

(論文)

# 耐力500 MPa級高強度7000系合金押出材の開発

福田大晃\*<sup>1</sup>・志鎌隆広\*<sup>1</sup> (博士(工学))・田畑広二\*<sup>1</sup>・石飛秀樹\*<sup>2</sup>・宇野木 諒\*<sup>3</sup>

## Development of High-strength 7000 Series Alloy Extrusion with 500 MPa Proof Strength

Hiroaki FUKUDA・Dr. Takahiro SHIKAMA・Koji TABATA・Hideki ISHITOBI・Ryo UNOKI

### 要旨

自動車に対する近年のさらなる軽量化ニーズから、耐力500 MPa級の高強度7000系アルミニウム合金を開発した。通常、7000系合金では高強度化に伴って耐SCC性が低下する。本合金では、従来の耐SCC性改善手法に加え、高温均質化処理による手法を取り入れ、強度と耐SCC性の相反する二つの特性をバランスさせた。高温均質化処理により、晶出物に含有するCuがAlマトリクス中へ拡散し、晶出物とマトリクス間の電位差が減少するため、SCCの発生起点となる孔食の発生が抑制される。また本合金を自動車部品へ適用検討した事例を紹介する。バンパーレインフォースおよびドアビームでの断面最適化設計を行い、本合金を適用することで従来合金と比べてバンパーで7%、ドアビームで10%の軽量化を見込んだ。

### Abstract

A high-strength 7000 series aluminum alloy with a proof strength of 500 MPa class has been developed to meet the recent need for the further weight reduction of automobiles. Generally, in 7000 series alloys, stress corrosion cracking (SCC) resistance decreases as the strength increases. In the present alloy, high-temperature homogenization has been incorporated, in addition to the conventional methods for improving SCC resistance, to balance the opposing properties of strength and SCC resistance. The high-temperature homogenization diffuses Cu in the crystallized phase into the Al matrix, reducing the potential difference between the crystallized phase and the matrix, thereby suppressing the occurrence of pitting corrosion, which becomes the initiation site of SCC. This paper also presents examples of applying the present alloy to automotive parts. Cross-sectional optimization has been performed in the designs of the bumper reinforcement and door beam, and the application of this alloy has resulted in a weight reduction of 7% for the bumper and 10% for the door beam compared with the conventional alloy.

### 検索用キーワード

高強度、7000系、押出材、バンパーレインフォース、ドアビーム、SCC、高温均質化処理、断面設計、マスタック接着性

まえがき = 近年の脱炭素社会の実現へ向けた世界の動向を背景に、北米や欧州を始め国内でも、自動車における厳しい燃費基準が設けられている<sup>1)</sup>。これに伴い、自動車メーカーでは、電動化の推進とともに電費および燃費向上のために自動車車体の軽量化が進められている<sup>2)</sup>。ここで車体軽量化のために、比強度の高い高張力鋼板 (High tensile steel: 以下、ハイテンという) やアルミニウム (以下、アルミという) 合金が使用される。とくにアルミ押出材は断面形状の自由度が高く、閉断面化や中リブの設置および部位ごとの肉厚変化などが可能であり、鋼板成形品にはない特徴がある。自動車の衝突時に

車体および乗員を保護するためのエネルギー吸収部材であるバンパーレインフォース (以下、バンパーという) およびドアビームは、比較的先行して高強度アルミ合金の適用が進んでいる部品である (図1)。日本国内のバンパーには高強度な7000系合金が高級車を中心に採用されている。7000系合金の中でも、より高強度な合金の開発が各社で進められてきた結果、現代ではバンパーには耐力400 MPa級7000系合金が主流となっている<sup>3)</sup>。いっぽう近年では、ハイテンの高強度化も進み、アルミ押出材との競争が激しくなっている。例えば、シミュレーションを用いた性能比較によって、小型断面のバンパー



図1 バンパーレインフォースおよびドアビーム  
Fig.1 Bumper reinforcement and door beam

\*<sup>1</sup> 素形材事業部門 アルミ押出・サスペンションユニット アルミ押出・加工品工場 \*<sup>2</sup> 素形材事業部門 アルミ押出・サスペンションユニット  
\*<sup>3</sup> 技術開発本部 材料研究所

の場合にはハイテン、大型断面の場合にはアルミが軽量化に対して有利であることが報告されている<sup>4)</sup>。そこで、近年のさらなる軽量化ニーズと衝突安全基準の高まりにも応えるため、耐力500 MPa級7000系合金の開発に取り組んだ。

7000系合金の応力腐食割れ (Stress Corrosion Cracking: 以下、SCCという) 感受性は、一般的に高強度化に伴って高くなる<sup>5)</sup>。腐食環境下で高強度7000系合金の使用が想定される場合、SCCへの対策が必須である<sup>6)</sup>。そして、耐力500 MPa級の高い強度と耐SCC性を両立させることは、化学成分の調整を中心とした従来手法<sup>7)</sup> だけでは困難であった。そこで本合金の開発にあたっては、従来の耐SCC性改善手法に加え、製造工程ではピレットの均質化処理の高温化を取り入れ、強度と耐SCC性の相反する二つの特性をバランスさせることにした。いっぽうで、開発合金をバンパーやドアビームなどの実部品への適用を検討する中で、いくつかの課題も抽出された。本稿では、高強度化と耐SCC性を両立するための合金設計手法に関して述べるとともに、後半では実部品への適用に際しての技術課題への取り組みについて紹介する。

