

自動車用アルミニウム板材について

浅野 峰生*, 山本 裕介*, 竹田 博貴*

Aluminum Alloy Sheets for Automobile

Mineo Asano*, Yusuke Yamamoto* and Hiroki Takeda*

Keywords: aluminum alloy sheet, automobile, mechanical property, elongation, bendability

1. 緒言

自動車を取り巻く環境は燃費, 大気汚染, リサイクル, 安全性などの観点から年々厳しくなっている。自動車の燃費や排気ガス規制については, 1997年に京都で開催された京都会議(第3回気候変動枠組条約締約国会議)において京都議定書が締結されたことを契機に国内外で規制が強化されてきた。米国ではガソリン車に対する企業別平均燃費(CAFÉ: Corporate Average Fuel Economy)が規制され, 乗用車においては2015年までに15.1 km/L以上, 2016年から2025年までに年率約5%ずつ規制値が上昇し, 2025年までに23.2 km/L以上とする規制値が設けられている。そのため, 自動車の軽量化を目的とした各種部品のアルミニウム化が進められており, 板材としては, ボディパネル, ヒートインシュレータなどへの適用が進められている^{1)~4)}。本稿では, 自動車用アルミニウム板材に要求される特性をまとめ, 自動車用アルミニウム合金板の基本特性および基本特性に及ぼす材料組織の影響について述べる。

2. 自動車用アルミニウム板材に要求される特性

アルミニウム板材が自動車用途に使用される最大の理由はその軽量性であろう。アルミニウムの比重は鉄の約1/3(鉄の比重:7.87, アルミニウムの比重:2.70)であり, 面剛性を等価とした場合, 鉄部品に比べ重量を約1/2程度に削減できる。しかしながら, 自動車用アルミニウム板材に求められる特性は多岐に渡り, また使用部位によっても要求特性が異なるため, これらの要求特性をすべて満足する必要がある。すなわち,

各自動車メーカーが定めた厳しい基準を満足した材料のみが, 自動車への適用を許されている。本章では, 近年使用量が増加している「ボディパネル用アルミニウム板材」, および, 今後の適用拡大が見込まれる「構造部品用アルミニウム板材」を中心に, 自動車用アルミニウム板材の適用部位と要求される特性について述べる。

2.1 アルミニウム板材の適用部位

自動車へのアルミニウム合金の適用は, エンジン部品, ホイール, サスペンションなどの鍛造材から始まった。板材としては, アルミニウムの持つ軽量性, 熱伝導性, 耐食性などの優れた諸特性が部品の要求特性と見事に合致する熱交換器用途への歴史が長い。そして, 燃費規制強化が進む今日では, ボディパネルへの適用が急速に拡大している。Fig. 1⁵⁾にアルミニウム合金の主な適用部位を示す。Fig. 1の上図は, ボディ・シャーシ用途を示す。アルミニウム合金の使用率が高いAudi A8での一例ではあるが, アルミニウム板材の特性向上や成形加工方法の進歩により, フード(ボンネット), トランクリッド, ドアなどのボディパネル類のほとんどでアルミニウム板材が適用されている。Fig. 1の下図はドライブトレイン, パワートレインおよびEV/HEV用途を示す。全体として鍛造材が多く, サイレンサ&ヒートインシュレーターおよび熱交換器には板材が使用されている。近年では, 構造部材へのアルミニウム板材の適用検討も活発化しており, さらなる用途拡大が期待される。

* (株)UACJ 技術開発研究所 第六研究部
No. 6 Research Department, Research & Development Division, UACJ Corporation

縁部でインナパネルをかしめる厳しい曲げ加工（ヘミング）が施されるが、その時の曲げ割れの発生が問題となる。さらには、可視面であるため良好な表面品質が求められる。後述する5000系ではストレッチャストレインマーク対策が、6000系ではリジニングマーク対策が必要不可欠であり、耐糸錆性も兼備しなくてはならない。次に、インナパネルでは、成形深さが深いドインナパネルのように厳しい形状を成形する必要から、高いプレス成形性、特に深絞り性が要求される。また、インナパネルと補強部材などを接合し、一つの大きな部品を製造するため良好な接合性、特に溶接性と接着性が求められる。なお、インナパネルでは耐デント性が不要なため、アウトパネルほどの強度要求はない。

