士を溶接した集成材を, ボディにプレス成形する方法が開発されている²⁵⁾。上記のアルミニウム合金板についても, 同様な検討を行い, 溶接部の成形性を調査している。例えば, GC45合金板のインバータ制御電源によるティグ溶接部のバルジ試験では, 母材の90%程度の成形高さが得られた。今後さらに検討を進める予定である。

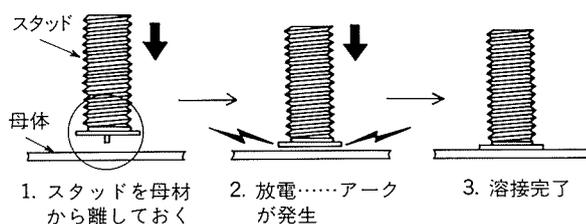


図18 スタッド溶接の概略

表14 スタッド溶接部⁽¹⁾の強度 (母材: GZ145-T4, 板厚 2 mm)

スタッド		破壊トルク ⁽²⁾ (N・cm)	破壊荷重 ⁽³⁾ (N), (N/mm ²)
寸法	材質		
M 3	1050	49~69 (29)	872~892 [124]
	5056	98~118 (108)	1860~1890 [265]
M 4	1050	88~98 (74)	1270~1450 [108]
	5056	216~245 (245)	3070~3100 [245]
M 5	1050	98~118 (147)	1320~1490 [69]*
	5056	490~539 (480)	3990~4390 [206]*

注(1) 充電電圧: 60~95V, スタッドと母材間距離: 4~5 mm

(2) () 内は計算値

(3) [] 内は破壊強さ。*印は溶接部破断, その他はスタッド部破断

4. その他の溶接

以下には, その他の溶接として, シーム溶接, プラズマアーク溶接, スタッド溶接, レーザ溶接, 及びその他の接合について記述するが, この中で, 自動車ボディ用アルミニウム合金板の溶接に適用される方法には, プラズマアーク溶接やレーザ溶接などが挙げられよう。

4.1 シーム溶接

シーム溶接は, 原理的にはスポット溶接と同様で, 重ね合わせた母材を, 一對の回転円板電極によってその両面から加圧通電し, 連続的に溶接する方法で, 線状の溶接部が得られる。電極のドレッシングを頻繁に行う必要がある。容器類の製造に一部用いられている。

4.2 プラズマアーク溶接

プラズマアーク溶接は, ノズルの拘束によって得た, 高温の集中したアーク熱源を利用して溶接する方法である。アルミニウム合金では, インバータ制御の溶接電源を用い, DCEP (電極側プラス母材側マイナス) とDCEN (電極側マイナス母材側プラス) の極性を周期的に変え, かつ, それぞれの極性における電流値と時間を調整することによって, 実用されている^{26)~28)}。効果的なクリーニング作用を得るには, DCEP の電流値をDCEN のそれよりも少し高くすること並びに DCEP 及びDCEN の時間を, それぞれ 2~5 ms および 15~20ms の範囲に選定することが必要である²⁶⁾。なお, アークの再点弧のためにパイロットアークを常時発生させている。その溶接部の機械的性質は母材とほぼ同様である²⁶⁾。

4.3 スタッド溶接

スタッド溶接は, 母材 (板) に, ボルト, ねじ, ピン等の部材を溶接によって植付ける方法で, 植込み部材 (スタッド) を直接電極として, スタッドと母材との間にアークを点弧してこれらを溶融し, 加圧後溶接する。電源形式によって, アーク放電型 (アーク溶接電源による) とコンデンサ放電型 (コンデンサに蓄積されたエネルギーを利用) とがある。前者では, 外径4.8~19mm のスタッドの溶接に用いられ, 適用出来る母材の最小板厚は3.2mm 程度である。溶接は, 不活性ガスシールド中, DCEP で行われ, 溶接時間は0.05~2 s 程度である。後者では, 外径1.6~6.4mm のスタッドに用いられ, 最小板厚は0.8mm と薄い母材への溶接に適用出来る。図18に, コンデンサ放電型によるスタッド溶接の過程概略を示す。スタッド溶接部の強度例を表14に示す。これはコンデンサ放電型によるもので, 純アルミニウム及び5056合金製スタッドをGZ145合金板 (板厚 2 mm) の母材に溶接した場合の結果である。

4.4 レーザ溶接

溶接には, 高出力が必要であり, YAG レーザ (発振媒質あるいはレーザ媒質: YAG-固体) と炭酸ガスレーザ (同: 炭酸ガス-気体) が用いられる^{29) 30)}。YAG レーザは, その波長が1.06 μm と炭酸ガスレーザ (波長: 10.6

μm)の1/10であるため、より小さいスポット径に集光でき、精密加工に適する。しかも、光ファイバーによるパワー伝送が可能である。但し、現状では、出力は炭酸ガスレーザに劣る。以下には、主として炭酸ガスレーザについて示す。

レーザビーム熱源は、アーク熱源に比べて極めて高いエネルギー密度を有する。したがって、幅の狭い、溶込みの深い溶接ビードが得られ、低入熱、高速、低ひずみの溶接が行える。また、電子ビーム溶接に比べると、大気中で行え、磁力に影響されないという利点を有する³¹⁾。溶接中は、溶融金属からの金属蒸気によって生じたプラズマのためにレーザビームが消費されるのを防止し、かつ、溶融金属の酸化防止にヘリウムやアルゴン等のイナートガスを補助的に流す²⁹⁾。

アルミニウム合金のレーザ溶接は、その表面での反射率が高い、含有成分のZnやMg蒸気の影響等のために、実用化例は現在ほとんど見当たらない。レーザビームの吸収率を高めるために、アルミニウム合金表面にアルミナを形成させてそれを活用する方法³²⁾、前もって母材にキーホールをせん孔させておく方法³³⁾、陽極酸化処理やサンドブラストによってその表面を加工する方法³³⁾、レーザビームとDCEN・TIGアークを重畳させて効率を高めようとする方法³⁴⁾等が検討されているところであり、今後の研究開発が期待される。

表15には、まだ実験室的であるが、レーザ溶接の施工例を示す^{34)~38)}。いずれにおいても、貫通溶込みで微細な組織を有した健全な溶接部を得ており、また熱影響幅も数100 μmと非常に狭くなっている。

4.5 その他の接合

圧接接合は、母材を、ロール、プレス、電磁力等によって加圧して、塑性変形を加えて接合する方法である。ロールを用いた圧延による圧接法は、ブレージングシートやアルクラッド材の製造、アルミニウム合金とステンレス鋼、アルミナイズド鋼、銅等との接合に実用されている。

爆発圧接は、合わせ材の上に乗せた爆薬を起爆させ、その爆発力によって合わせ材と母材とを接合する方法である。本法はアルミニウム合金と鋼、銅、チタンなどの異種金属の接合に用いられ、これらのクラッド材やトラ

ンジョンジョイント(異材継手)等の製造に適用されている。

5. 接着接合

自動車ボディの組立てにおいて接着剤による接着接合は重要な工程である。接着接合は簡単な仮どめから航空機用構造部材の接合までを含んでいるが、現状での自動車ボディにおける接着接合は準構造用接着剤による接合の範囲であり、一部で構造用接着剤の利用が始まろうとしている段階である。ここでは自動車ボディ用アルミニウム合金板の接着接合について述べる。

5.1 接着剤

従来、接着接合は自動車ボディの組立てにおいては、雨水の遮断のためのシーリング、振動防止、剛性向上のための補強材の取り付け、あるいは防錆の目的で使用されてきた。自動車ボディにおける接着剤の使用部位の一例を図19に、素材との組合せを表16に示す^{39) 40)}。図19及び表16から分かるように、自動車ボディ及び内・外装用の接着剤は非常に多岐にわたっているが、主として用いられる接着剤は、構造用接着剤として1液型のエポキシ系等の接着剤が、準構造用として塩化ビニール系等の接着剤が、非構造用としてゴム系等の接着剤がある。現在、自動車ボディの溶接に替えて、構造用接着剤による接合を部分的に使用する試みが進んでおり、一部の車種で実用化が始まっている⁴¹⁾。

接着接合の特長は次のようである。

- (1) 異材質を接合することができる。
- (2) ボディの剛性を改善することができる。
- (3) スポット溶接の打痕をなくして外観を向上させる。
- (4) 制振効果を併せて発揮させる。

このうち剛性について、田野井等は、ウエルドボンドを使用した実験車では、スポット溶接だけを用いた従来車と比較して、曲げ剛性は41%、捻り剛性は18.1%向上したと報告している⁴¹⁾。また、ボディ振動特性において共振点が上がるとの報告もある⁴²⁾。

現在検討されているペースト状接着剤は引張せん断強さで200N/cm²、剥離強さで150~200N/25mmクラスのもので、テープ状接着剤ではせん断強さで1500N/cm²クラスのものである。

接着接合に重点を置いた自動車ボディの組立てを考えると、接着接合部に10年以上の耐久性を持たせる技術を確認しなければならない。また、その信頼性の点も今後の検討課題である。

この内、接着接合部における耐久性の改善については塗膜の付着(塗装後の耐食性)の改善と同様に、基材(アルミニウム)と接着剤の化学結合を含む界面の問題として考えることができるので、この点については別報⁵³⁾をも参照されたい。

表15 レーザ溶接法による溶接施工例^{34)~38)}

母材		溶接条件			備考
材質	板厚 (mm)	溶接機出力 (kW)	シールド ガス	溶接速度 (m/min)	
2090	1.6	1.3	Ar	2.5~15.2	——
2090	12.7	14	He	2~4	——
5052	3.2	0.6	He	20.3	DCEN・TIGと併用
5456	12.7	8	He	1.7	——
8090	2.7	3~5	不明	1.2~6	——

5.2 自動車ボディ用アルミニウム合金板の接着接合

5.2.1 接着接合の特長

アルミニウム合金板の場合、接着接合部の性能は表面酸化膜の存在によって影響される。別報⁵³⁾で述べられているように、アルミニウム合金板の表面は不均一で物理的にも、化学的にも不安定な自然酸化膜に覆われており、接着剤との化学結合や接着接合後に界面に進入してくる水分に対する反応性が不安定である。このためアルミニウム合金板の接着接合部の耐久性はばらつきが大きい。接着接合部の耐久性を向上させるためには、酸化膜を除

去してアルミニウム合金板表面を均質化することが有効である⁵³⁾。

5.2.2 表面処理方法

自動車ボディ用アルミニウム合金板の接着接合部の耐久性をさらに改善するためには、素材表面に接着接合に適した表面処理を施す必要がある。このような表面処理方法としては、りん酸陽極酸化処理法、クロム酸陽極酸化処理法あるいはFPLエッチング処理法等が知られている⁴²⁾。これらの表面処理は従来から航空機部材の接着接合部に使用されており、信頼性は高い。しかしながら、

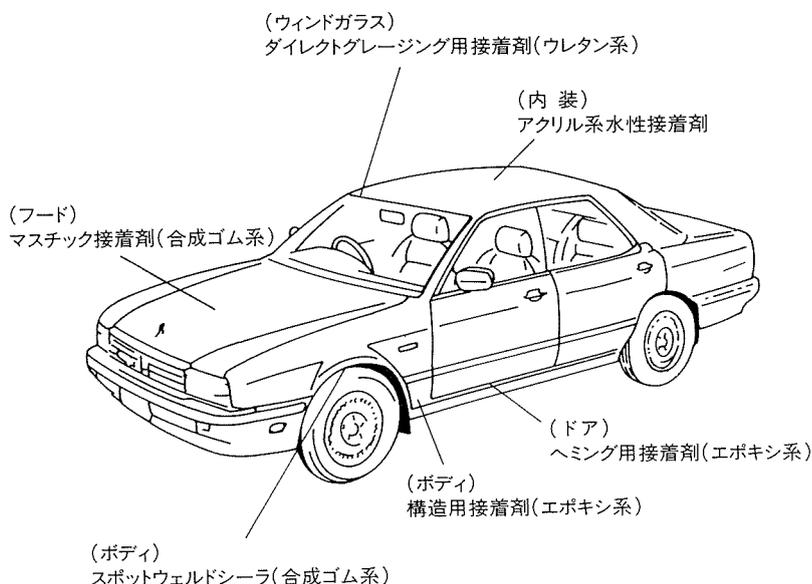


図19 自動車における接着接合部位の一例³⁹⁾

表16 自動車用接着剤の種類⁴⁰⁾

接着剤タイプ	接着剤主組成	適用部位、部品例	被着体	
構造用接着剤	エポキシ系	・ルーフレール等、スポット溶接するフランジ部 ・ヘミング部	鋼板	鋼板
	エポキシ系(2液タイプ) ウレタン系(2液タイプ)	・フード、ルーフ等外板と内部補強板 ・リヤスポイラー	鋼板	鋼板
準構造用接着剤	PVC+ゴム系	・フード、ルーフ、トランクリッド、ドアパネルと内板補強材	鋼板	鋼板
	ウレタン系	・フロントウィンドー、リヤウィンドー、サイドウィンドーと車体	ガラス	塗装鋼板
	PVC系 ウレタン系	・ヘッドライトランプ	ガラス	めっき
非構造用接着剤	クロロプレン系	・ウエザーストリップ ・クラッシュパッド	ゴム ABS樹脂	塗装鋼板 ウレタンフォーム
	アクリル系	・樹脂モール ・植毛部品 ・トランクドリーム	ABS樹脂 パイル PVCフォーム	SUS ABS樹脂 塗装鋼板
	ウレタン系	・サイドプロテクターモール	PVC樹脂	塗装鋼板
	スチレンゴム系	・シートファブリック ・シートクッション	織布 織布	裏布 ウレタンフォーム

これらの表面処理法は極めて厳重な工程及び品質管理のもとで実施されるべきもので、現状の自動車ボディ組立工程にはとうてい適用できない方法と考えられる。

むしろ、より簡便に接着接合部の耐久性を向上させる表面処理方法として、クロム酸クロメート皮膜を下地処理とし、更にその表面にプライマーを塗布したプレコート材の利用が考えられる。このプレコート材の接着接合性についても別報⁵³⁾の中で述べられている。

5.2.3 ボディパネルの接着接合

ボディパネルのアルミ化は、現段階では鋼板をそのままアルミニウム板に置き換えたものであるため、その接着接合部は鋼板における接着接合の部位をほぼそのまま踏襲している。ヘミングシーラー、マスタックシーラー等が使用されており、接着接合の目的も防錆、防振、接触腐食防止等である。これらの部位はもともと低い荷重しかかからないので、特に問題を生じていない。現在鋼板あるいは表面処理鋼板の接着接合に使用されている接着剤をアルミニウム合金板に適用した場合、初期の接着力はほぼ同じである。自動車ボディの成形工程で使用される洗浄油を塗布した場合の油面接着性も特に問題はない。初期接着力の一例を図20及び21に示す。

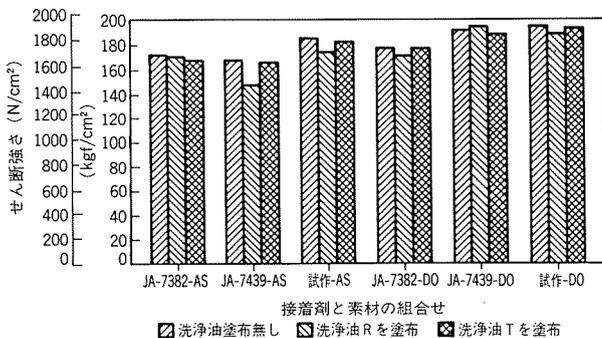


図20 接着接合部のせん断強さ測定結果の一例
住友スリーエム社のヘミングシーラー(JA-7382, JA-7439)及び試作接着剤を使用
AS: 圧延のまま, DO: 酸化膜除去