## 1. 合金コンセプト

### 1.1 成分検討

#### 1.1.1 主成分 (Zn, Mg)

表1に開発合金押出材の引張特性を示す。一般的な押出用合金である7204の耐力は290 MPaであるのに対し、現在当社では高強度7000系合金として耐力430 MPa級の従来合金 (Conventional alloy) を保有している。開発合金 (New alloy) の耐力は500 MPa級であり、従来材に対して約70 MPaの高強度化を達成した。ここで、バンパーやドアビームのように中空部を有する断面に押出加工する場合、ホローダイスを用いる (図2)。ホローダイスでは中空部を形成する過程で、一度メタルが分割されダイスチャンパー内で再度固相接合 (溶着) される。中実断面と比べて大きな塑性変形が加わるため、中

表1 開発合金押出材の引張特性 (代表値)  
Table 1 Tensile properties of new alloy extrusion (typical)

Alloy	Temper	Yield Stress (MPa)	Tensile Strength (MPa)	Elongation (%)
New alloy	T5	500	540	13
Conventional alloy	T5	430	470	14
7204	T5	290	345	15

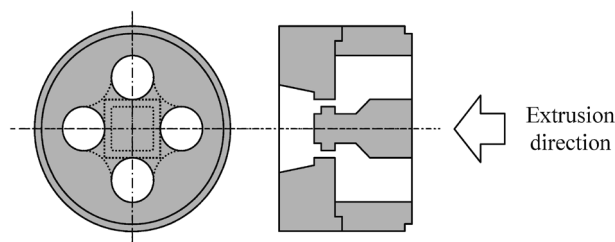


図2 ホローダイスの模式図  
Fig.2 Schematic of hollow die

空断面には押出加工性の良い合金を用いるのが通例である。とくにMg添加量の多い高強度合金を用いると、変形抵抗が高く、溶着面における圧力が不足するため、溶着が不十分となり中空断面の形成が困難となる。加えて、プレスの圧力限界やテアリング (割れ) などの表面欠陥の発生も懸念されるため、高強度合金の中空押出は本来工業的には困難であった<sup>8)</sup>。開発合金の主成分であるZn, Mg添加量を検討するにあたり、押出加工性の悪化を最小限に抑えつつ高強度化を図ることを開発のコンセプトとした。図3に押出荷重に及ぼす各種添加元素の添加量の影響を示す<sup>9)</sup>。ZnはMgやCuに比べて押出力、すなわち変形抵抗の増加をほとんど示さない。したがって、開発合金では変形抵抗増加への影響が大きいMg添加量の増加を最小限とし、主にZn添加量を増やすことで高強度化を図った。これにより、後述するバンパーやドアビームなどのホロー断面を押出可能な加工性を維持しつつ、高強度化を達成した。いっぽうで、Zn添加量の増大は耐SCC性の低下を招く<sup>10)</sup> ことから、従来7000系合金と同等の耐SCC性を達成することを目標とし、以下に述べる改善法を検討した。

#### 1.1.2 微量添加元素 (Zr, Cu)

図4にSCC発生の模式的機構を、また図5に結晶粒界周辺の電位関係の模式図を示す<sup>6)</sup>。SCC発生メカニズムに関しては、陽極溶解説、水素ぜい化説、メカノケミカル説など諸説<sup>11,12)</sup> あるが、当社では粒界析出物の陽極溶解説に着目して開発を行っている<sup>7)</sup>。図4に示すように、陽極溶解説では腐食環境において結晶粒界上の析出物 (7000系合金では $\eta$ 相 (MgZn<sub>2</sub>)) が優先的に溶解し、さらに継続的に引張応力が負荷されることでき裂が粒界を伝ばするとされる。図5に示すように、粒界に連続的に析出したMgZn<sub>2</sub>は、PFZ (Precipitate Free Zone: 無析出帯) を含む粒内に比べ電位が卑であるため、腐食環境ではMgZn<sub>2</sub>が優先溶解する。このような陽極溶解説に基づくき裂の発生・伝ばを抑制するものとして、ZrやCuの微量元素添加による改善が過去からよく知られている<sup>6,7)</sup>。

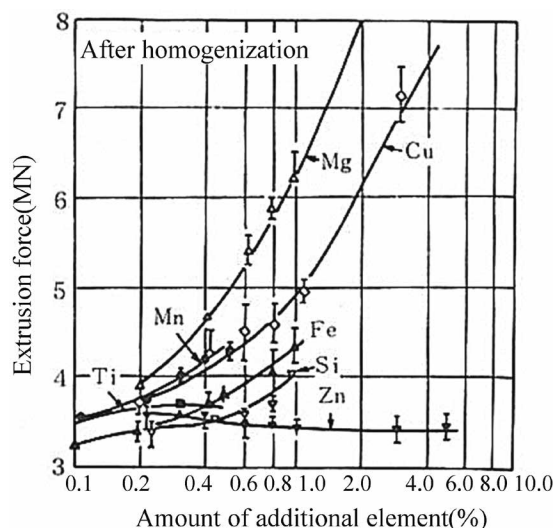


図3 押出荷重に及ぼす添加元素の影響<sup>9)</sup>  
Fig.3 Influence of additional elements on extrusion force<sup>9)</sup>