アルミニウム合金は添加元素によって分類されるが、ボディパネル用アルミニウム板材としては、主に5000系（Al-Mg系）合金と6000系（Al-Mg-Si系）合金が使用されている。Table 2に代表的なボディパネル用アルミニウム板材の機械的特性を示す。5000系のO調質材

は適度な強度を有し、プレス成形性、耐食性、接合性などに優れるため、インナパネルに適した合金である。一方で、プレス成形後にストレッチャストレインマークと呼ばれる表面不良が発生する場合があります。アウトパネルへの適用は限定的である。6000系合金は、ベークハード性（塗装焼付硬化性）を有し、塗装焼付時に耐力を大幅に増加できる。6000系のT4調質材は、5000系のO調質材に比べプレス成形性や曲げ加工性が劣るが、ベークハード性を有すること、およびストレッチャストレインマークが発生しないことからアウトパネルの主流となっている。

ボディパネル用アルミニウム板材は、ボディパネル用途としては現状鉄鋼材料に次ぐ地位を確立しており、かつ、今後の需要も当面は堅調に増加する見込みである。一方で、競合材料である樹脂の進化も目覚ましく、先行きは楽観できない。ボディパネル用アルミニウム板材の解決すべき大きな課題を三つ挙げる。一つ目は、コストの削減である。その達成のためには、特にリサイクル技術・体制の確立、および製造プロセス分野での技術革新が必要と考えられる。二つ目は、成形性の改善である。アルミニウム板材は鉄鋼材料に比べ延性やr値が小さく、成形性が劣るのが現状である。組織制御による材料面の改善に加え、後述する超塑性の様なアルミニウムに適した成形方法の開発も平行して行う必要がある。三つ目は、接合技術の進化である。アルミ材同士の接合も、鉄鋼材と比べて困難であるが、さらに今後を見据えると、鉄鋼材料や樹脂などの競合材料との異種材料接合が可能な次世代の接合技術の開発が必要と考えられる。何れも困難な課題ではあるが、課題解決に向けた新規技術の研究開発が行われている。

Table 1 Required properties for automotive body panels⁶⁾.

Parts	Required properties
Outer	High yield strength after baking
	Good press formability (Bulging property)
	Good flat hemming property
	Good surface condition after press forming (SS mark and roping free)
	Good corrosion resistance (Anti-filiform corrosion)
Inner	Good press formability (Deep drawing property)
	Good joining property (Welding and adhesion property)
	Moderate yield strength

Table 2 Mechanical properties of automotive aluminum alloy sheets manufactured by UACJ.

Alloy designation	AA*	Tensile strength (N/mm ²)	Yield strength (N/mm ²)	Elongation (%)	Yield strength after baking (N/mm ²)**	
6000 series	SG112-T4	(6016)	230	120	27	195
	SG712-T4	(6016)	240	130	28	205
	SG712-T4 High formability	(6016)	245	135	30	170
	SG312-T4	(6111)	245	120	30	200
	SG07-T4	(6005)	210	110	27	200
	SG410-T4	(6111)	240	115	29	210
	SG213-T4 High formability	(6111)	255	120	29	215
5000 series	GC45-O	5022	280	140	32	-
	GC55-O	5023	285	130	34	-
	GM145-O	5182	270	120	28	-
	52S -O	5052	205	105	28	-

* AA:The Aluminum Association (U.S.A); bracketed numbers show the equivalent alloys.

** Baking conditions: 2% pre-strain + 170°C×20 min

本章では、ボディパネル用アルミニウム板材に要求される特性について述べたが、技術の詳細は3章に記載するので参照されたい。

2.3 構造部品用アルミニウム板材に要求される特性

構造部品へのアルミニウム合金の適用は、これまで押出材に限定されてきた。アルミニウム押出材は複雑形状を容易に製造できることから、広い用途で使用されている。一方で、押出後に曲げ加工などの後加工が必要な形状では、板材のプレス成形に比べコストが高くなる場合もある。軽量性に加え、コストダウンの観点からも構造用アルミニウム板材の検討が進められている。構造部品に求められる主な特性を **Table 3**⁶⁾ に示す。高強度、プレス成形性、接合性に加え、応力腐食割れへの対策も必要となる。基本的には、高強度アルミニウム板材が適用されると考えられる。**Table 4** に代表的な高強度アルミニウム板材の機械的特性を示す。この中で5000系は強度が低めであり、対抗材料となるハイテンの強度を考えると適用の可能性は低いと考えられる。6000系は、応力腐食割れが発生し難く、良好な成形性も兼備しているが、2000系、7000系に比べ強度で劣る。一方の2000系、7000系は耐応力腐食割れ性の改善が必須であり、また、高強度であるが故に

Table 3 Required properties for automotive structure parts⁶⁾.