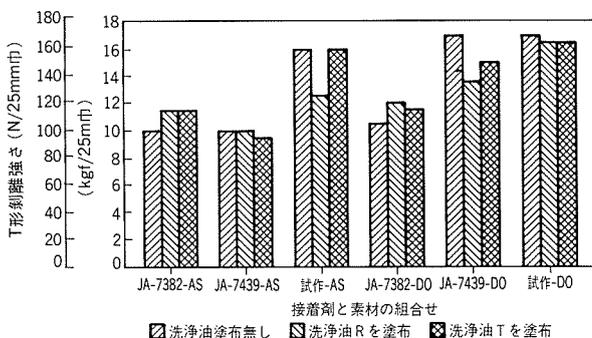


図21 接着接合部のT形剥離強さの一例
住友スリーエム社のヘミングシーラー(JA-7382, JA-7439)及び試作接着剤を使用
AS: 圧延のまま, DO: 酸化膜除去

6. ウエルドボンド

本法は、その接合部概略を図22に示したように、スポット溶接と接着接合とを併用した接合方法である。

本法によれば、次の利点が得られる。

- (1) スポット溶接部における、応力集中を緩和し、疲労強度や結合剛性を高め、シール性を確保でき、しかも、スポット溶接点数を減少できる。
- (2) 接着接合部における、低い剥離、衝撃、高温、クリープ強度を向上させることができる。

本法は、母材接合面の前処理→接着剤塗布→はりあわせ→電極による加圧→電極直下の接着剤の流動排除による母材同士の直接接合→通電によるスポット溶接→接着剤の硬化、の順序で行われる。接着剤の硬化は、室温硬化型の場合には、次工程以降において徐々に進行させ、熱硬化型の場合には、最後の塗装焼付工程において完了させる。

ここで使用される接着剤には、次のような特性が必要である。

- (1) スポット溶接性及び成形性を阻害しない素材表面処理のもとで、接着性を有すること。
- (2) 室温硬化型接着剤では、溶接作業に支障を来さない十分な可使用時間を有すること。
- (3) 電極による加圧で容易に流動排除できること。
- (4) スポット溶接条件のばらつきに影響されないこと。
- (5) スポット溶接中の散りによって引火しないこと。
- (6) はみ出した接着剤が、スポット溶接中の加熱による粘度低下のために、垂れ落ちたり電極を汚したりしないこと。
- (7) スポット溶接の熱によって、有毒ガスや悪臭および腐食性ガスを発生しないこと。
- (8) 後工程で、接着剤の流出や変質がなく、そこでの処理液や塗料を汚染しないこと。
- (9) 塗装焼き付け工程で完全に硬化して接着性能を発揮できること、また、この時、ひけ等による歪みを生じさせないこと。

本法は、鋼板においては既に実用化されており、本法による、接合部の疲労強度向上^{43) 44)}、スポット溶接点数の減少⁴⁵⁾、接合部材の結合剛性増加^{39) 46)}、組立車体の剛性向上⁴¹⁾等の報告がある。接着剤は、1液熱硬化型のペースト状エポキシ系接着剤が多用されており^{39) 40)}、又、ウエルドボンド用としての接着剤も実用化されている^{44) 47)}。

アルミニウム合金への適用は、2～3の報告⁴⁸⁾があるが、上記に示した特性を有するウエルドボンド用接着剤

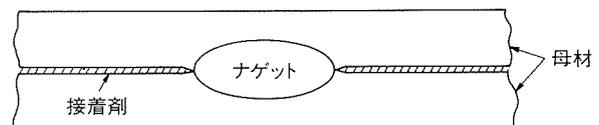


図22 ウエルドボンド接合部

の開発や母材前処理方法は、今後の検討課題である。前処理としては、低電位リン酸・重クロム酸ナトリウム・アノダイズ処理が有効との報告⁴⁹⁾もあるが、スポット溶接の章で指摘した電極寿命に影響を及ぼす懸念がある。

構造用1液熱硬化型エポキシ系接着剤を用いたウエルドボンド部の強度とスポット溶接部の強度との比較例を表17に示す。ウエルドボンド部の引張せん断荷重は、継手部の重ね代にもよるが、この場合では、スポット溶接部のおよそ2倍となった。

表17 ウエルドボンド部⁽¹⁾の強度(スポット溶接部との強度比較例)

母材	材質	GC45-O
	寸法(mm)	板厚1×長さ100×幅25
	前処理	酸化膜除去処理
継手形状		重ね代25mmの重ね継手
上段: 引張せん断荷重 (kN) ⁽²⁾	ウエルドボンド部	6.49 (662)
	スポット溶接部	1.04 (106)
下段: 引張せん断強さ (kN/cm ²) ⁽³⁾	接着接合部	2.98 (304)
		6.75 (689)
		1.08 (110)

注(1) 接着接合法;

接着剤: 1液熱硬化型エポキシ系接着剤
塗布厚さ: 0.1~0.2mm
硬化条件: 120°C×30分

(2) ()内数値はkgf

(3) ()内数値はkgf/cm²

7. 機械的接合

機械的接合としては、リベット接合、ねじ止め及びメカニカル・ファスニング等が古くから知られており、アルミニウム合金の構造物の組付に適用されてきた。この中で、自動車ボディ用アルミニウム合金板の機械的接合には、メカニカル・ファスニングの方法が適切であると報告されており⁵⁰⁾、その接合部の強度も明らかにされている^{51) 52)}。

その特長としては、

- (1) リベットやねじの供給なく接合できる、
- (2) 接合作業が容易で、かつ、迅速にできる、
- (3) 母材前処理が不要であり、しかも、塗装等の表面処理を施した板の接合が可能である、
- (4) アルミニウム合金と異種金属との接合が可能である、

等が挙げられる。ただし、接合部が1.5mm程度の突起として残るために、外観上は不利である。

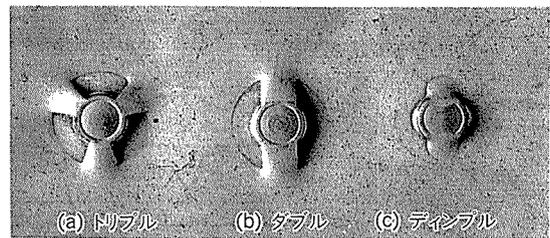
表18には、デルタ・ロック社製メカニカル・ファスニング装置による接合部の引張せん断荷重の例を示す。ここでは、メカニカル・ファスニング装置のポンチ及びダ

イスの組み合わせによって、継手形状を、トリプル、ダブル及びディンプルの3種類に変えている。表18にみられるように、継手部分(かしめ部分)の最も大きいトリプル形状において、最大の引張せん断荷重が得られ、継手部分がダブル、ディンプルと小さくなるに従い、せん断荷重は低くなった。2.4.1項に示したスポット溶接部のせん断荷重と比較すると、トリプル形状の継手においては、平均値でスポット溶接部の76%程度と低かったが、最小値はスポット溶接部の場合よりも5%程度高くなった。一方、その疲労強度は、図23に示したように、メカニカル・ファスニングによる接合部の方が、スポット溶接部よりも高い⁵²⁾。これは、メカニカル・ファスニング

表18 メカニカル・ファスニングによる接合部の強度

母材	材質	GC45-O		
	寸法(mm)	板厚1×長さ100×幅30		
	前処理	無し		
引張せん断荷重 (kN)	継手形状(重ね代30mm)	トリプル	平均値	2.12 (216) ⁽²⁾
			最小値	2.00 (204)
	ダブル	平均値	1.51 (154)	
		最小値	1.37 (140)	
	ディンプル	平均値	1.12 (114)	
		最小値	0.90 (92)	

注(1) 継手形状(実寸):



(2) ()内の単位はkgf

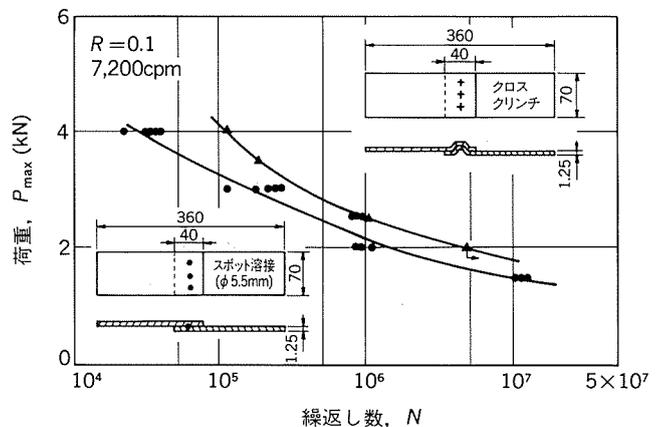


図23 Al-0.4Mg-1.2Si-T4合金におけるメカニカルファスニングによる接合部とスポット溶接部の疲労強度の比較⁵²⁾

による接合部が繰返し負荷で破壊されず、疲労亀裂がメカニカル・ファスニング接合部のブリッジ端から母材側に進展して、破断が生じるためである⁵²⁾。

8. おわりに

自動車ボディ用アルミニウム合金板の接合方法としてスポット溶接とイナートガスアーク溶接に重点をおいて解説するとともに当社材の溶接性について報告した。

自動車ボディをはじめとして各種構成部材のアルミ化に当たって、その組み付け、接合の点から、スポット溶接は最も有効な方法である。したがってアルミニウム合金板用としての溶接機のポータブル化を図ると共に、連続スポット溶接性向上のために、電極の損耗低減、防止について、母材、電極材料とその形状、溶接条件及び溶接機特性等の点に改良を加えつつ、検討を進めなければならない。

一方、そのスポット溶接の代替法の検討も重要である。ここで解説した溶接法の中では、レーザ溶接が有望と考えられ、その技術開発に注目して検討して行く必要がある。その外には、スポット溶接と接着接合を併用したウエルドボンド法が挙げられよう。

また、イナートガスアーク溶接については、本報では触れなかったが、溶接ロボットの開発が急がれる。なお、本報告の内容を自動車修理の面からも参考にして頂ければ幸甚である。

参考文献

- 中村 孝, 塩飽万寿男, 浜崎正信, 手塚敬三: 圧接とろう接, 日刊工業新聞社 (1964) 23.
- 溶接学会: 溶接・接合便覧, 丸善 (1990), 389.
- D. J. Vanden Bossche: SAE Paper 770124, (1977).
- 坂口章: 軽金属溶接, 17 (1979), 82.
- 例えば 近藤正恒, 小西徳治郎, 野村浩二: 鉄と鋼第120回大会講演概要, 76 (1990), 1496. 高 隆夫, 福井清之: 同, 1502. 松田恭典, 樺沢真事, 杉本芳春, 浦川貴之: 同 1504. 崎山達也, 市川政司, 斎藤 亨, 松崎洋市: 同1508.
- 例えば 近藤正恒, 斎藤 亨: 溶接学会誌, 55 (1986), 166. 堀田 孝, 岡 賢: 鉄と鋼第120回大会講演概要, 76 (1990), 1500.
- 池田倫正, 安田功一, 山口忠政, 志賀千晃: 鉄と鋼第120回大会講演概要, 76 (1990), 1506.
- 溶接学会: 溶接便覧, 丸善 (1966), 412.
- H. A. Jahnle: British Weld. J., 15 (1968), 113.
- F. F. Ling: *Surface Mechanics*, Wiley (1973), 156.
- 三宅 洋, 小倉 慧, 品田常夫: 軽金属溶接, 23 (1985), 433.
- 長坂守敏, 寺山喜久夫, 山本泰夫: 溶接技術, 35-2 (1987), 52.
- 芥川恒夫, 原田章二: 軽金属溶接, 25 (1987), 574.
- 永岡栄之, 入沢敏夫: 軽金属溶接, 21 (1983), 414.
- 松田福久, 牛尾誠夫: 第101回溶接法研究委員会資料 (SW-1575-85), 同第106回 (SW-1696-86).
- 坂部二郎, 三田常夫: 同上第106回 (SW-1710-86).
- 日向輝彦, 井川誠, 安田克彦, 恩沢忠男: 軽金属溶接, 26 (1988), 553.
- 荒谷 雄: 軽金属溶接, 18 (1980), 496.
- 荒谷 雄, 遠藤喜重: 溶接学会誌, 50 (1981), 201.
- 松縄 朗, 山本英幸, 平本誠剛: 溶接学会誌, 53 (1984), 284.
- 原田章二: 軽金属溶接, 32 (1984), 26.
- 宗藤修義, 西村嘉彦: 本誌, 27 (1986), 191.
- 軽金属溶接構造協会: アルミニウム構造物の溶接施行管理, (1981).
- 軽金属溶接構造協会: アルミニウム合金ミグ溶接部の割れ防止マニュアル (1983) 参照.
- 臼田松男: 製鉄研究, 第337号 (1990), 1.
- M. Tomsic and S. Barhorst: Weld. J., 63 (1984), 25.
- 藤山裕久: 溶接技術, 35-11 (1987), 60.
- S. Kyselica: Metal Construction, 19 (1987), 636.
- 林 栄吉: 溶接技術, 35-8 (1987), 56.
- 小松 巖, 末永直行: 同上62.
- 西川和一: 同上71.
- 平本誠剛, 大峰 恩: 溶接法研究委員会資料 (SW-1799-87).
- C. A. Huntington and T. W. Eager: Weld. J., 62 (1983), 105s.
- T. B. Diebold and C. E. Albright: Weld. J., 63 (1984), 18.
- D. W. Moon and E. A. Metzbower: Weld. J., 62 (1983), 53s.
- T. A. Marsico and R. Kossowsky: *Aluminium-Lithium Alloys*, ed by T. H. Sanders, Jr. and E. A. Stark, Jr., Materials and Component Engineering Publication Ltd., Birmingham (1989), 1446.
- P. A. Molian and T. S. Srivastan: *ibid.*, 1434.
- D. S. Gnanamuthu and R. J. Moores: Proc. Int. Power Beam Processing, San Diego, Calif. USA, (1988), 181.
- 例えば 芦田 正: 日本接着協会誌, 25 (1989), 572.
- 松岡潤一郎: 表面技術, 40 (1989), 1199.
- 田野井 登, 馬淵 晃, 井出 正: 自動車技術会学術講演会前刷集, (1987-10), 675.
- H. C. Shjelderup and R. W. Shannon: AIAA Paper No.77-477, (1985).
- 浜野信之: 自動車技術会学術講演会前刷集, No.871057 (1987).
- 友安宏秀, 原 勝之: 日本接着協会誌, 25 (1989), 470.
- M. Bowtell: Adhesives Age, 29 (1986), 44.
- 三浦純一, 小野裕行, 城井幸保, 畑 英幸: 自動車技術, 38 (1984), 446.
- 榊原利盛: 接着の技術, 6 (1987), 30.
- 例えば 杉山禎彦, 梅田典孝: 軽金属溶接, 17 (1979), 251.
- 原賀康介: 日本接着協会誌, 22 (1986), 26.
- 例えば F. R. Hoch: SAE 780396 (1978), 10.
- 杉山禎彦, 安永秀樹: 本誌, 20 (1979), 90.
- H. Hennings and J. Maier: Aluminium, 59 (1983), 358.
- 長谷川義文, 清谷明弘, 伊藤秀男, 宇佐見勉, 小山高弘: 本誌, 32 (1991), 74.