一つ目の遷移元素Zrの微量添加では、表面再結晶を抑制し、繊維状の微細組織を得ることを目的とする。7000系合金にZrを添加した場合、分散粒子（ $Al_3Zr$ ）が結晶粒界移動をピン止めすることで、表面再結晶の抑制ならびに結晶粒の微細化に効果がある<sup>7)</sup>。図6に7000系合金のSCC寿命におよぼす微量添加元素の影響<sup>13)</sup>を示す。Zrは分散粒子によるピン止め効果が大きいため、SCCの長寿命化効果が比較的大きいことが分かる。押出材でよく観察される、結晶粒が押出方向に伸長した繊維状組織は、SCCに対して有効であることが知られている。例えば、表面再結晶粒の結晶粒界からSCCき裂が発生した場合でも、内部の繊維組織部分でき裂進展が停止している様子が観察されている<sup>12)</sup>。また、従来7000系合金には結晶粒微細化を目的としてMn、Cr、Zrなどが添加されてきたが、その中でも焼き入れ感受性の劣化が小さいことからZrを選択した。

二つ目のCu添加の目的は、結晶粒界近傍の電位差を小さくすることである。従来7000系合金のCu添加量は0.15 wt%であるのに対し、開発合金には0.3 wt%のCuを添加した。図7は開発合金押出材の結晶粒界ならびに粒界近傍のTEM-EDX分析結果である。結晶粒界上には $MgZn_2$ と推定される析出物が観察され、析出物にはCuが分析される。CuはMgやZnと比較して電位的に貴な元素であるため、図8に示すように元々卑な $MgZn_2$ の電位を貴側に上げることができる。その結果、 $MgZn_2$ とPFZおよび粒内との電位差は小さくなり、粒界析出物の優先溶解を抑制することが期待される。また、結晶粒内にもCuが存在するため、粒内の電位も同時に上昇することが考えられる。図7(d)のコントラストから、Cu濃度は粒内よりも $MgZn_2$ 内の方が高いと考えられるため、相対的に $MgZn_2$ の電位上昇の方が大きいと推定される。 $MgZn_2$ と粒内との電位差はさらに小さくなることが期待される。

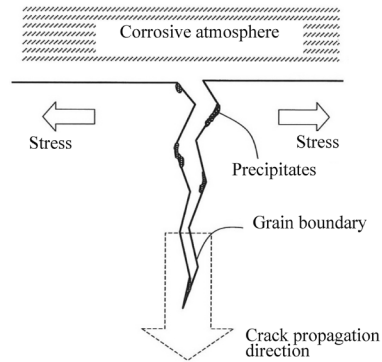


図4 応力腐食割れの模式的機構  
Fig.4 Schematic of SCC mechanism

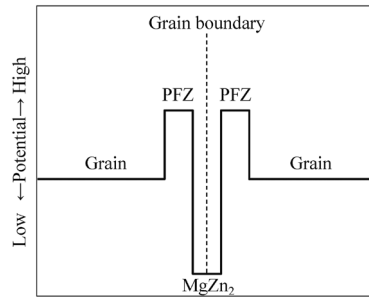


図5 7000系合金の結晶粒界近傍の電位差模式図  
Fig.5 Schematic of potential difference in vicinity of grain boundaries in 7000 series alloy

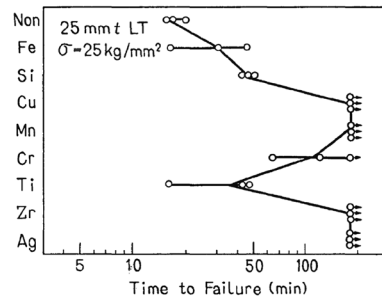


図6 7000系合金のSCC寿命に及ぼす微量添加元素の影響<sup>13)</sup>  
Fig.6 Effect of additional elements on SCC life of 7000 series alloy<sup>13)</sup>