Parts	Required properties
Structure	High yield strength
	Good press formability
	Good joining property (Welding and adhesion property)
	Stress corrosion cracking resistance

Table 4 Mechanical properties of high strength aluminum alloy sheets manufactured by UACJ.

Alloy designation	AA*	Tensile strength (N/mm ²)	Yield strength (N/mm ²)	Elongation (%)	Shear strength (N/mm ²)	Fatigue strength 5x10 ⁷ times (N/mm ²)	Stress corrosion cracking performance**	
2000 series	114S-T6	2014	480	410	13	290	120	-
	17S-T4	2017	425	275	22	260	130	-
	24S-T3	2024	480	340	18	275	135	-
5000 series	D54S-O	5454	225	100	27	-	-	++
	A254S-O	5154	240	115	27	-	-	+
	52S-O	5052	205	105	28	120	105	++
6000 series	183S-O	5083	290	145	24	170	-	-
	561S-T6	6061	315	275	17	205	100	++
	SG09-T6	6111	360	315	16	-	-	++
7000 series	75S-T6	7075	570	510	11	330	155	--
	ZK141-T7	7003	360	280	16	190	125	-

* AA: The Aluminum Association (U.S.A); bracketed numbers show the equivalent alloys.

** Stress corrosion cracking performance differs depending on usage environment. ++: Will not crack (even in very severe conditions),

+: May crack (in severe conditions), -: May crack, --: Will crack

成形性も低い。この様に、自動車構造部品用アルミニウム板材は、解決すべき課題が多く、今後本格的な研究開発が行われていくものと思われる。なお3.3章で後述するが、最も強度が高い7000系が今後の開発の軸になっていく可能性が高いと考えられる。

3. 自動車用アルミニウム合金板の基本特性および基本特性に及ぼす材料組織の影響

軽量化による燃費向上を目的とした本格的な自動車ボディパネルへのアルミニウム合金板の適用は、石油危機以降の米国で1970年代から始まった。時期を同じくして、国内でも研究開発が始まり、多くの解説が書かれている^{7)~18)}。そして1985年に初のアルミニウムパネルを採用した量産車としてマツダRX-7が発売された¹⁹⁾。その後、自動車は大型化、高級化および高性能化が進み、さらに安全対策も強化されたため、車両重量は年々増加する傾向となった。この車両重量の増加を低減するため、高級車、スポーツカーを中心にアルミニウム化が進展した。アルミニウム合金板材の使用部位は国内外ともにフードが多い。これは、フードのようなパネルでは、面剛性が必要であり、ハイテン化でも軽量化効果が少なく、アルミニウムの優位性が高いためである。その他の部材への適用はまだ少ないが、これは、アルミニウム合金板のプレス成形性やプレス成形後のパネル精度が軟鋼板と比較して劣ることも一因である。本章では、自動車ボディに適用されている5000系、6000系合金板および今後構造部材への適用が期待される7000系アルミニウム合金板の基本特性(引張性質他)とその特性に及ぼす材料組織の影響について述べる。