技術資料

自動車ボディ用アルミニウム合金板の表面処理

長谷川 義 文* 清 谷 明 弘*
伊 藤 秀 男* 宇佐見 勉*
小 山 高 弘*

Surface Treatment of Aluminium Alloy Sheets for Auto bodies

Yoshifumi Hasegawa, Akihiro Kiyotani, Hideo Ito,
Tsutomu Usami and Takahiro Koyama

住友軽金属工業株式会社技術研究所

自動車ボディ用アルミニウム合金板の表面処理

長谷川 義 文* 清 谷 明 弘*
伊 藤 秀 男* 宇佐見 勉*
小 山 高 弘*

Surface Treatment of Aluminium Alloy Sheets for Auto bodies

Yoshifumi Hasegawa, Akihiro Kiyotani, Hideo Ito,
Tsutomu Usami and Takahiro Koyama

Surface treatments of aluminium panel for auto body are discussed comprehensively.

One problem on finishing of aluminium is that the conversion coating before painting has tendency to be uneven because O-tempered 5000 alloy and T4-tempered 6000 alloy have thick oxide film caused by heat treatment. Deoxidizing at the final stage of rolling is strongly recommended here to get uniform conversion coating.

The other problem is filiform corrosion under paint film. Three systems are introduced to prevent aluminium panel from filiform corrosion ;

1. Chromic chromate system : Resistance to filiform corrosion is excellent. This system is not suitable for popular cars because exclusive installation is needed.
2. Zinc phosphate system : Resistance to filiform corrosion is slightly inferior to chromic chromate conversion coating. This system is attractive for both steel and aluminium because of its compatibility with each other.
3. Chromic chromate precoat system : Resistance to filiform corrosion is equivalent to that of chromate conversion coating. This precoat system gives no troubles to finishing line of car manufacturers and, therefore, very attractive. Some improvement is still needed for spot welding and forming.

The result of accelerated corrosion tests is introduced that 5000-alloys has as better resistance to filiform corrosion than 6000-alloys.

Durability of adhesive bond is also described. Deoxidizing is recommended to get durable adhesive bonding. Chromic chromate precoat system gives adhesive bond more excellent durability.

The mechanism of corrosion under paint film and the test methods are also discussed.

1. はじめに

わが国の自動車は、ユーザーニーズの多様化、差別化指向に対応して車両、装備の高性能化、高品質化が進み、このため車体重量増加の傾向がみられる。一方、自動車を取り巻く社会環境は、資源の有効利用や地球環境保護の観点から、燃料節減につながる軽量化のニーズが高ま

り、これに適応する材料としてアルミニウム合金の採用が進められている。その推移と動向については、本特集号の最初の報文¹⁾で詳述されているので、ここでは省略する。

ところで、軽量化のためにアルミニウム合金板が自動車ボディの一部に採用されるには、自動車ボディが北米カナダ、北欧など冬期に道路凍結防止剤を散布する地区や、高温・多湿で海塩粒子を含む熱帯地区などで生じる、

* 技術研究所化学研究部

表1 防錆コードおよび各社の保証内容²⁾

		錆コード (法的ガイドライン)	カーメーカーの錆保証期間 ³⁾		
			日本車	米国車	欧州車
北米 カナダ	外観	1.5年 ¹⁾	1~3年	1年	1~3年
	孔あき	5年 ¹⁾	3~5年	6~7年	5~6年
欧州	外観	3年 ²⁾	1~3年	1年	1~3年
	孔あき	6年 ²⁾	6年	6年	6~8年

注(1) カナダ錆コード (1980~)

(2) 北欧錆コード (1982~)

(3) 1987年12月現在

穴あきさびや外観さびの問題を解決しなければならない。現在の防錆品質に関する防錆コードとカーメーカーの錆保証期間を表1²⁾に示す。

これらの腐食に対し、これまでの自動車ボディの防錆品質の向上は、鋼板(SPCC)から、Zn系、Zn-Fe系、Zn-Ni系、合金化溶融めっき等の各種めっき鋼板の採用と、表面処理におけるりん酸亜鉛処理皮膜の改良、及びカチオン電着塗装の実用化などで進められてきた。

こうした既存の自動車車体の表面処理工程で鋼板(各種メッキ鋼板を含む)とアルミニウム合金板との複合自動車ボディが処理される場合には、アルミニウム合金板に、先ず予め別ラインでクロメート処理を実施しておき、ついで鋼板との組立を行った後、既存の表面処理工程を通過させる方法が実用化されている。この処理方法によればクロメート皮膜はりん酸亜鉛処理工程に於て、殆ど損傷を受けることなく、アルミニウム合金に対して良好な下地皮膜となる³⁾。この方法は塗装後の耐食性については優れた実績を示しつつあるが、別ライン新設は大きな負担である。カーメーカーからは複合ボディになる場合にも、既存のりん酸亜鉛処理を更に改良して鋼板とアルミニウム合金板が同時処理されて、共に優れた耐食性を有するようになることが強く求められている。

本報では、防錆品質の向上の観点から、自動車ボディ用アルミニウム合金板の表面処理技術の現状について述べる。また、自動車ボディにアルミニウム合金板が使用される場合に生じる腐食並びに耐食性等についても述べる。

2. 自動車ボディ用

アルミニウム合金板の表面処理

2.1 前処理

既存の自動車車体の組立て及び表面処理工程の中に新しい素材を導入すると、種々の問題が発生する。表面処理に関しても、現行のりん酸亜鉛処理ラインでアルミニウム合金板を処理すると、塗装後の耐食性が十分ではないので、次のいずれかの方法でこの耐食性の向上をはかなければならない。

- (1) アルミニウム合金板専用の別ラインを新設して、アルミニウム合金板専用の処理を行う。
- (2) 冷延鋼板あるいはめっき鋼板との同時りん酸亜鉛処理方法を見出す。
- (3) アルミニウム合金板はプレコート方式とし、処理を独立させる。

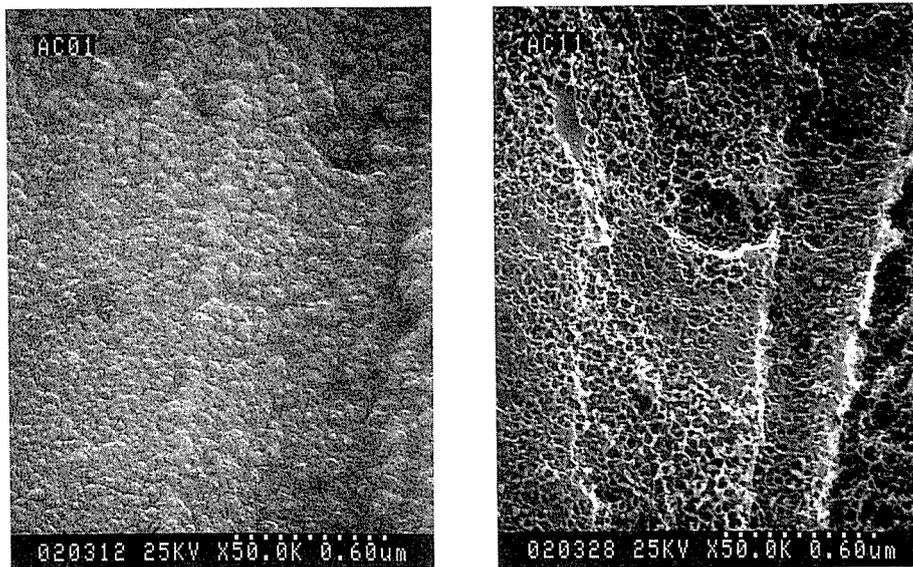
これらの方法の内、最も工業的に採用し易いのは(2)の同時りん酸亜鉛処理法である。

この場合には、化成処理浴は鋼板及び各種めっき鋼板に適合することが優先され、アルミニウム合金板にはその処理浴中で、良好な脱脂・りん酸亜鉛処理性を有することが求められる。一方、アルミニウム合金板表面に接着剤が直接塗布され、更にスポット溶接も行われるため、良好な接着性とスポット溶接性も必要とされる。これらの脱脂・りん酸亜鉛処理性及び接着性の要求に対応するには、前もって、アルミニウム合金板の表面状態を調整すること(前処理)が有効である。

自動車ボディ用アルミニウム合金板は、別に述べられている⁴⁾ように、一般に、製造工程の最終段階で焼なましされる。その結果として、表面は圧延油の焼付き等で汚染された厚いポーラスな加熱酸化膜に覆われることになる⁵⁾。一例として、ボディパネル外板に現在最も多く使用されている5000系合金について、加熱酸化膜で覆われた表面とそれを除去した表面の、SEM写真及びAES分析結果を図1と図2にそれぞれ示した⁶⁾。加熱酸化膜は厚く多孔質で粒状の形態をしており、また、その膜中には、合金成分中のMgが拡散してきて酸化しMgOとして多く存在していることが分かる。

この汚染された酸化膜は脱脂・化成処理性に影響を及ぼす。MgOに富む酸化膜は、アルカリ浴中では、均一なエッチング面が得られない⁵⁾と言われている。自動車のりん酸亜鉛処理ラインでは、脱脂浴は主にケイ酸ソーダを含む浴と含まない浴とに大別され、共にエッチング性の高くない浴が使用されている。この浴中では、加熱酸化膜に覆われたアルミニウム合金板の表面に付着した油分の除去が不十分であり、その表面は脱脂後に水をはじく状態となる。その結果、次に行われる表面調整とりん酸亜鉛処理が不均一となり、まばらで、粗大なりん酸亜鉛結晶皮膜となる。一方酸化膜を予め除去したものは脱脂性に優れ、均一で微細な皮膜が得られる⁶⁾。5000系合金について比較した例を図3に示す。

接着性に対しても、この汚染された酸化膜が影響する。対象となる接着剤は、ヘミング用接着剤やウエルドボンド用接着剤に代表される構造用接着剤で、その組成はエポキシ系が主である⁷⁾。T. L. Wilkinson⁸⁾は、5000系、6000系及び2000系合金を、構造用接着剤を用いて接着し、初期接着性及び大気暴露下における接着耐久性を加熱酸化膜で覆われた表面とステンレスワイヤーブラシで磨いた表面について比較評価して、後者の方が接着性に優れているという結果を得ている。筆者らも、5000系及び

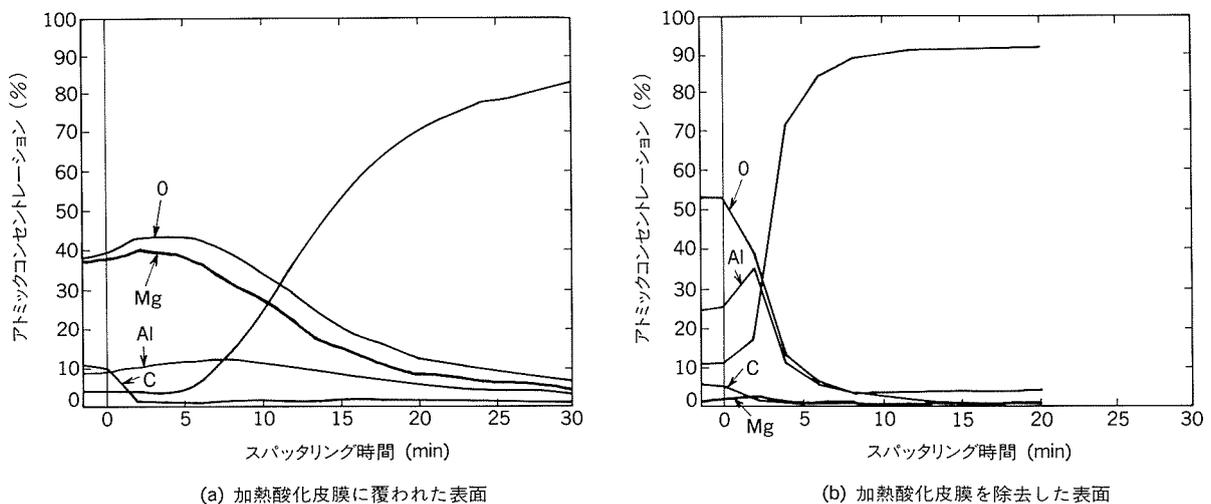


(a) 加熱酸化皮膜で覆われた表面

(b) 加熱酸化皮膜を除去した表面

図1 5000系自動車ボディ用アルミニウム合金の表面SEM写真⁶⁾

0.3μm



(a) 加熱酸化皮膜に覆われた表面

(b) 加熱酸化皮膜を除去した表面

図2 5000系自動車ボディ用アルミニウム合金表面のAES分析結果⁶⁾

6000系合金とエポキシ系の構造用接着剤の組合せで、塩水噴霧試験下における接着耐久性を評価し、図4に示したように、酸化膜を除去した方が接着性に優れていることを確認した⁶⁾。一方、塗膜の密着性についても、厚い酸化膜は塗膜の一次密着性を低下させ⁹⁾、酸化膜中のMgOが密着性を低下させる多くの報告¹⁰⁾がある。

以上のように、汚染された加熱酸化膜は、鋼板・アルミニウム合金板同時りん酸亜鉛処理方式における脱脂・化成処理性及び接着性を低下させる。その対策として、酸化膜を前処理により除去することが有効である。これを素材の段階で行った方が、望ましい。

2.2 化成処理皮膜

2.2.1 クロム酸クロメート皮膜

クロム酸クロメート処理は、耐食性及び塗膜密着性などの向上に優れているので、アルミニウムの塗装下地処

理として広く用いられている。

アルミ/鋼複合ボディ表面処理ラインのアルミニウム専用の別ライン処理としても採用されている⁹⁾が、別ライン処理設備及びクロム含有排水の処理設備を必要とする問題がある。以下、クロム酸クロメート処理の基本的課題について述べる。