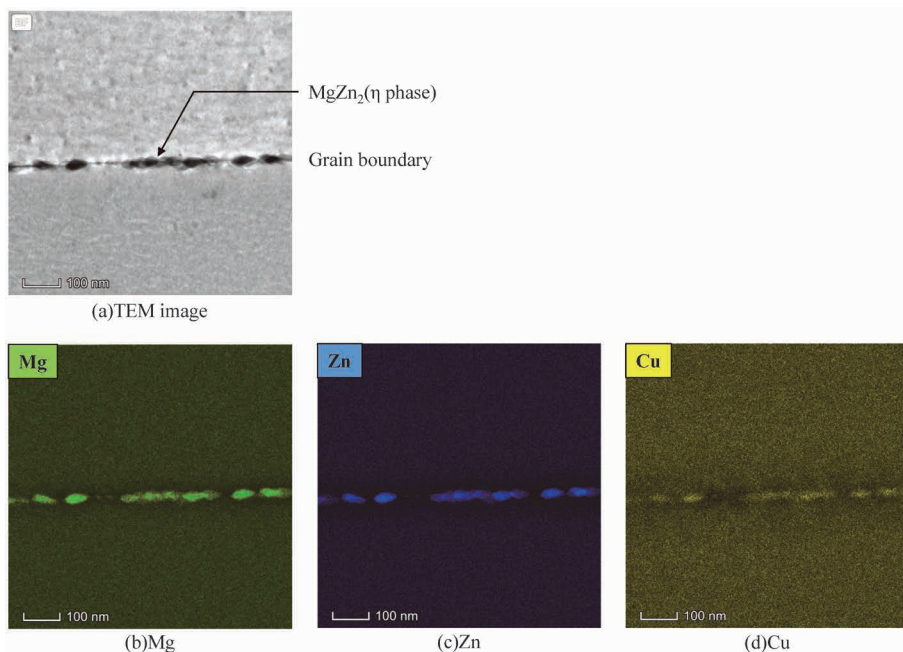


図7 開発合金押出材の粒界のTEM-EDX分析結果  
Fig.7 TEM-EDX analysis results of grain boundaries in new alloy extrusion

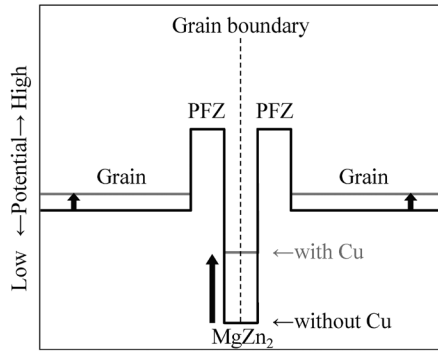


図8 Cuを添加した7000系合金の結晶粒界近傍の電位差変化の模式図

Fig.8 Schematic of potential difference change in vicinity of grain boundaries in Cu added 7000 series alloy

## 1.2 高温均質化処理による耐SCC性改善

図9に従来7000系合金、開発合金（従来均質化処理）ならびに開発合金（高温均質化処理）の3種類の合金のSCC発生臨界応力を示す。1.1.2項において、粒界析出物の陽極溶解に基づく耐SCC性の改善法を述べた。しかしながら耐力500 MPa級の開発合金においては、図9に示すように、開発合金（従来均質化処理）のSCC発生臨界応力は、従来7000系合金よりむしろ低くなり、これらの手法だけでは、高強度化に伴う耐SCC性の低下を阻止することはできなかった。そこで開発合金では、新たなアプローチとして、均質化処理の高温化による組織制御を用いて、従来合金と同等の耐SCC性を達成した。図10に開発合金押出材に発生した孔食から生じたSCCの観察例（腐食試験法：クロム酸溶液による促進試験）を示す。これは腐食環境において、晶出物（ $Al_3Fe$ ）に対して電位の低い晶出物周辺のマトリックスが、優先的に溶解して生じた孔食を起点にSCCが発生する場合があることを示す<sup>14)</sup>。この事実から著者らは均質化処理の高温化は、SCCの発生起点となる孔食（＝孔食部が応力集中源となる）の数を減少させ、耐SCC性の向上をもたらす効果があることを明らかにした。

図11に均質化処理の高温化によって増大する晶出物からのCu原子の拡散を模式化した図を示す。また図12に晶出物中のCu含有量と孔食電位との関係を示す。Cuが添加された7000系合金では $Al_3Fe$ 晶出物内に電位的に貴なCuの濃度が高い。そこへ均質化処理の高温化を施すと、晶出物からマトリックス中へ拡散するCu原子が増大し、晶出物のCuの濃度が低下する。これにより晶出物とマトリックス間の電位差が小さくなるため、孔食の発生が抑制される。図12では均質化処理の高温化によって晶出物中のCu濃度が低下すると、孔食電位が高くなることを示している。ただし、均質化処理の過度な高温化は、後述するように、結晶粒微細化を目的として添加するZrの分散粒子を粗大化させる。再結晶抑制効果の低下に伴って、耐SCC性を低下させる場合がある。さらに、均質化処理の過度な高温化は、押出材の結晶粒の伸長度を小さくすることが知られている。とくに押出方向に対して平行に応力を負荷した場合に、粒界に掛かる応力が高くなり、耐SCC性を低下させる恐れがあ

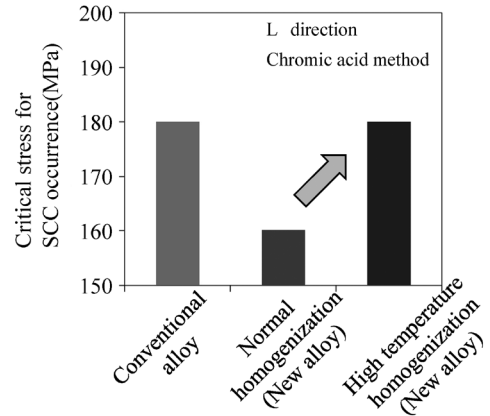


図9 高温均質化処理による耐SCC性向上効果

Fig.9 Improvement of SCC resistance with high temperature homogenization treatment