3.1 5000系 (Al-Mg系) 合金

3.1.1 引張性質

5000系合金は、非熱処理型合金としては強度が高く、プレス成形性、耐食性、溶接性などに優れていることから、国内外で成形加工用材料として多用されている。自動車ボディパネル用としては、軟鋼板相当の強度を有し、プレス成形性や耐食性に優れる5182合金、5022合金、5023合金などが代表として挙げられる。本系合金の主要添加元素であるマグネシウムは、アルミニウムに対する固溶度が高く、固溶体硬化を示す。5000系合金O材の各マグネシウム添加量ごとの応力-ひずみ線図をFig. 2^{20), 21)}に示す。引張強さおよび耐力はマグネシウム量の増加に伴って増加するが、伸びはマグネシウム量1.5~3mass%で極小値を示す。したがって、自動車ボディパネル用としては、強度および伸びを両立させるために、マグネシウムが4~6mass%添加された5000合金が一般的に用いられる。Fig. 2で示した伸びの変化をひずみの増加に対する加工硬化指数(n値)の変化で説明する試みがなされている。Fig. 3^{20)~22)}に各マグネシウム量におけるひずみ量増大にともなうn値の変化を示す。Fig. 2で示した通り、マグネシウム量が1.5~3mass%において、全伸びだけでなく、一様伸びも低くなる。純アルミニウムのn値は真ひずみ約0.1まで徐々に減少した後、0.26~0.28でほぼ一定の値を示す。一方、マグネシウム添加合金のn値はひずみの増加に伴って、増加し、最大値を示した後、減少する。低ひずみ域におけるn値の増加の割合はいずれのマグネシウム量においても同程度であるが、最大値を示した後の高ひずみ域におけるn値の減少の割合はマグネシウム量の増加に伴って、小さくなる傾向を示す。n値は加工硬化能だけでなく、応力レベルそのものも影響し、応力が低いほど高い値を示すため解釈が難しいが、マグネシウム量と引張変形中に形成される転位組織の関係で、ある程度説明ができる。Fig. 4^{20), 21)}に各マグネシウム量における15%予ひずみ後のTEM像、Fig. 5^{21), 22)}にn値の変化と組織の対応について模式図を示す。アルミニウムの場合、引張変形中に動的回復が生じ、加工硬化能が低下するが、マグネシウム添加量が多いほど転位セルの形成が遅れており、加工硬化能の低下が抑えられていることが判る。前述以外の試みとして、Fig. 2で示した伸びの変化をひずみの増加に対するn値の変化とひずみ速度感受性指数(m値)の変化で説明する試みもなされているが、詳細は参考文献を参照されたい²³⁾。

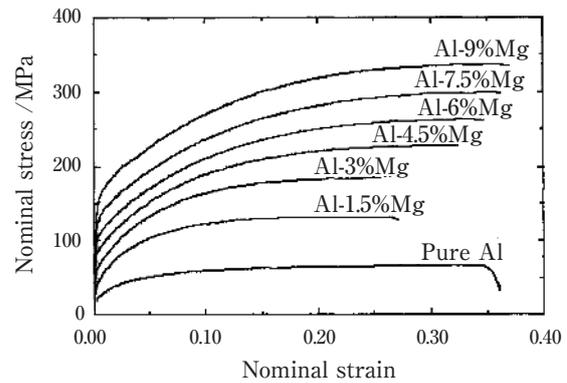


Fig. 2 Effect of Mg content on the stress-strain curves of Al-Mg alloy sheets (L direction)^{20), 21)}.

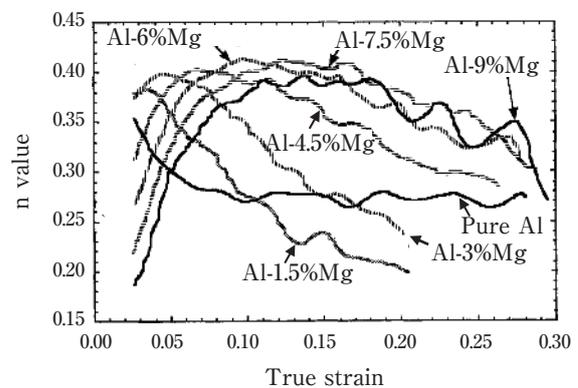


Fig. 3 Effect of Mg content on the change in n value with strain of Al-Mg alloy sheets^{20)~22)}.