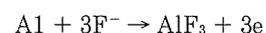
(1) クロム酸クロメート皮膜生成反応

クロム酸クロメート皮膜生成反応は、次のように考えられている¹¹⁾。

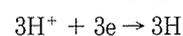
(i) クロム酸の解離

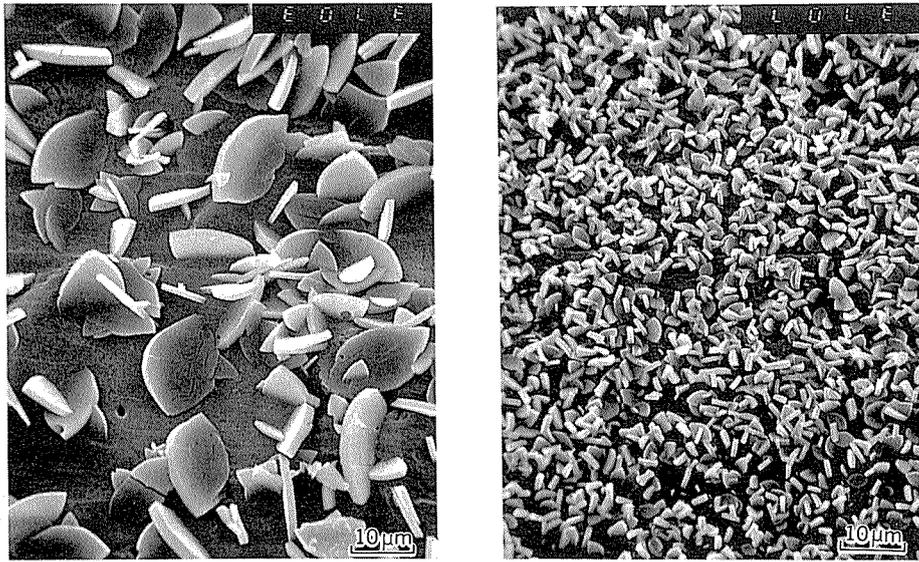


(ii) アルミニウムのアノード溶解反応



(iii) H⁺イオンの還元反応





(a) 加熱酸化皮膜有

(b) 加熱酸化皮膜除去

図3 5000系自動車ボディ用アルミニウム合金上のりん酸亜鉛皮膜SEM写真⁶⁾

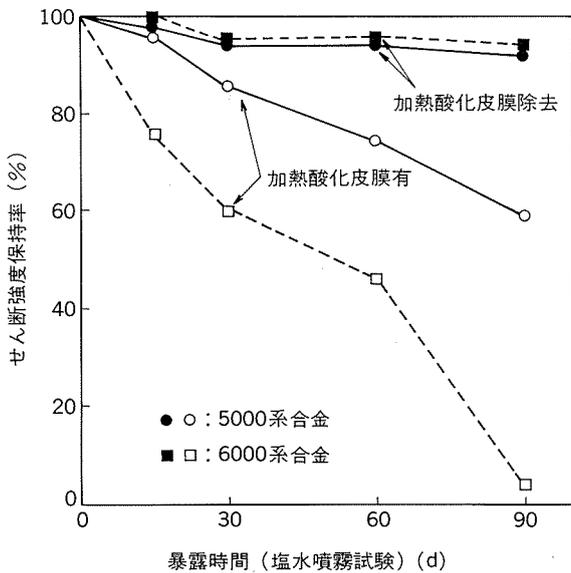
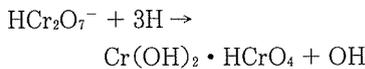
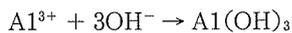


図4 接着性に及ぼす加熱酸化皮膜の影響⁶⁾
(エポキシ系構造用接着剤の場合)

(iv) Cr⁶⁺の還元反応



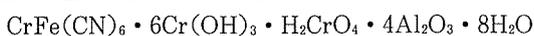
(v) 水酸化アルミニウムの析出反応



また、皮膜組成物は次のように考えられている。



なお、耐食性を要求されることから、自動車のオフライン処理では促進剤を添加した促進型クロム酸クロメート処理が行われるラインもある。促進型クロム酸クロメート皮膜の組成は次のように考えられている^{12) 13)}。



この皮膜組成物のCr量は、およそ100mg/m²が最適皮膜量とされている。

(2) 皮膜生成反応の制御

クロム酸クロメート皮膜の生成は、酸化還元反応とpH上昇による沈澱皮膜形成反応であり、アルミニウム合金の組成の違い、処理液成分の変動及び異種金属との接触によって皮膜量の変動及び皮膜の剥離などが生じやすくなる。筆者らは、クロム酸クロメート皮膜生成に及ぼす電位及びpHの影響等を調査し、皮膜生成の制御について考察した¹⁴⁾。以下にその概略を述べる。

生成量に及ぼすpH並びに電位の影響を図5に示す。皮膜生成量は電位-0.6~-0.7V (vs SCE) 付近に極大値があり、また、pHが低いほど多くなっている。

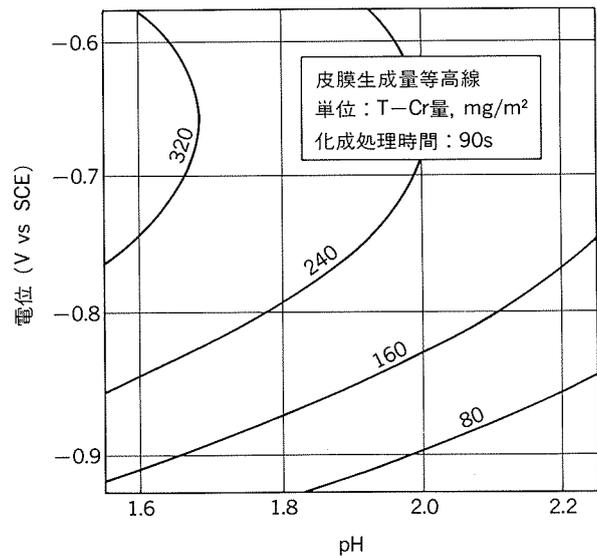


図5 皮膜生成量測定結果(電位, pHの影響)¹⁴⁾

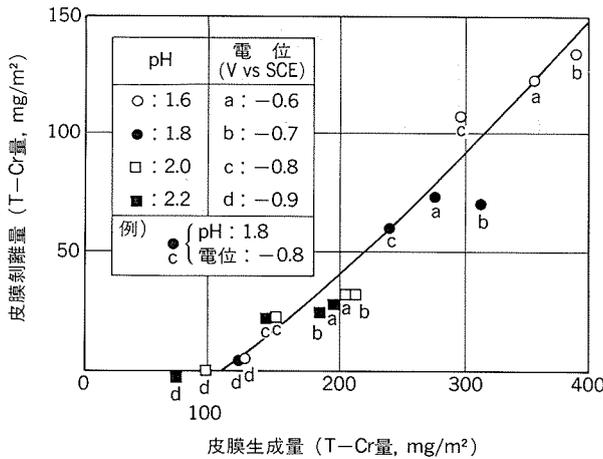


図6 皮膜生成量と皮膜剥離量の関係¹⁴⁾
(化成処理時間: 90s, 化成処理温度40℃)

皮膜生成量と皮膜剥離量の関係を図6に示す。ここに、皮膜剥離量はクロム酸クロメート皮膜表面をキムワイブで拭取った時の皮膜除去量である。皮膜剥離量は、ほぼ皮膜生成量に比例して増加する傾向がある。

皮膜表面のSEM観察結果を図7及び図8に示す。皮膜生成量の多い皮膜表面は、クラックが大きく、密着性が低い。クラック発生に及ぼす皮膜生成速度の影響を調査するため、皮膜生成速度の異なる条件で同一の皮膜量を得たサンプルのSEM観察結果を図9に示す。クラック発生は、皮膜生成速度が大きいほど多くなっている。従って、剥離量の多い皮膜は図10のように、クラックの部分が脆く剥離し易いと考えられる。

クロム酸クロメート皮膜のAES分析結果を図11に示す。最表面にはC, Feが多く、中間層はCr, O及び酸化物のAlが多くなっている。

以上の結果から、クロム酸クロメート処理は、pH並びに電位に影響する液組成、温度、アルミニウム合金の組成及び異種金属の影響に留意することが必要であるが、一方、これらの要因によりクロム酸クロメート皮膜の皮膜量及び皮膜構造を制御することが可能である。

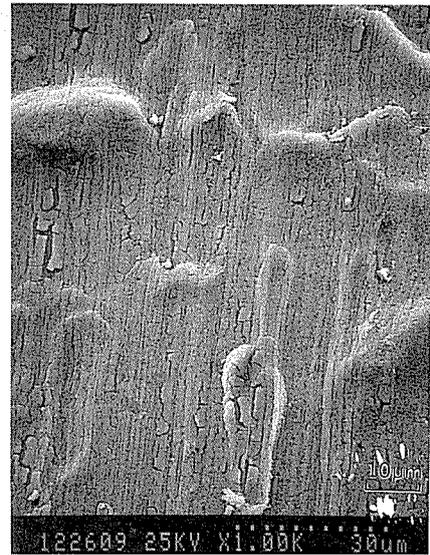
2.2.2 リン酸亜鉛皮膜

(1) 鋼板(めっき鋼板を含む)・アルミニウム合金板 同時りん酸亜鉛処理

自動車ボディは、プレス及び組立が終了した後に、鋼板(めっき鋼板を含む)の塗装下地処理としてりん酸亜鉛処理が行われる。アルミニウム合金板が用いられる場合も、鋼板・アルミニウム合金板複合ボディとしてから同時にりん酸亜鉛処理法により塗装下地処理を行うことが、設備面等から望ましい。

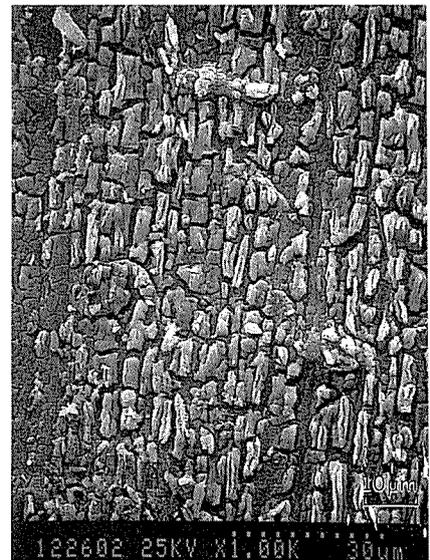
(2) 鋼板へのりん酸亜鉛処理

鋼板をりん酸、亜鉛、酸化剤などを含む酸性の溶液で処理すると、表面に $Zn_3(PO_4)_2 \cdot 4H_2O$ (Hopeite)及び $Zn_2Fe(PO_4)_2 \cdot 4H_2O$ (Phosphophyllite)を主成分とする結晶性皮膜が析出する。塗装鋼板の耐食性及び密着性



pH=1.6, 電位-0.9V vs SCE
皮膜生成量 129mg/m²(T-Cr量)
皮膜剥離量 4mg/m²(T-Cr量)

図7 クロム酸クロメート皮膜SEM写真¹⁴⁾

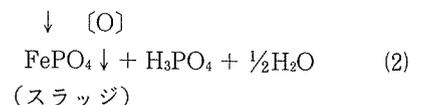
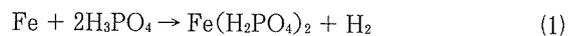


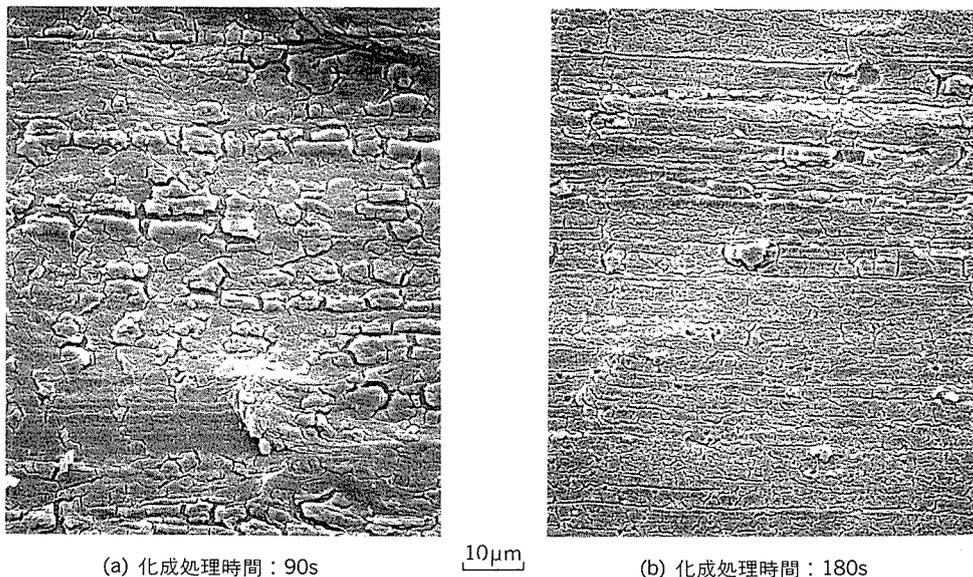
pH=1.6, 電位-0.6V vs SCE
皮膜生成量 353mg/m²(T-Cr量)
皮膜剥離量 121mg/m²(T-Cr量)

図8 クロム酸クロメート皮膜SEM写真¹⁴⁾

向上に、この皮膜による下地処理は極めて有効であり、ほぼ全ての自動車ボディ鋼板の塗装下地処理としてりん酸亜鉛処理が行われている。

りん酸亜鉛皮膜の生成反応は次のように起こる。





(a) 化成処理時間：90s (b) 化成処理時間：180s

皮膜生成量は共に250mg/m²(T-Cr量)

図9 クロム酸クロメート皮膜SEM写真¹⁴⁾

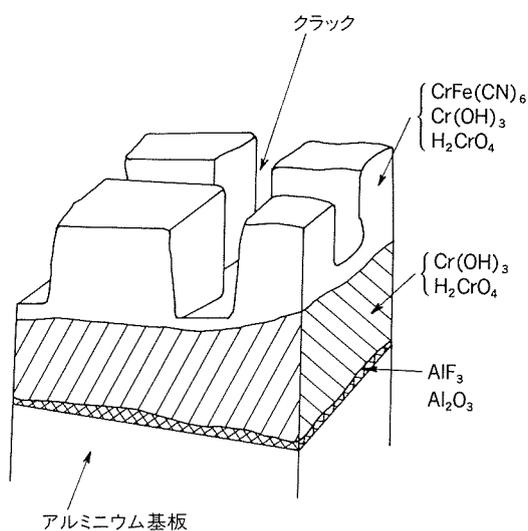


図10 クロム酸クロメート皮膜模式図

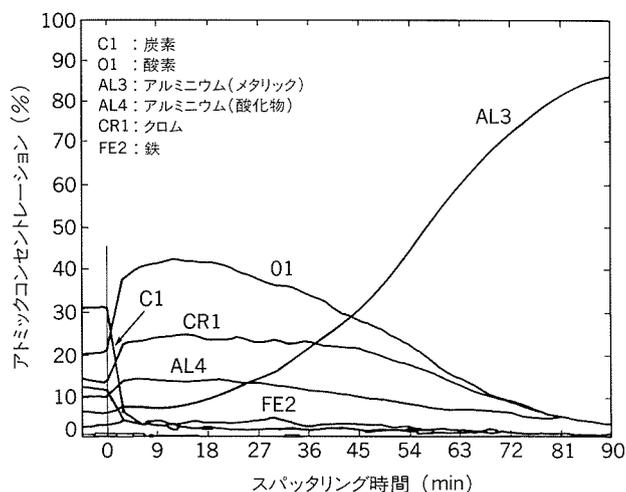
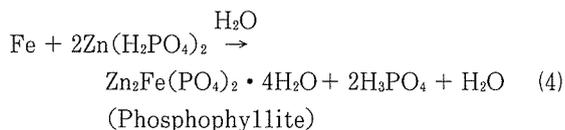
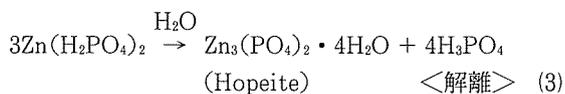


図11 クロメート皮膜AESプロファイル¹⁴⁾
(pH=2.2, 電位-0.9V vs SCE)
(皮膜生成量76mg/m²(T-Cr量))

鋼板/処理液界面の pH が上昇し



Phosphophyllite は Hopeite よりも対酸性, 対アルカリ性に優れ, また, 電着塗装焼付時に結晶水が脱水した後は, 復水しにくい¹⁵⁾。そのため, この比率 (P 比) が高いほど, 塗装後の耐食性や耐水 2 次密着性が優れている。また, 生成した結晶は緻密で被覆率が高いほど耐食