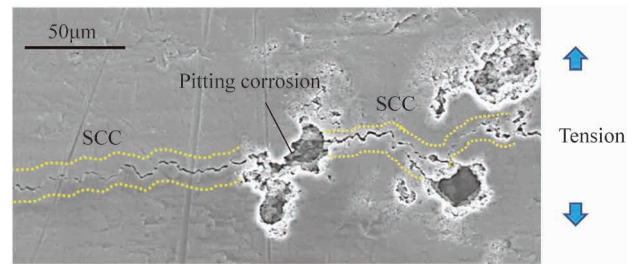


図10 開発合金押出材の孔食から発生したSCC（押出材表面から観察）

Fig.10 SCC caused by pitting corrosion in new alloy extrusion (observed from surface of extrusion)

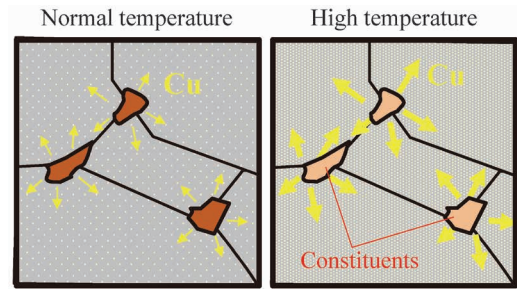


図11 高温均質化処理による晶出物変化の模式図

Fig.11 Schematic of crystallized phase change caused by high temperature homogenization treatment

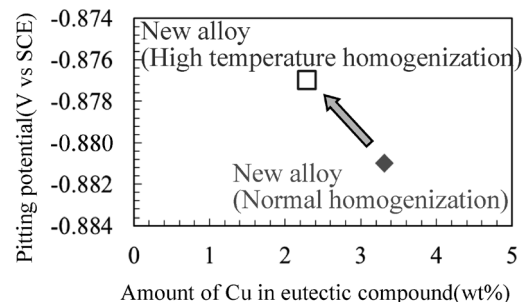


図12 晶出物中のCu含有量と孔食電位

Fig.12 Amount of Cu in crystallized phase and pitting potential

る<sup>15)</sup>。したがって均質化処理には、最適な熱処理温度を選ぶ必要がある。

最適な温度にまで高温化した均質化処理を含め、ここまでに紹介した複数の改善法を組み合わせることで、図9に示すように、開発合金は従来7000系合金と同等の耐SCC性を達成した。

### 1.3 粗大再結晶による製品3点曲げ時の破断抑制

ここでは均質化処理を過度に高温化した場合に、製品性能が低下した事例を示す。エネルギー吸収部材ドアビームの製品性能評価法である3点曲げ試験を、模式図として図13に示す。均質化処理を過度に高温化した初期試作品では、3点曲げ試験において目標のストローク長(300 mm)に達する前に早期にドアビームは分断した。図14に、早期に破断したドアビームの断面マクロ組織および破断部周辺の観察写真を示す。断面マクロ組織写真では、フランジの端部に粗大な再結晶粒が観察され、このような粗大再結晶粒の領域が、3点曲げ試験においてき裂の発生起点になっていた。これは1.2節で述べたように均質化処理を過度に高温化したことで、結晶粒の微細化を目的として添加したZrの分散粒子が粗大化したのに伴って、結晶粒界移動のピン止め効果が低下したことによるものと推察される。対策として過度に高温化していた均質化処理を約20℃程度低温側に戻すことで、再結晶の発生ならびに結晶粒界の移動を抑制した。その結果、エネルギー吸収部材ドアビームの製品性能評価法である3点曲げ試験において、目標特性を達成することができた。