3.1.2 降伏現象およびセレーション

Fig. 6²⁴⁾に5000系合金の代表的な応力-ひずみ線図を模式的に示す。応力はひずみの増加に伴って、降伏点まで増加した後、減少あるいは一定となり、いわゆる降伏点伸びを示す。ひずみがさらに増加すると不連続な降伏が繰り返し生じるセレーション (serration) が現れる。このような不均一な応力-ひずみ線図に対応して、板面にはFig. 7²⁵⁾に示すような2種類のタイプのストレッチャストレインマーク (stretcher strain markings) と呼ばれるひずみ模様が発生する。第一のタイプはランダムマークと呼ばれ (foliated markings, flamboyant markingsとも呼ばれる)、数%以下のひずみ量で発生し、降伏点伸びに対応する。Fig. 8²⁶⁾にランダムマークの断面の板厚分布を示す。表面凹凸の形成状態から、これはキンク的一种と考えられている²⁷⁾。第二のタイプはパラレルバンド (parallel bands) と呼ばれ、数%以上のひずみ量で発生し、セレーションに対応する。これは、転位の溶質雰囲気による固着と負荷応力による固着からの解放によって生じると考えられており、降伏点現象が繰り返し起こることから、繰り返し降伏

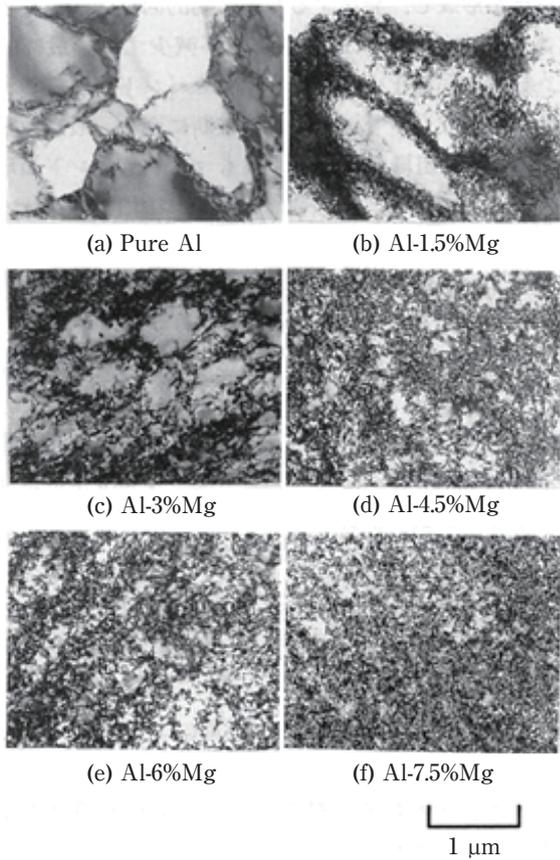


Fig. 4 TEM structures of 15% tensile strained pure Al and Al-Mg alloy sheets ^{20), 21)}.

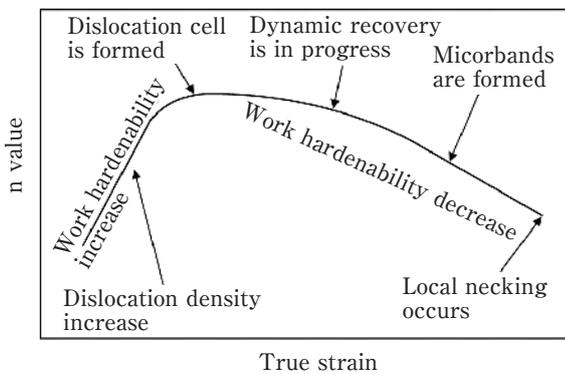


Fig. 5 Schematic diagram of microstructure variation on n value changes with strain ^{21), 22)}.

現象とも呼ばれる ²⁸⁾。いずれの現象も固溶マグネシウムに転位が固着されることが原因であり、マグネシウム添加量が多いほどストレッチャーストレインマークは派生しやすくなる。

自動車ボディパネルのプレス成形では、その形状により、様々なひずみ分布が生じる。そのため、ボディパネルでストレッチャーストレインマークが発生した場合にはFig. 7で示したストレッチャーストレインマークとは異なるひずみ模様が生じる。ランダムマークは、

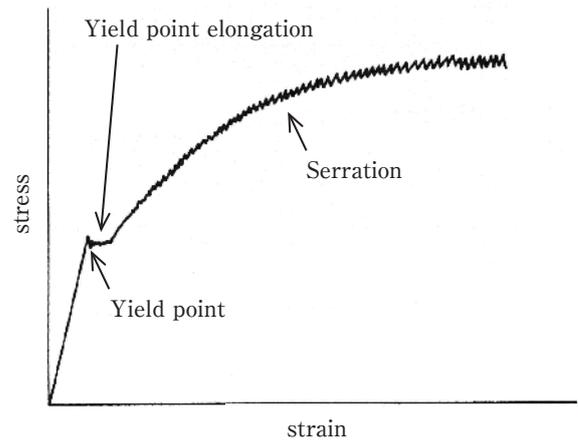


Fig. 6 Schematic diagram of stress-strain curve of Al-Mg alloy ²⁴⁾.