性に優れ, また, 塗装後の外観が良好である¹⁶⁾。

自動車ボディのりん酸亜鉛処理の方法は, 初期にはディップ法で行われたが, スプレー法の方が短時間で, 緻密な皮膜が均一に生成しやすいため, 多くはスプレー法に移行した。しかし, スプレー法は最も防食を必要とする袋構造部やボディ内面への皮膜の生成が困難であり, 加えて, ディップ法と比較して皮膜の P 比が低くなるという欠点がある。最近では, チタンコロイドなどを主成分とする表面調整剤の使用や, 処理剤の改良により, ディップ法でもスプレー法同等の処理時間での処理が可能になり, またスプレー法を上回る均一な皮膜の生成が可能になったため, 再び日本ではほとんどがディップ法に変わった¹⁷⁾。

(3) めっき鋼板へのりん酸亜鉛処理

近年、自動車ボディ鋼板の耐食性の向上を目的として、めっき鋼板が多用されるようになった。Zn めっき鋼板にりん酸亜鉛処理を行った場合、その生成反応式は、前述した鋼板への生成反応式の(1)式中の Fe を Zn におき替えたかたちになる。その結果、生成した皮膜結晶中には Phosphophyllite が含まれず、Hopeite のみとなり、塗装後の塗膜の耐水 2 次密着性が劣ることが確認されている。

そこで、この問題を解決するために、りん酸亜鉛処理液中に Mn, Ni を添加して、Hopeite 結晶の改質が行われた。Mn, Ni を添加すると、生成する Hopeite 結晶は緻密で均一になり、また、結晶水の脱水後の復水が抑制され、その結果、塗装後の塗膜の耐水 2 次密着性が向上することが確認されている¹²⁾。

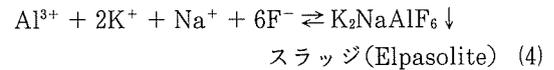
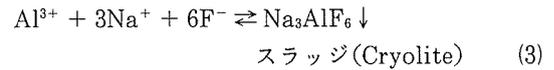
その他では、表層に Fe-Zn めっき層を施して、めっき鋼板でありながら、りん酸亜鉛処理で Phosphophyllite を生成させることが可能なめっき鋼板も使用されている。

(4) アルミニウム合金板へのりん酸亜鉛処理

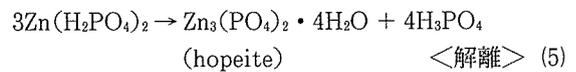
アルミニウム合金板にりん酸亜鉛皮膜を生成させるためには、従来の鋼板用りん酸亜鉛処理液では化成性が十

分でなく、ふっ化物をさらに添加して、アルミニウム合金板へのエッチング力を強化する必要がある。この結果、アルミニウム合金板上には主成分が Hopeite の結晶皮膜が生成する。アルミニウム合金板上のりん酸亜鉛皮膜の生成反応を次に示す。

ふっ酸によるアルミニウムの溶解



処理液/アルミニウム界面での pH の上昇



Mn 及び Ni を含み、アルミニウム合金板に処理が行えるようにふっ化物を添加した処理液を用いて、GC45-O 上、Zn-Ni めっき鋼板 (SZ) 上、及び冷延鋼板 (CR) 上に生成したりん酸亜鉛皮膜の化学成分、X 線回折結果、示差熱・熱重量分析 (DTA-TG) 結果、及び SEM 外観の一例^{18) 6)}を、それぞれ表 2、図 12、図 13 及び図 14 に示す。GC45-O 上のこれらの結果は、Zn-Ni 上の結果と類似しており、GC45-O 上には Zn-Ni めっき鋼板上と同様に Mn, Ni を含む改質された Hopeite の皮膜が生成していることが分かる。

(5) りん酸亜鉛皮膜処理を行ったアルミニウム合金板の塗装後の諸性能

一例として、GC45-O に皮膜量を変えてりん酸亜鉛処理を行い、自動車用の電着塗装を施して糸錆試験を行った結果⁶⁾を、表 3 に示す。りん酸亜鉛皮膜量が 1 g/m²以

表 2 りん酸亜鉛処理皮膜の化学成分¹⁸⁾

No.	基板	皮膜化学成分 (wt%)				
		P	Zn	Mn	Ni	Fe
1	GC45	13.2	31.7	1.5	1.3	0.1
2	SZ	11.7	35.6	1.2	1.9	0.1
3	CR	10.5	25.4	2.5	0.9	6.2

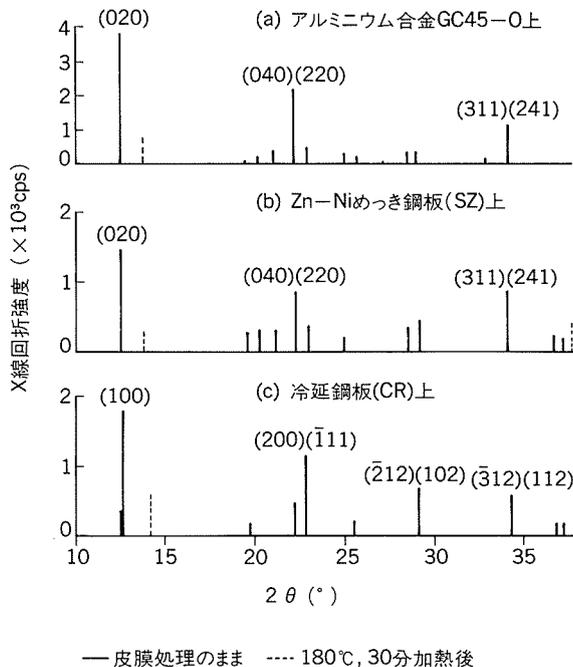


図 12 りん酸亜鉛処理皮膜の X 線回折パターン¹⁸⁾

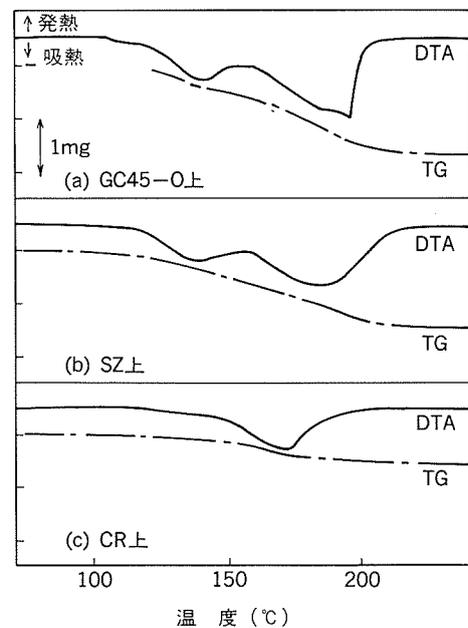


図 13 りん酸亜鉛処理皮膜の示差熱、熱重量分析 (DTA/TG)¹⁸⁾

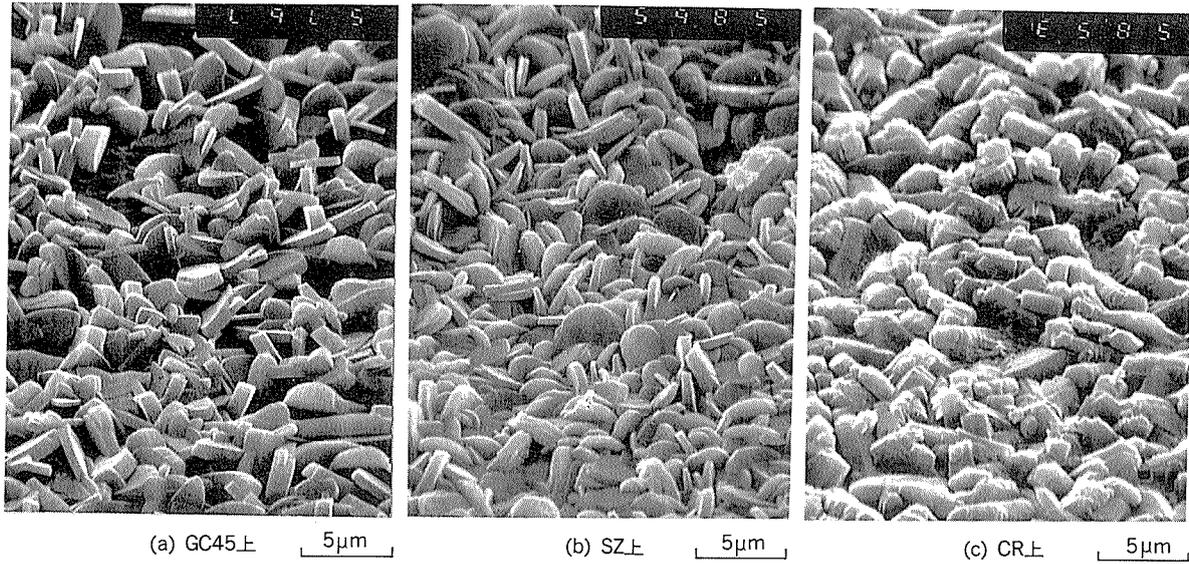


図14 GC45, Zn-Niめっき鋼板及び冷延鋼板上に生成したりん酸亜鉛皮膜結晶のSEM写真⁶⁾

表3 糸錆試験の結果⁶⁾

電着膜厚 (μm)		りん酸亜鉛皮膜量 (g/m ²)				
		0.2	0.5	1	2	3
5	HCl浸漬	+	+	-	-	-
	SST	-	-	-	-	-
10	HCl浸漬	+	+	-	-	-
	SST	+	-	-	-	-
15	HCl浸漬	+	+	-	-	-
	SST	++	△	-	-	-

注. 供 試 材: GC45

試験条件: $\left(\begin{matrix} 5\% \text{NaCl} \\ 35^\circ\text{C} \times 24\text{h} \end{matrix} \right)$ or $\left(\begin{matrix} 5\% \text{HCl} \\ 5\text{s 浸漬} \end{matrix} \right)$

↓
50°C R.H=80%
400h

結果の記号: - 糸錆発生せず
△ 糸錆発生有り (程度小)
+ 糸錆発生有り (程度中)
++ 糸錆発生有り (程度大)

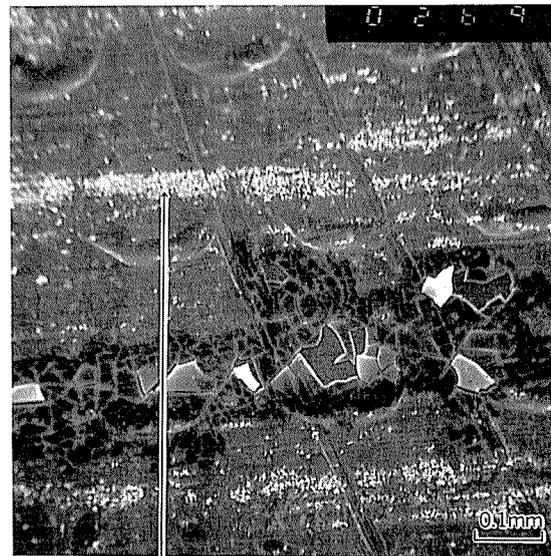


図15 糸錆部の塗膜はくり後のSEM写真⁶⁾

表4 耐水2次密着性試験結果⁶⁾

No.	皮膜量 (g/m ²)	塗膜残存数 n/100
1	0.5	100
2	1.2	100
3	2.0	100

試験材: GC45

試験条件: 40°C×720h 純水浸漬

↓
2mm 碁盤目カット

↓
テープ剥離

上あれば糸錆性は良好であった。

この試験材のうち皮膜量が少なく (0.2g/m²) , 糸錆が発生した試料の糸錆部の塗膜を剥離して観察した結果を図15に示す。糸錆はりん酸亜鉛皮膜が生成していない部位を進行していく様子が見える。

また, GC45-O に3水準の皮膜量でりん酸亜鉛処理を行った後に, 3コート塗装 (電着, 中塗り, 上塗り) を行った試料の耐水2次密着性試験を行った結果⁶⁾を表4に示す。40°C×240h 浸漬後, 塗膜剥がれはなく, いずれも良好であった。

これらの結果から, GC45-O などの5000系のアルミ

ニウム合金板においては、りん酸亜鉛処理は塗装下地処理として有効であることが分かる。

6000系の合金においては後に述べるように、やや糸錆が発生しやすく、今後の検討課題と思われる。

(6) アルミニウム合金板・鋼板同時処理時の鋼板への影響

筆者らの調査によると、りん酸亜鉛処理液中にアルミニウムが蓄積すると、 Al^{3+} が30ppm以上でアルミニウム合金板への化成性が低下することが認められた⁶⁾。一般には、 Al^{3+} が120ppmでアルミニウム合金板へ、また200ppmで鋼板への化成処理が不可能となり、その管理範囲は50ppm以下が目標と言われている。そのためには、ふっ化物(K塩及びNa塩)の添加により Al^{3+} をスラッジ($Na_3AlF_6 \cdot K_2$ 又は $NaAlF_6$)として除去する必要がある。自動車ボディに占めるAlの比率が20%未満の場合は、AlイオンがFeと共沈する効果があり、化成性に問題はないと考えられる。

2.2.3 有機無機複合皮膜

自動車ボディ用アルミニウム合金板の塗装前処理としてクロム酸クロメート処理が望ましいが、自動車組立てラインで実施するには設備上、あるいは、ラインの構成上問題がある。そこで、アルミニウム合金板をコイルの状態でもクロメート処理を実施し、さらに電着塗装が可能な薄い有機皮膜を塗布するプレコート方式が望ましい処理方法として考えられている。

既に自動車用鋼板の分野では、表面処理鋼板の上に有機樹脂を塗布したプレコート方式の有機無機複合鋼板がボディ内面の防食処理用の素材として定着している。この有機無機複合鋼板は、耐食性の面では表面処理鋼板をしのぐが、電着塗装性、成形性及びスポット溶接性ではなお改良が必要とされている^{19) 20) 21)}。従って、プレコート方式を自動車ボディ用アルミニウム合金板にも定着させるためには、鋼板における有機無機複合鋼板と同様に、塗装後の耐食性の評価を確立すると共に、電着塗装性、成形性及びスポット溶接性あるいは接着性の問題等を解決しておかねばならない。

アルミニウム合金板の場合にはクロメート皮膜の種類及び皮膜量を適性に選定し、かつ有機皮膜の樹脂選定を正しく行うことによりこの目標は達成が可能である。また、このような薄いプレコート材を使用した場合には、ボディパネルはプレス成形時の手直しの研削加工において、前処理皮膜が機械的損傷を受けて素地が露出してしまうという問題もある。しかし、ボディ組立て後の塗装工程において鋼板との同時りん酸亜鉛処理方式を採用すれば、露出した部分にはりん酸亜鉛皮膜が形成されるので、塗装後の耐食性に問題は残らない。なお、アルミニウム合金板の場合、プレコートを使用しても端面からの腐食が事実上発生しない点も有利な点の一つである。

このような方式の処理方法は、現在まだ検討中の段階であるが、今後自動車ボディのアルミ化率が上がり、使

用される合金の種類が増加して来ると、次第に実用性を帯びて来るものと考えられる。

(1) 皮膜構成

複合皮膜は脱脂処理を行ったアルミニウム合金板の上に、クロメート処理を行い、さらに、有機皮膜を塗布した構成からなっている。

クロメート皮膜は、反応型のクロム酸クロメート、あるいは塗布型のクロメートのいずれを使用することも可能である。クロメート皮膜の皮膜量は、皮膜中のクロム量(T-Cr)で3~200mg/m²が適正である。皮膜量が少ないと耐食性に問題が生じ易く、多すぎるとクロメート皮膜の凝集破壊が起こりやすい。スポット溶接性を考慮した場合、皮膜量はT-Crで3~20mg/m²が適正である。