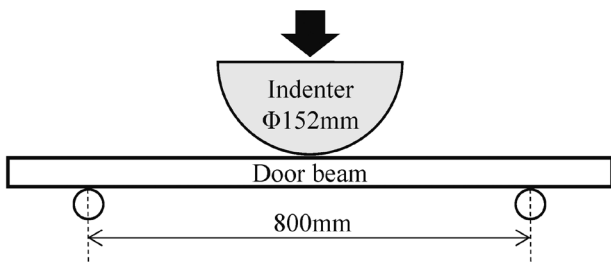


図13 ドアビーム3点曲げ試験の模式図  
Fig.13 Schematic of door beam three-point bending test

## 2. 部品への適用

ここからは自動車部品のバンパーおよびドアビームへの適用検討例を紹介する。

### 2.1 バンパー

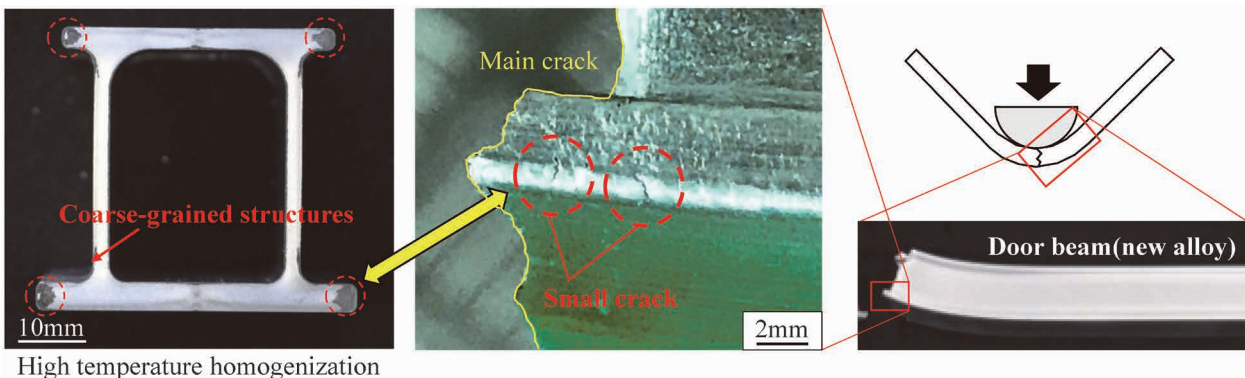
#### 2.1.1 断面設計

自動車正面および後方衝突時のエネルギー吸収部材であるバンパーには、部品性能として曲げ強度が求められる。従来のバンパーには衝突時の座屈変形を抑制するため、中リブを有する「日」の字断面をベースにした形状が多く採用されている。しかしながら、中リブは押出中の過酷な塑性加工によって発熱が大きいことに加え、押出ダイスとの摩擦により焼付きやテアリングが生じやすい<sup>16)</sup>。そのため高強度の開発合金を適用した押出材において、従来の「日」の字断面形状を適用した場合、押出速度が制限され、生産性を低下させる恐れがあった。そこで、開発合金では押出性を考慮して、衝突側フランジにビードを設けた「口」型断面とした。

つぎに当社で開発した断面最適化設計手法<sup>4)</sup>を用いて、合金種による軽量化効果を比較した。表2に比較に用いた超ハイテン鋼板2種(MS1500, MS1700)とアルミ押出材3種(6000系合金, 7000系従来合金, 開発合金)の引張特性を示す。バンパーの曲げ崩壊モーメント $M_{cr}$ が15 kN・m以上という条件で、それぞれのバンパーが最軽量となる断面形状(鋼板は板厚変更のみ)を求めた。なお、外形寸法はH:125 mm×L:80 mmとして、鋼板の板厚 $t$ , 押出材の衝突側フランジ肉厚 $t_1$ , 取付側

表2 鋼板およびアルミ押出材の引張特性  
Table 2 Tensile properties of steel sheet and aluminum extrusion

Material	Yield Stress (MPa)	Tensile Strength (MPa)	Elongation (%)
MS1500	1,280	1,570	6
MS1700	1,540	1,780	5
6000 series alloy	240	260	13
Conventional alloy	430	470	14
New alloy	500	540	13



High temperature homogenization

図14 初期試作品の断面マクロ写真および破断部周辺の観察

Fig.14 Photograph of cross section and observation of the area around the fracture of early prototype

フランジ肉厚 $t_2$ 、上下面ウェブ肉厚 $t_3$ 、中リブ肉厚 $t_4$ 、取付側フランジ高さ $h$ 、衝突側ビード高さ $H_b$ を最適化パラメータとして変化させた。

図15にそれぞれの最軽量断面ならびにバンパー長さを1.2mとした場合の重量(kg)を示す。多くの採用実績のある7000系従来合金は、超ハイテン鋼や6000系合金と比較して30%以上の軽量化が見込める。開発合金では、さらに7%程度軽量化でき、トータルで40%以上の軽量化が期待できる。なお、まえがきで述べたように、アルミ押出材の軽量化効果は断面サイズによって変化する<sup>4)</sup>。本検討のように、外形寸法が $H:125\text{mm} \times L:80\text{mm}$ と比較的大きい場合、軽量化に対してアルミ押出材が有利であるといえる。

## 2.2 ドアビーム

### 2.2.1 断面設計

ドア内部のエネルギー吸収部材であるドアビームへの開発合金の適用を検討した。ドアビームの性能は、前述した3点曲げ試験(図13)において、所定の曲げ荷重を有し、かつ150mmのストロークで従来材に比べ、荷重低下をしないこと、および300mmストロークで分断しないことが求められていた。図16に開発合金専用に設計したドアビームの断面形状を示す。7000系従来合金の耐力430MPa合金の製品と同じ外形寸法内で、従来材と同等の曲げ強度となるように薄肉化した断面形状を設計した。初期の設計段階において、目標の押し込みストローク150mmに到達する前に、断面の座屈が確認され、早期の荷重低下が懸念された。この要因として軽量