有機皮膜は電着性を付与するために、皮膜の電気絶縁抵抗の低いものが望ましい。筆者らの実験⁶⁾では、皮膜厚さは0.8μm以下の範囲とし、特にスポット溶接性を考慮すると皮膜厚さは0.3μm以下の範囲が適正である。このような特性を示す樹脂としては、ポリアクリル酸系のものがある。

(2) 塗装前処理特性

有機無機複合皮膜を塗装前処理として使用した場合の、塗装後の塗膜性能については、5章で述べるように、糸錆性、サイクル腐食試験結果、耐水2次密着性ともクロム酸クロメート処理と較べて全く遜色ない水準である。

(3) 接着性

GC45-O合金板を用いた本皮膜の接着接合性に関する筆者らの実験例を図16に示す。この実験では、試験材を初期及び90℃脱イオン水に10日間浸漬した後のせん断強さ及びT形剥離強さを測定した。

本処理材は促進劣化後も剥離が接着剤の凝集破壊であるのに対して、無処理材では破壊界面が基材と接着剤の

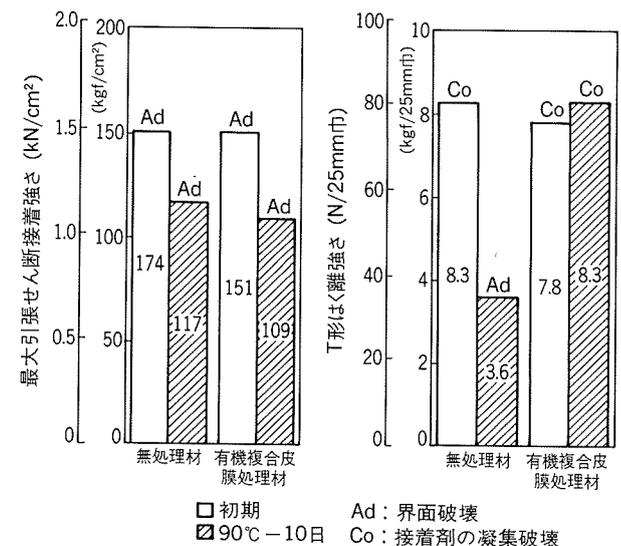


図16 接着耐久性試験結果⁶⁾

(スコッチウェルドSW-2214, 100μm厚み, 150℃×10min硬化)

界面破壊に変化している。この図から、本前処理は接着下地としても極めて優れていることが分かる。

(4) ラインでの処理適性

本方法はプレコート方式であるので、処理された板は、部品完成後に他の部品と組合わされて鋼板と同様に脱脂処理から始まりりん酸亜鉛処理及び塗装工程を通過する。特にボディの外面に使用しようとする場合は、電着塗装後の外観が重要である。そこで、脱脂、りん酸亜鉛処理工程でのプレコート皮膜の溶解性、電着塗装での塗装仕上がり外観を評価したところ⁹⁾、脱脂、りん酸亜鉛処理工程での皮膜の溶解は僅かで、クロメート皮膜には何等の影響もないことが分かった。また、電着塗装後の外観はりん酸亜鉛処理を行った塗装板と差がなく、中・上塗り後の塗装外観も問題はなかった。

3. 塗 装

自動車ボディの塗装は、美観と防錆を付与するため、下塗り、中塗り、上塗りの3回塗り仕上げをするのが一般的である。防錆性には、塗装前処理を含めた下塗り塗装工程が主に関与し、美観には板材の表面粗さから上塗りに至るまですべての工程が関与している。

3.1 下塗り塗装

防錆に対しては、塗装工程の見直しだけでなく、ボディ構造の工夫、防錆ワックス、シーラントの利用、表面処理鋼板の採用など、総合的な対策が必要であるが、ここでは塗装工程における対策について述べる。

自動車ボディの下塗りには、1963年に米国のフォード社で電着塗装が実用化されて以来、その自動化が容易で省人化が図れること、つきまわり性が良く狭いスリット状や袋状の構造部にも均一に塗膜を形成できることなどの理由により、急速に普及した。

最初に実用化された電着塗料はアニオン系であったが、電着機構上、素地金属が陽極となるため、金属イオンが塗膜中に溶出し、塗膜を変色させたり、耐食性を低下させる。一方、カチオン電着は、金属の溶出が大幅に減少するばかりでなく、ウェット塗膜の電気抵抗が大きいため、つきまわり性にも優れている。更に、カチオン系はウレタン変性エポキシ樹脂を主成分としているため、エポキシ変性ポリブタジエン樹脂を主成分とするアニオン電着塗料に比べ、塗膜の酸素透過性、透水性および吸水性が小さく、耐アルカリ性、耐塩水性等にも優れている。1977年に米国において、カチオン電着塗装法が採用されて以来、アニオン電着塗装法からの転換が急速に進んだ。

更に、電着塗膜と中塗り塗膜の間に伸びの大きなチップングプライマを挟んだり、電着塗料に厚膜型カチオン電着塗料を使用することにより、素地金属の損傷を防止している場合もある。

最後に、塗膜の美観向上のために、電着塗装後の平滑

性が求められるが、アルミニウム合金板上の電着塗膜は平滑性が良いのみならず、表面処理鋼板をカチオン電着塗装する際のクレータの発生も、アルミニウム合金板においてはほとんど問題となることはない。

3.2 中・上塗り塗料の動向

自動車ボディの塗装に必要な要求性能は、鮮映性と耐食性の向上である。4コート4ベークが乗用車の性能を表わす1指標として使われているように、塗膜の鮮映性及び耐食性はますます重視される傾向にある。アルミニウム合金板の場合、鮮映性の向上についてはレーザーダグ仕上げを準備し、耐食性の向上については酸化膜を除去し優れた化成性をもたせた素材を提供している。ここでは中・上塗り塗料の鮮映性及び耐食性の向上に対する最近の傾向について簡単に述べる。

中塗り塗料は、現在、主にノンサンドタイプのオイルフリーアルキッド樹脂塗料が使用されている。現状塗料では、特に耐チップング性の改良には限界があるため、対策として2コート化の方向に努力がなされている。すなわち、下塗りには強靱で柔軟な塗料を用いて耐チップング性を持たせ、平滑性を上塗りに分担させる塗装方式が用いられている。

上塗りのソリッドカラーについては、主にオイルフリーポリエステルメラミン樹脂塗料が使用されている。ソリッドカラーでは厚膜化による外観の改善が現状の課題である。このため、塗工装置の改良を初めとする塗料的なレオロジーコントロール、回転焼付け等が考案、実施されてきた。塗料的には、ハイソリッド化が検討の中心であり、ハイソリッド化しやすいウレタン塗料も検討され始めている。メタリックカラーの例に習って2コート1ベーク方式で塗装が行われている例もある。

一方、メタリックカラーでは、現在は2コート1ベークのアクリルメラミン樹脂塗料が使用されている。ベース塗料については、アルミ粉の配向性と仕上りの平滑性に優れている水性塗料の適用が検討されている。トップクリヤーの技術課題はハイソリッド化による厚膜化である。さらに、高付加価値な仕上がりを目指してパールトーンやふっ素樹脂塗料も採用され始めている。

4. 自動車ボディの腐食と試験方法

4.1 腐食の形態と要因

自動車で見られる腐食のメカニズムは、原理的には電気化学反応であり、金属間に生じた電位差によるアノード部の酸化と溶解、カソード部の還元である。結果として穴あき腐食と外観さびが問題となる。

穴あき腐食は、塗料の付き回り性の悪い袋構造部から外部に向かって進行するもので、塩分を含む水が溜り乾燥しにくいと浸食が進む。又、外観さびを生じ、塗膜部が膨れ、剥離してしまうと裸部は塩分を含む水や酸素の

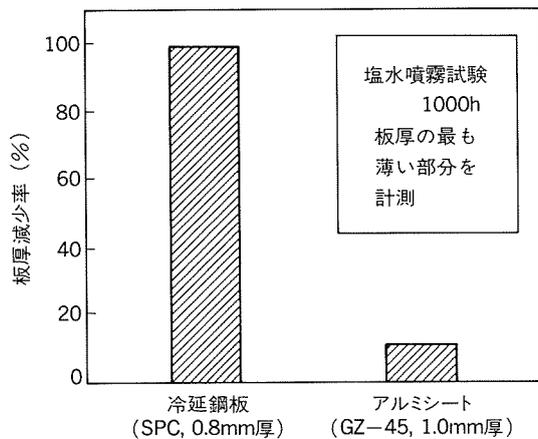


図17 アルミシートの耐穴あき錆性²²⁾

供給速度が大きくなり、進行が速くなって穴あき腐食になることもある。

このような場合、塩分の存在、乾燥、湿潤、冷却の繰返しは、裸部の腐食を促進する。自動車ボディ材の一部をアルミニウム合金にする場合、アルミニウム材は図17に見られるように耐穴あきに優れており、アルミニウム合金より貴な電位を有する材料との接触腐食がなければ穴あき腐食は問題とされない²²⁾。

外観さびはスキャブ腐食と呼ばれるもので、塗膜のチップング傷部やすり傷部を起点とし、ブリスタとさびが混在した塗膜下腐食の形態をとる。この塗膜下腐食には2通りのメカニズムがある。1つは塗膜の傷部がアノード、塗膜下金属がカソードとなり、カソード部において酸素の還元反応でpHが上昇することにより塗膜や塗膜下地の化成皮膜が侵されて塗膜の密着力が低下し、侵入してきた水分によって押し上げられて膨れとなる。他の1つは傷部周辺塗膜下アノード、傷部がカソードとなり、アノード反応生成物とカソード反応生成物が互いに反応して、腐食生成物が生じ、それが塗膜を押し上げて膨れを生じさせるものである。前者のメカニズムは、塗膜が濡れ状態にあって水分や酸素の透過に対する抵抗が低い場合のものであり、後者のそれは塗膜の抵抗が比較的高い場合のものである。このいずれかの膨れを起点とし、蓄積された塩分などが腐食促進剤となってさびの形態となるものも含まれる。

さびは、糸屑状で浅く浸蝕される腐食形態であり、相対湿度が60~95%で発生し、これよりも高いとブリスタとなる。塗装アルミニウム合金に生じるさびには、ほとんどの場合に塩素イオンが関与している。塩素イオンは、フィラメントの成長とともに移動し、フィラメント先端部に高濃度に蓄積する²³⁾とされているが、最近になって、傷部の膨れ部からフィラメントの先端に向かって濃度勾配を持つことが分かった⁶⁾。いずれにしても、塩素イオンがフィラメント内部でなんらかの役割を果たしていることは間違いない。

4.2 実車試験の方法

自動車の腐食促進試験は、自動車そのものを対象として行われる。自動車の使用される自然環境や使用方法をシミュレートし、試験場内で腐食を促進させ、使用中に生じる腐食を再現して耐久性を評価するものである。実車試験は、プルービンググラウンド試験を中心に、それを補完する方法としてカットボディ回転式腐食試験や実車取付腐食試験が行われている²⁴⁾。

これらの試験は、走行条件、気候条件、道路条件、地域条件、駐車条件などを組み合わせて行われる。

実車試験のサイクル試験例²⁵⁾を次に示す。

(1) 汚染条件

砂利道、塩水はねかえし道路（長さ1000ft^{*1}、5% NaCl水、わだち深さ $\frac{1}{4}$ インチ^{*2}）及び高速道路を通過する。これにより車体の接合部、隙間部に塩水、汚れが侵入し、砂利でチップングを受ける。210マイル^{*3}を走行し、その間に12回の塩水はねかえし道路を通し、さらに1回塩水噴霧を受ける。所用時間は8時間である。

(2) 恒温恒湿条件

ガレージを恒温恒湿条件（120°F^{*4}、RH100%）とし、8時間駐車する。

(3) 乾燥条件

60~80°F^{*4}、RH14~40%の雰囲気中で8時間乾燥させる。

以上の24時間を1サイクルとし、10サイクルごとに自動洗浄を行う。なお、この10サイクルは、実用面でのほぼ1年間に相当すると言われる。

4.3 促進腐食試験の方法

塩水噴霧試験は、実験室での腐食試験としての歴史が長く実績もあるが、再現性と促進性に問題がある。即ち、実車の塩害腐食は乾湿の繰返しであり、塩水噴霧試験の常時新鮮塩水で洗い流される状態とは異なる。また、腐食の進行は、乾湿の繰返しの中で一層促進されることから考えて、促進性に劣っているといえる。従って、最近の実験室での腐食試験は、塩水噴霧又は塩水浸漬、乾燥、湿潤、結露、冷凍などの条件をさまざまに組み合わせ、腐食環境をシミュレートし、これをサイクリックに繰返す試験（サイクル試験）が行われている²⁴⁾。それらの試験方法は、実際の腐食を短期間にシミュレーションするのを目的とするために各自動車メーカーの独自の方法によって行われているのが現状である。

(1) サイクル試験例 1²⁵⁾

塩水噴霧（35°C、4h）→乾燥（80°C、2h）→湿潤（50°C、RH85%、2h）。これを複合サイクルの1サイクルとして行う。

*1 1000ft≒305m

*2 $\frac{1}{4}$ インチ≒6.35mm

*3 210マイル≒1.61km

*4 120°F≒49°C、60~80°F≒15~27°C

(2) サイクル試験例²⁶⁾
 塩水噴霧 (35°C, 4h) → 乾燥 (70°C, RH60%, 2h)
 → 湿潤 (49°C, RH95%, 2h) → 冷却 (-20°C, 1h)。
 これを複合サイクルの1サイクルとして行う。
 また、サイクル試験における腐食メカニズムの解明も

行われようとしている^{24)27)~34)}。これらの研究はほとんどが冷延鋼板及び表面処理鋼板を対象にしており、サイクル試験をアルミニウムに適用する場合には各試験法の相関性、促進作用を見極めることが必要と考えられる。

表5 沖縄大気暴露試験による平板塗装材の評価結果⁴⁰⁾⁴²⁾

試料番号	材 質	下地処理 条 件	外 観 評 価	
			1 年	2 年
B-6	2036	0	BL-3-L, FI-3-L, FL-3-M	BL-3-L, FL-3-L
B-21	2036	1	BL-3-L, FI-3-M	BL-3-L
B-22	2036	2	BL-3-L, FI-3-M	BL-3-S, FI-3-S
B-24	2036	3	BL-3-L, FL-3-S	BL-3-L, FL-3-L
B-26	2036	4	BL-3-L	BL-3-L, FI-3
B-27	2036	5	BL-3-L	BL-3-L, FL-2-S, FL-2
B-7	5182	0	BL-2-S	BL-3-L
B-31	5182	1	10	BL-1-S
B-32	5182	2	10	10
B-34	5182	3	BL-1-S	BL-2-S, FI-3-S
B-36	5182	4	10	BL-1-S, FI-1-S
B-37	5182	5	BL-1-S, FI-3	BL-3-M, FI-3-S
B-10	6009	0	BL-3-L, FI-3-L	BL-3-L, FL-2-S
B-41	6009	1	BL-1-S, FI-1-S	BL-2-S, FI-2-S
B-42	6009	2	BL-2-S	BL-1-S, FI-1
B-44	6009	3	FI-2-S	BL-3-M, EI-3-M
B-46	6009	4	BL-1-S	FI-2-S
B-47	6009	5	FI-1-S	BL-1-S, FI-2-S
B-9	HSLA	0	BL-3-L, RU-1-L	BL-3-L, FI-3-L, RU-2-L
B-51	SPCC	0	BL-2-S, RU-2-L (赤錆)	BL-3-L, RU-3 (赤錆)
B-52	SPCC	1	BL-2-S, RU-2-L (赤錆)	BL-2-L, RU-3 (赤錆)
B-8	Zn鋼板	0	BL-1-L	BL-1-L, RU-1-M

(注1) 下地処理条件

No.	処 理 方 法
0	りん酸亜鉛処理：グラノジン16NC, 50°C×2min 浸漬
1	フッ酸添加りん酸亜鉛処理：グラノジンSD2500, 47°C×2min 浸漬
2	クロム酸クロメート：アロジン1200, 40°C90, 150s 浸漬、皮膜クロム量：100mg/m ²
3	りん酸クロメート：アロジン407/47, 40°C×70, 180s 浸漬、皮膜クロム量：50mg/m ²
4	クロム酸クロメート→脱脂→りん酸亜鉛処理
5	りん酸クロメート→脱脂→りん酸亜鉛処理

(注2) 塗装材の外観評価基準

記 号	欠 陥 の 形 態	程 度			
		m : 欠陥の大きさ (スクラッチマーク部からの長さ)			
D-m-α	変 色	欠陥の大きさ (mm)	1	2	3
P-m-α	孔 食		<3	3~10	>10
BL-m-α	ふくれ				
FI-m-α	糸さび				
FL-m-α	はがれ	α : 欠陥のスクラッチマーク占有率			
RU-m-α	発 錆	α	S	M	L
10	欠陥なし	占有率 (%)	<25	25~50	>50

表7 促進腐食試験供試素材の化学成分 (%)

分類	材質名	主要成分
5000系	(1) GC45-O, SF	Al-4.5Mg-Cu
	(2) GM245-O, SF	Al-4.5Mg-Mn
6000系	(3) SG08-T4, SF	Al-0.7Mg-0.8Si-0.7Cu
	(4) SG12-T4, SF	Al-0.5Mg-1.3Si
Al比較材	(5) A50-H24, BF	Al
鋼板比較材	(6) SPCC	
	(7) Fe-Zn めっき鋼板	
	(8) Zn-Ni めっき鋼板	

塗装前処理は、アルミニウム合金に対してはクロム酸クロメート、りん酸亜鉛（2種類）、有機無機複合皮膜の4種類とし、鋼板はりん酸亜鉛処理を行った。クロム酸クロメートは、皮膜のクロム量を120mg/m²に調整した。りん酸亜鉛は2種類のアルミ/鋼板同時処理仕様の処理剤を使用した。りん酸亜鉛処理は冷延鋼板での皮膜量を2g/m²になるように調整し、同一の処理条件でアルミ材を処理した。有機無機複合皮膜はクロム酸クロメートの皮膜量を10mg/m²とし、水溶性のポリアクリル酸を塗布した。有機皮膜の厚みは0.1μm以下に調整した。以上の前処理仕様明細を表8にまとめて示す。

塗装は電着、中、上塗りの3コート3ベークとし、塗膜厚はそれぞれ20, 35, 35μmに調整した。

塗膜の評価試験は糸錆試験、サイクル腐食試験、耐水2次密着試験の3種類の方法を用いて行った。

糸錆試験の試験条件を図18に示し、サイクル腐食試験の試験条件を図19に示す。両試験とも、クロスカットの長さは全長200mmとした。

耐水2次密着試験は、試験片を50℃の純水に720時間浸漬した後、2mm間隔の碁盤目テープ剥離を行い、残存した塗膜の数で表示した。

5.2.2 試験結果

試験結果を表9及び図20~22に示す。図20~22は表9の結果を素材材質別及び前処理別の平均値で整理したものである。

表8 促進腐食試験供試材の前処理方法

処 理		(1)GC45-O	(2)GM245-O	(3)SG08-T4	(4)SG12-T4	(5)A50-H24	(6)SPCC	(7)Fe-Znめっき鋼板	(8)Zn-Niめっき鋼板	
(A)りん酸亜鉛処理-A	皮膜量 (g/m ²)	2.5	2.6	2.2	2.5	2.2	2.4	2.3	2.5	
(B)りん酸亜鉛処理-B	皮膜量 (g/m ²)	2.9	2.9	2.6	2.5	2.7	1.9	1.8	2.2	
(C)有機無機複合皮膜	クロム量 (mg/m ²)	10								
	有機皮膜厚さ (μm)	0.1								
(D)クロム酸クロメート	クロム量 (mg/m ²)	120								

(1) 糸錆試験の結果

材質の効果では5000系合金の方が6000系合金に比較して優れていた。前処理の効果では有機無機複合皮膜とクロメートが優れていた。

SPCCの耐糸錆性は著しく劣っていたが、めっき鋼板は非常に優れていた。

5000系合金と有機無機複合皮膜あるいはクロメートとを組合わせたものの耐糸錆性は、めっき鋼板と同様に優れていた。

(2) サイクル腐食試験の結果

5000系合金及びSG12合金はほぼ同レベルであった。前処理では、有機無機複合皮膜が最も優れておりクロメートが次いでいた。

SPCC及びめっき鋼板ともクロスカット部分から膨れが非常に多数発生しており欠陥の形態がアルミ材とは大きく異なっていた。

(3) 耐水2次密着試験の結果

アルミ材質間での差は僅かであるが、6000系合金がやや劣っていた。

前処理ではりん酸亜鉛-Bが劣っていた。

鋼材では、Fe-Znめっき鋼板が5000系合金並に優れていたが、他の2者はアルミ材より劣っていた。



図18 糸錆試験方法

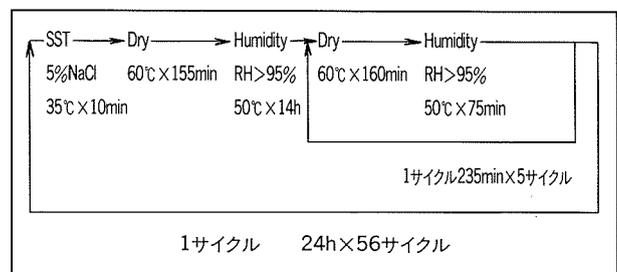


図19 サイクル片食試験方法

表9 促進腐食試験の結果

素 材	前 処 理	評 価 方 法			
		糸 錆 試 験	サイクル腐食試験	耐水2次密着試験	
		糸錆の総延長 (mm)	糸錆又は膨れの総延長 (mm)	基盤目テープ剥離の残数 (n/100)	
5000系	(1)GC45-O, SF	(A)りん酸亜鉛-A	10.5	5.6	100
		(B)りん酸亜鉛-B	6.3	7.2	67
		(C)有機無機複合皮膜	0	0	100
		(D)クロム酸クロメート	0	4.3	100
	(2)GM245-O, SF	(A)りん酸亜鉛-A	9.4	1.4	100
		(B)りん酸亜鉛-B	5.3	1.4	100
		(C)有機無機複合皮膜	0	0	100
		(D)クロム酸クロメート	0	0.2	100
6000系	(3)SG08-T4, SF	(A)りん酸亜鉛-A	59.5	30.4	92
		(B)りん酸亜鉛-B	55.3	32.0	52
		(C)有機無機複合皮膜	41.5	24.4	92
		(D)クロム酸クロメート	39.9	29.1	92
	(4)SG12-T4, SF	(A)りん酸亜鉛-A	40.6	4.9	84
		(B)りん酸亜鉛-B	36.4	6.5	44
		(C)有機無機複合皮膜	22.6	0	84
		(D)クロム酸クロメート	21.1	3.7	85
A1比較材	(5)A50-H24, HB	(A)りん酸亜鉛-A	12.6	1.2	95
		(B)りん酸亜鉛-B	8.4	2.8	55
		(C)有機無機複合皮膜	0	0	95
		(D)クロム酸クロメート	0	0	95
鋼板比較	(6)SPCC	(A)りん酸亜鉛-A	*1	*2	84
		(B)りん酸亜鉛-B	*1	*2	50
	(7)Fe-Znめっき鋼	(A)りん酸亜鉛-A	0	*3	100
		(B)りん酸亜鉛-B	0.3	*3	96
	(8)Zn-Niめっき鋼	(A)りん酸亜鉛-A	0	*3	73
		(B)りん酸亜鉛-B	0	*3	50

注. *1: カット周り全体に糸錆発生
 *2: カット周り全体に長い(6~7mm)糸錆発生
 *3: カット周り全体に微少な膨れ発生

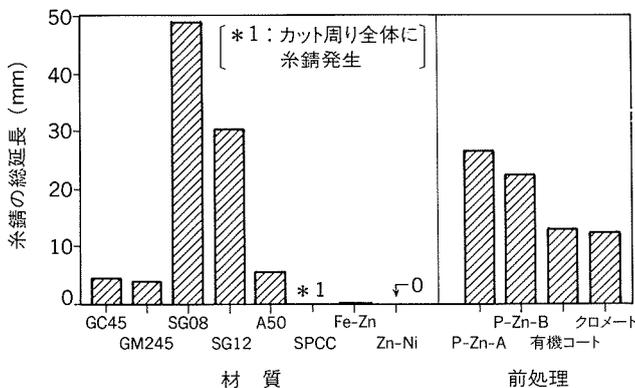


図20 糸錆試験結果

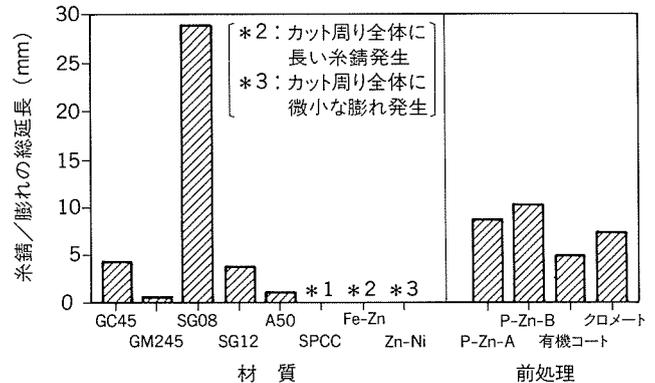


図21 サイクル片食試験結果

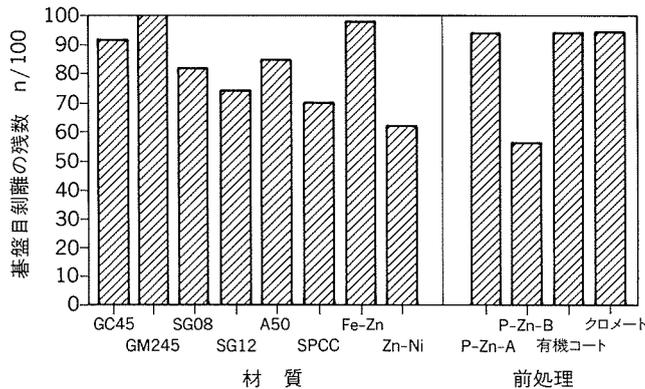


図22 耐水2次密着試験結果

(4) まとめ

りん酸亜鉛処理を前処理としたもののみの塗装後の耐食性について比較すると、(i)耐食錆性については、めっき鋼板>5000系アルミ及び純アルミ>6000系アルミ>SPCC鋼、の順で前者の方が優れているとみなされる。(ii)サイクル腐食試験では、腐食の現われ方が異なっているので直接の比較は困難であるが、アルミ材の方が鋼材よりも膨れの発生個数が圧倒的に少なく、優れた傾向を示しているようにみなされる。(iii)耐水2次密着性は、りん酸亜鉛の種類による差が大きいですが、材質間では、5000系アルミ及びFe-Znめっき鋼>純アルミ>6000系アルミ及びSPCC≧Zn-Niめっき鋼、の順で前者の方が優れているとみなされる。(iv)以上のように、試験方法によって材質間の評価順位に違いがみられるが、総合的にみて、5000系アルミニウム合金はめっき鋼板と実用上ほぼ同レベルの耐食性を有するとみてよいように思われる。

また、アルミニウム合金に対する有機無機複合皮膜及びクロム酸クロメートの前処理は、りん酸亜鉛処理よりも良好な結果をもたらす、5000系合金にこれらの前処理を適用したものは、めっき鋼板に比べて同等以上の耐食性を有するようになされる。

5.2.3 付記

この試験に用いた材料では、6000系合金が5000系合金に比べて比較的劣る傾向を示したが、その後、合金成分としてのCuの挙動について検討を加えた結果、現在では、6000系合金で5000系と同等の耐食性を持つものが得られつつある。

6. おわりに

自動車ボディは塗装仕上げされており、そこで必要とされる性能は塗装耐食性である。特に自動車ボディ材にアルミニウム合金板が使用される場合には、外観さびの防止が重要である。このため、自動車製造の表面処理工程では、前処理、下地処理、カチオン電着塗装、中・上塗り塗装の厳密な制御が重要となる。

この外観さびに対して、塗膜下の腐食メカニズムを考察し、その対策として塗装下地に、クロメート皮膜、りん酸亜鉛皮膜及び有機無機複合皮膜などの有効性について述べた。これらの内、量産性、コスト等を考慮すると、鋼板を主体とした車体に適用されているりん酸亜鉛皮膜処理の技術がそのまま利用できるような、アルミニウム合金板がその製造工程の最終段階で加熱酸化膜を除去されていて、均一なりん酸亜鉛皮膜が鋼材と同時に化成処理されることが望ましいと考えた。

自動車の防錆品質の向上に資する目的で、上記の材料表面処理技術と併せて使用環境を再現する評価試験からも検討した。塗装耐食性の評価は、これまでの鋼材についての評価技術をアルミニウム合金材にも応用できることが分かった。今後は現用の鋼材及び鋼材のために開発された表面処理技術との共存が必要であり、そのために更にアルミニウム合金板の表面改質が重要であると思われる。

文 献

- 1) 細見彌重：本誌，32 (1991)，1.
- 2) 持館 武：防食技術，38 (1989)，665.
- 3) 特開昭61-96074.
- 4) 宇野照生，杉江明士：本誌，32 (1991)，32.
- 5) 軽金属学会研究委員会：アルミニウム及びアルミニウム合金と塗膜の密着性について，(1980)，5.
- 6) 筆者ら：未公表.
- 7) 芦田 正：日本接着協会誌，25 (1989)，572.
- 8) T. L. Wilkinson：SAE Technical Paper Series，820289 (1982).
- 9) 軽金属学会研究委員会：アルミニウム及びアルミニウム合金と塗膜の密着性について (第2報)，(1983)，4.
- 10) 例えば，石井 透：軽金属，37 (1987)，460.
- 11) 安原清忠：軽金属，40 (1990)，753.
- 12) N. J. Newhard：Mrtal Finishing，70 (1972)，49，66.
- 13) J. A. Traverton and Davies：Metals Technology，4 (1977)，480.
- 14) 小山高弘，伊藤秀男，清谷明弘，西尾正浩：軽金属学会第78回春期大会講演概要，(1990)，169.
- 15) W. J. van Ooji and Al. Sabata：Coatings Technology，61 (1989)，51.
- 16) 置田 宏，宮脇 憲，宮地峰一：防錆管理，26 (1982)，254.
- 17) 田村幸雄：実務表面技術，26 (1979)，598.
- 18) 清谷明弘，伊藤秀男，小山高弘，西尾正浩：本誌，31 (1990)，255.
- 19) 大和康二，市田敏郎，入江敏夫：川崎製鉄技法，21 (1989)，216.
- 20) 三代沢良明：塗料の研究，No.116 ('89)，7.
- 21) 新藤芳雄ら：製鉄研究：No.315 (1984)，25.
- 22) 大石政利，藤原孝士，中務幹郎，山根 誠，高須賀俊藏：自動車技術，44 (1990)，62.
- 23) W. H. Slabaugh, W. DeJager S. E. Hoover and L. L. Hutchison：J. Paint Tech. 49 (1972)，76.
- 24) 小山 浩：防食技術，30 (1982)，34.