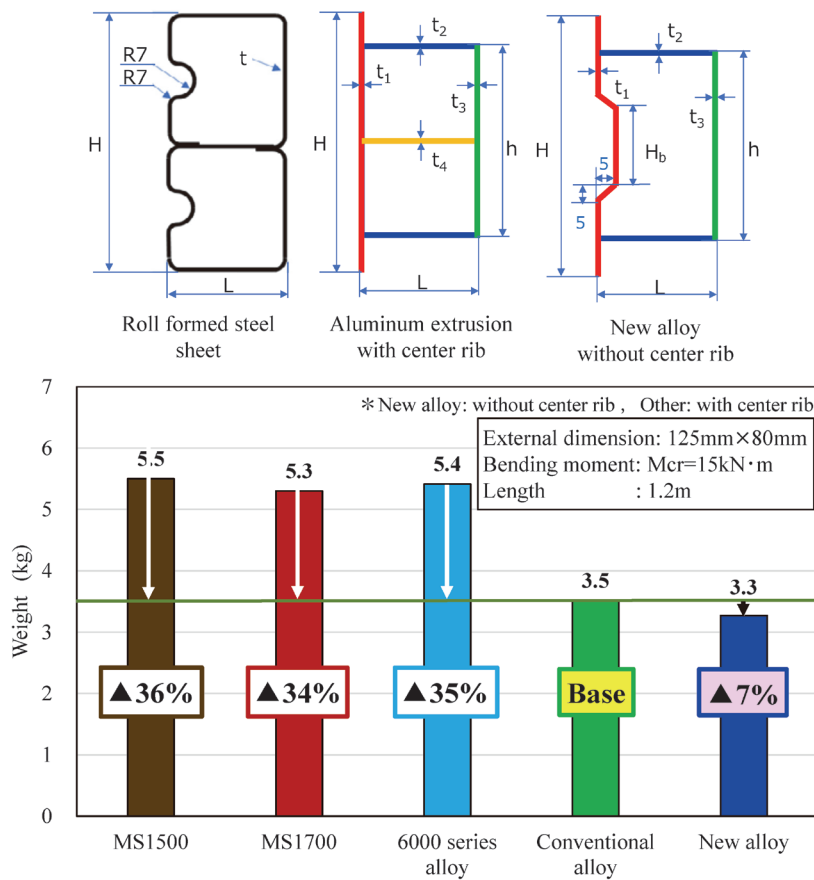


図15 断面を最適化設計した各合金種による軽量化効果の比較

Fig.15 Comparison of weight reduction effects of various alloys with optimized cross-sectional designs

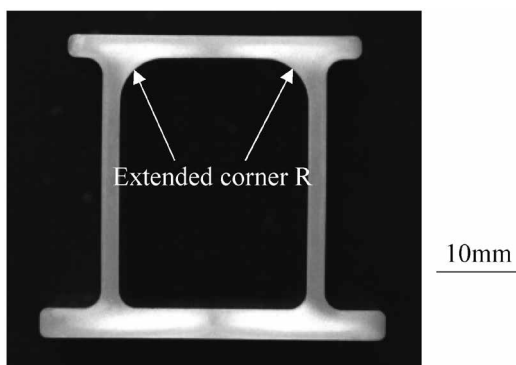


図16 開発合金専用に設計したドアビーム断面形状  
 Fig.16 Optimized door beam cross-sectional shape for new alloy

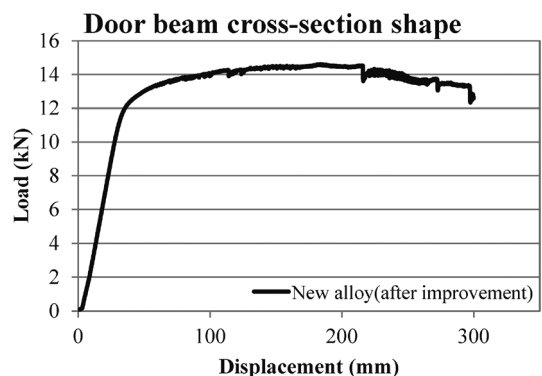


図17 3点曲げ試験の荷重変位曲線  
 Fig.17 Load-displacement curve of three-point bending test

化のために断面肉厚を薄肉化したこと、また従来7000系合金と比べて加工硬化指数（n値）が小さく局所変形を生じやすいことが考えられた。対策として衝突側の内側コーナーRを拡大することで、断面の座屈変形を遅らせ、薄肉化による軽量化効果を損なうことなく、早期座屈による荷重低下を低減した。ただし、内側コーナーRを拡大することで、300 mmストロークでの車体側からの分断リスクは増加するが、車体側の塑性ひずみを衝突側よりも小さくすることで、車体側からの分断割れは発生しない設計とした。図17に、開発合金で、ドアビーム断面形状の改良後の3点曲げ試験荷重-変位曲線を示す。改良後の断面で、開発合金は、150 mmストロークまで荷重低下なく、かつ300 mmストロークまで分断することなく曲がることを可能にした。開発合金を採用することで、4ドアを想定したドアビームで、従来7000系合金と比較して約10%の軽量化が図れる。

### 2.2.2 マスチック接着性の改善

ドアビームは、自動車のドア内部に組み付けられる。接合方法にはブラケットを用いた機械締結が主に用いられる。これに加えてドア外板の張り剛性向上や防振を目的に、マスチック接着剤による外板との接着も施される。したがってマスチック接着性も評価項目の一つである。マスチック接着性の評価は、図18に示すマスチック接着試験によって行う。材料表面同士を接着しせん断応力を加えた場合、材料表面と接着剤の界面で剥離が起こるか否かを評価する。図19に試験例を示すように、一部でも界面剥離が起こるとNG判定となる。従来7000系合金では接着性が問題視されることはなかった。しかしながら開発合金は、湿潤暴露後の試験において界面剥離が発生しNG判定となった。接着性が低下した原因は、押出材表面の酸化被膜へのMgの濃縮であった。図20に従来7000系合金ならびに開発合金のGD-OESによる