- 25) G. Hook : SAE Technical Paper No.770294, (1977).
- 26) 三吉康彦 : 金属, 55-5 (1985), 2.
- 27) 黒川重男, 番 典二, 大和康二, 市田敏郎 : 鉄と鋼, 72 (1986), 1111.
- 28) 前田重義 : 鉄と鋼, 69 (1983), 1388.
- 29) 三木賢二, 下郡一利, 佐藤広士, 池田貢基, 野村伸吾, 寺田 誠 : 鉄と鋼, 72 (1986), 1090.
- 30) 西村一実, 三吉康彦, 羽田隆司 : 鉄と鋼, 73 (1987), 892.
- 31) C. R. Shastry and H. E. Townsend : Corrosion Science, 45 (1989), 103.
- 32) 鷺山 勝, 渡辺 勉, 室賀 勉 : 第36回腐食防食討論会要旨集, (1989), 233.
- 33) 平山竜太, 角 雅之, 国見 均, 平 武敏, 鷺山 勝, 上杉康治, 若野 茂 : 第36回腐食防食討論会要旨集, (1989), 239.
- 34) 林 公隆, 伊藤陽一, 加藤忠一, 三吉康彦 : 鉄と鋼, 76 (1990), 1318.
- 35) 軽金属協会自動車のアルミ化研究委員会編 : 自動車用アルミニウム合金の腐食性調査-促進腐食試験結果, (1981).
- 36) S. Nemoto K. Yamada : SAE Technical Paper No.820286, (1982).
- 37) 花崎昌幸ら : 軽金属学会第72回春期大会講演概要, (1987), 175.
- 38) 藤本日出男ら : 軽金属学会第74回春期大会講演概要, (1988), 223.
- 39) 斎藤正次ら : 軽金属学会第78回春期大会講演概要, (1990), 201.
- 40) 千葉和郎ら : 軽金属学会第74回春期大会講演概要, (1988), 225.
- 41) 谷尾 真ら : 軽金属学会第78回春期大会講演概要, (1990), 203.
- 42) 伊藤秀男ら : 同上, 205.
- 43) 小林時彦ら : 同上, 207.

自動車ボディ用アルミニウム合金板データ・シート

自動車ボディ用アルミニウム合金板データ・シート

1) 5000系合金板の引張性質

表1 引張性質 (板厚1mm, 圧延方向)

材 質	引 張 性 質			n 値	r 値
	引張強さ (N/mm ²)	耐 力 (N/mm ²)	伸 び (%)		
GC 45-O	270	140	30	0.30	0.67
GC150-O	280	140	34	0.31	0.63
GM245-O	270	130	28	0.30	0.70
GZ145-T4	270	140	30	0.30	0.65
X651-O	275	130	33	0.32	0.61
X652-O	255	130	32	0.34	0.62
X654-O	245	110	35	0.35	0.59
X663-O	280	120	35	0.31	0.80
XA663-O	270	110	35	0.32	0.81

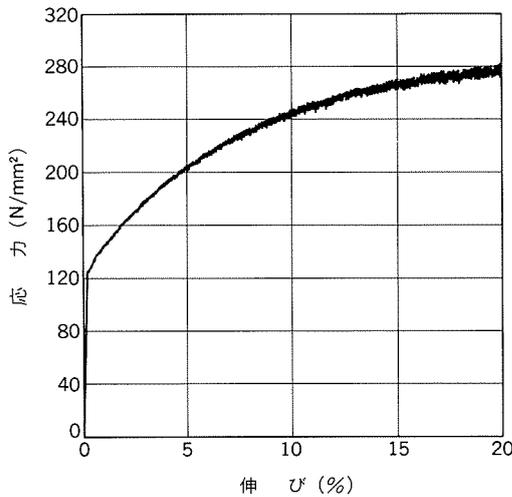


図1 GC45-O合金板(板厚1mm)の応力-伸び線図

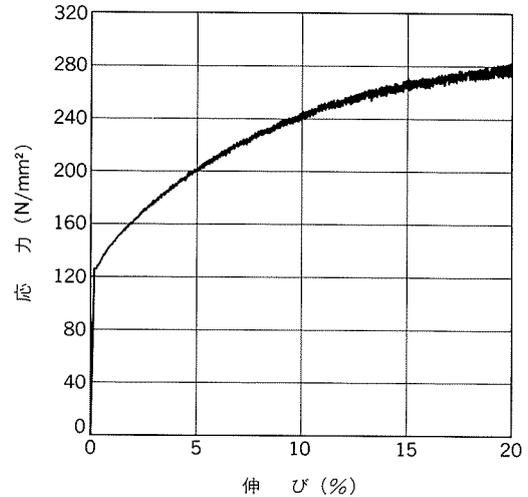


図2 GC150-O合金板(板厚1mm)の応力-伸び線図

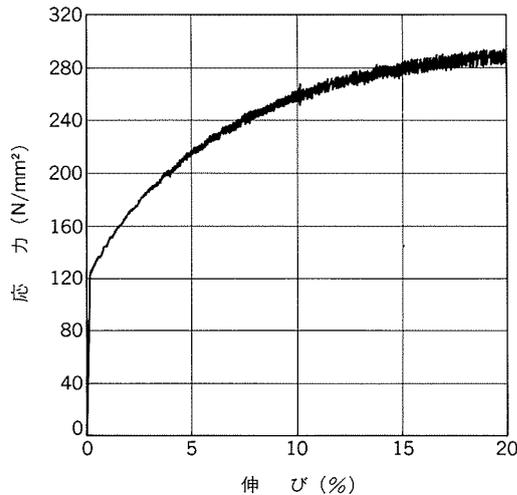


図3 GM245-O合金板(板厚1mm)の応力-伸び線図

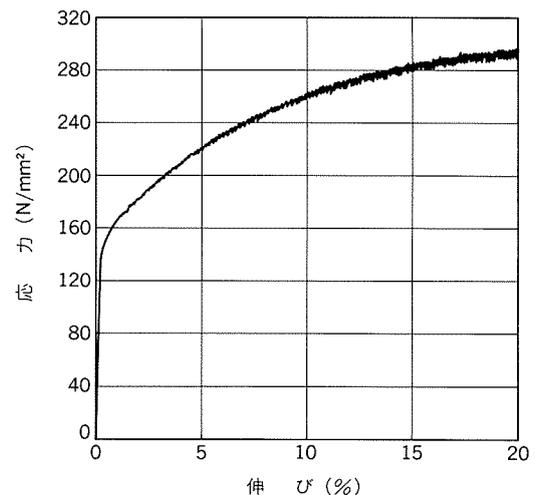


図4 GZ145-T4合金板(板厚1mm)の応力-伸び線図

自動車ボディ用アルミニウム合金板データ・シート

2) 6000系合金板の引張性質

表2 引張性質 (板厚1mm, 圧延方向)

材 質	引 張 性 質			n 値	r 値
	引張強さ (N/mm ²)	耐 力 (N/mm ²)	伸 び (%)		
SG12-T4	260	140	30	0.27	0.70
SG08-T4	280	150	28	0.23	0.70
X660-T4	215	110	33	0.25	0.65

表3 塗装焼付後の引張性質

材 質	試験材処理条件		塗 装 焼 付 後 の 引 張 性 質		
	予ひずみ (%)	塗装焼付条件	引張強さ (N/mm ²)	耐 力 (N/mm ²)	伸 び (%)
SG12-T4	0	170 °C × 30 min	275	165	29
	0	200 °C × 30 min	315	265	18
	2	170 °C × 20 min	285	195	27
SG08-T4	0	170 °C × 30 min	285	175	26
	0	200 °C × 30 min	335	285	18
	2	170 °C × 20 min	295	205	25
X660-T4	0	170 °C × 30 min	215	120	31
	0	200 °C × 30 min	245	195	18
	2	170 °C × 20 min	225	140	29

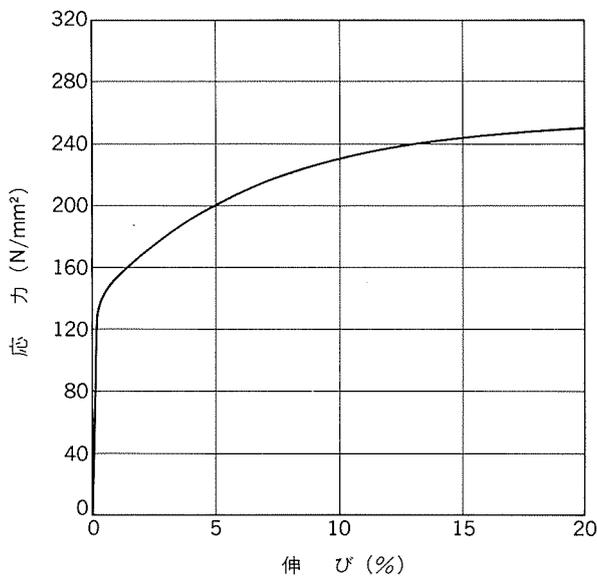


図5 SG12-T4合金板(板厚1mm)の応力-伸び線図

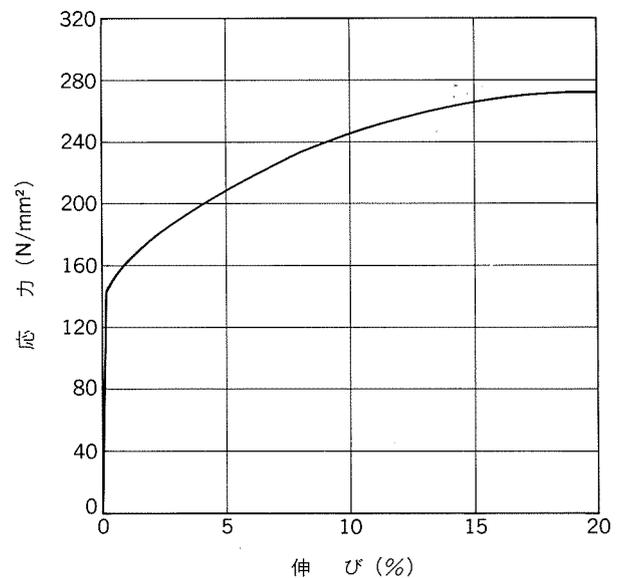


図6 SG08-T4合金板(板厚1mm)の応力-伸び線図

自動車ボディ用アルミニウム合金板データ・シート

3) GC45-O合金板及びスポット溶接継手の疲労強度

表4 GC45-O合金の引張性質及び疲労強度（板厚1mm，圧延方向）

材 質	引 張 性 質			疲 勞 強 度 (N/mm ²)		
	引張強さ(N/mm ²)	耐 力(N/mm ²)	伸 び (%)	10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回
GC45-O	265	140	30	2 5 5	1 8 0	1 6 0

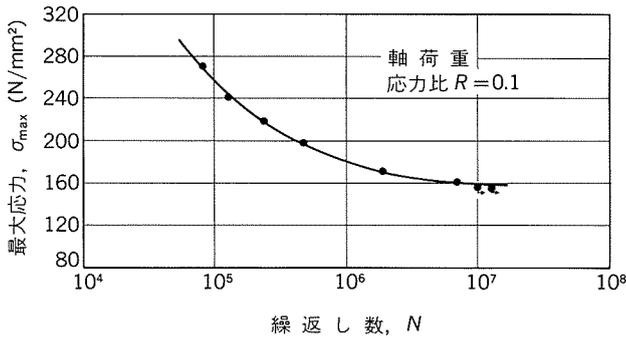


図7 GC45-O合金1mm板(酸洗品)のS-N曲線

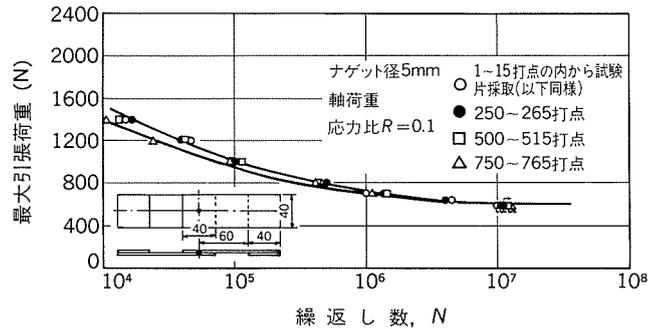


図8 GC45-O合金1mm板(酸洗品)スポット溶接継手の疲労強度

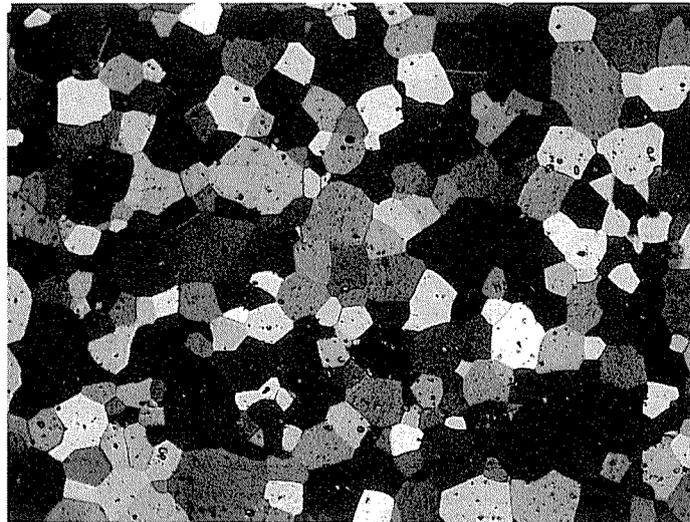


図9 GC45-O合金板のマイクロ組織(×100)

自動車ボディ用アルミニウム合金板データ・シート

4) 成形性

表5 自動車ボディパネル用アルミニウム合金板の成形性 (板厚1mm)

材 質	深絞り試験	張 出 し 試 験				180° 曲げ試験 ⁽³⁾		
		限界絞り比 ⁽¹⁾	エリクセン値 (mm)	バ ル ジ 高 さ (mm)			最小内側半径 (mm)	等級 ⁽⁴⁾
				φ100	58×94 ⁽²⁾	38×94 ⁽²⁾		
GC 45-O	2.07	10.2	30.2	21.2	15.2	密着	0	
GC150-O	2.06	10.3	29.8	21.6	16.0	同上	0	
GM245-O	2.06	10.6	30.4	20.6	14.6	同上	0	
GZ145-T4	2.07	10.3	30.1	20.2	15.0	同上	0	
X651-O	—	10.6	29.8	21.1	16.1	—	—	
X652-O	—	10.7	30.2	21.3	16.1	—	—	
X654-O	—	10.9	29.7	21.4	16.4	—	—	
X663	—	10.7	29.9	21.4	16.4	—	—	
XA663	—	10.7	28.9	21.2	16.3	—	—	
SG 12-T4	—	9.7	29.6	22.3	16.8	厚さの1倍	1	
SG 08-T4	—	9.6	29.9	21.5	16.1	—	—	
X660-T4	—	10.2	—	—	—	—	—	

注 (1) ジョンソンワックス使用。

(2) 圧延方向を長径とする。

(3) 予ひずみなし。圧延直角方向曲げ。

(4) 曲げ部状況：

等 級	0	1
曲げ部の外観 (×2.5)		
曲げ部の断面 (×25)		