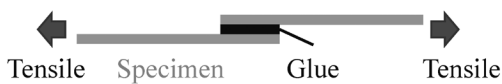


図18 マスチック接着試験の模式図  
Fig.18 Schematic of mastic adhesion test

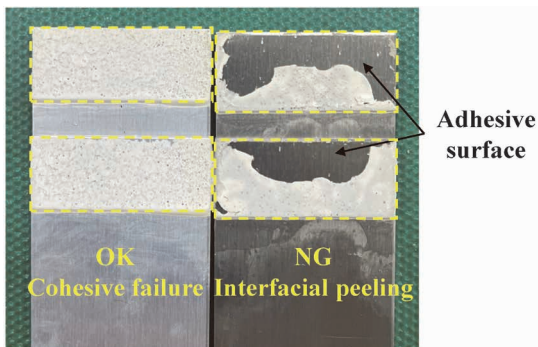


図19 接着剤の界面剥離の例  
Fig.19 Example of adhesive interfacial peeling

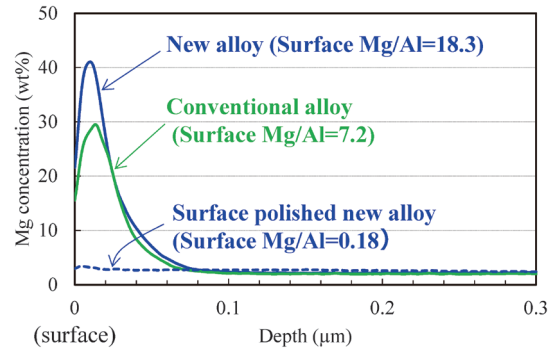


図20 GD-OESによる表面のMg濃度分析結果  
Fig.20 GD-OES analysis results of Mg concentration on the surface

押出材表面から深さ方向に測定したMg濃度分布を示す。熱間押出加工中に材料表面にMgが拡散し、とくに熱間で生成した表面酸化被膜にはMgが濃縮する。開発合金は、1.1.1項に既述したように従来合金と比べてMg添加量が多いため、表面のMg濃度も高くなることが分かった。そして湿潤環境ではMgの加水分解が起こることによって接着性を劣化させているものと推定した<sup>17)</sup>。Mg濃縮層は表面から深さ100 nm程度である。したがって機械研磨や酸洗などにより表層をわずかに除去することで、開発合金のマスチック接着性は改善可能である。

むすび = 本稿では、耐力500 MPa級の高強度7000系開発合金に関する要素技術と自動車部品への適用検討事例について紹介した。開発合金は強度と耐SCC性の高次元での両立を可能にし、かつ中空断面を押し出可能な加工性を兼ね備えた押し出用合金として、おおむね技術的な目途付けが完了した。現在バンパーおよびドアビームへの採用に向けた拡販活動を行っている。本合金が今後さらなる自動車の軽量化に貢献し、将来のカーボンニュートラル実現への一助となることを期待する。

### 参考文献

- 1) 大須賀竜治. 自動車交通研究 環境と政策. 2021, p.76-78.
- 2) 中沢 靖. 軽金属. 2017, Vol.67, No.4, p.118-124.
- 3) 藤本雄一郎ほか. 自動車のマルチマテリアル戦略. エヌ・ティー・エス, 2017, p.51-59.
- 4) 史棟 勇ほか. 自動車技術会論文集. 2022, Vol.53, No.4, p.796-801.
- 5) 平野正和. 軽金属. 1991, Vol.41, No.7, p.477-484.
- 6) 志鎌隆広ほか. アルトピア. 2024, Vol.54, No.7, p.9-14.
- 7) 志鎌隆広ほか. R&D神戸製鋼技報. 2017, Vol.66, No.2, p.90-93.
- 8) 日本塑性加工学会編. 押し出し加工. コロナ社, 1992, p.70-80.
- 9) A. F. Castel et al. Aluminum, 1977, Vol.53, p.535-539.
- 10) 馬場義雄. 軽金属. 1974, Vol.24, No.5, p.227-238.
- 11) 平野正和ほか. 材料. 2000, Vol.49, No.1, p.86-91.
- 12) 村上陽太郎. 軽金属. 1981, Vol.31, No.11, p.748-757.
- 13) 平松剛毅ほか. 軽金属. 1973, Vol.23, No.5, p.210-217.
- 14) 村上陽太郎ほか. アルミニウム材料の基礎と工業技術. 日本アルミニウム協会, 1985, p.197-200.
- 15) 平野正和. 博士論文. 熊本大学, 2000, p.17-28.
- 16) S. Ngermbamrungほか. 軽金属. 2018, Vol.68, No.12, p.660-666.
- 17) 水室雄也ほか. 自動車技術会論文集. 2012, Vol.43, No.2, p.543-548.