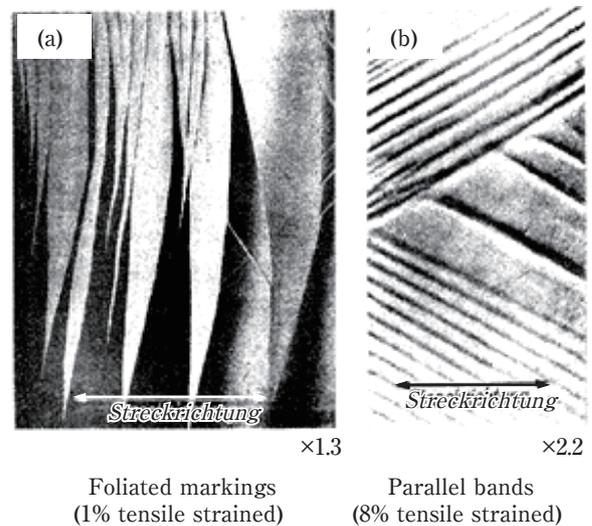


Fig. 7 Stretcher strain markings of Al-Mg alloy, (a) foliated markings (flamboyant markings), (b) parallel bands ²⁵⁾.

ひずみ比により、畳目、火炎状あるいは筋状の模様となり、パラレルバンドは円弧状の模様になる ²⁹⁾。

ストレッチャーストレインマークの防止法としては、ランダムマークの場合、結晶粒粗大化と焼なまし後のスキンプラスあるいはローラー矯正がよく知られている。パラレルバンドについては、主に結晶粒粗大化による改善が行われているが、完全に抑制できない場合もあり、加工条件の選択が主な防止法になる。例えば、二軸引張変形の場合、パラレルバンドは目立たなくなると言われている ²⁹⁾。Table 5 ³⁰⁾ に Al-5.5%Mg-0.3%Cu (mass%) 合金の焼なまし材 (結晶粒径 55 μm) におけるパラレルバンドの発生に及ぼす応力比の影響を示す。応力比が等二軸引張変形に近い場合、パラレルバンドは発生しない。これはFig. 9 ^{30) ~ 32)} に示すように、単軸引張変形では<110>方向に平行なマイクロバンドが

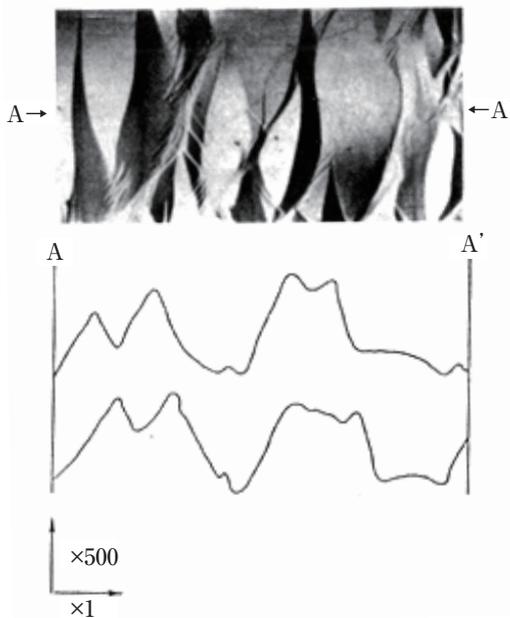


Fig. 8 Stretcher strain markings of Al-3.11mass%Mg alloy annealed at 400°C for 2 h after 0.5% tensile strained ²⁶⁾.

Table 5 Relationship between stress ratio ($\sigma_{RD}:\sigma_{TD}$), strain, stress state and type-B Luders bands (parallel bands) formation ³⁰⁾.

Stress ratio	Major strain*	Minor strain*	Stress state	Luders bands**
8:0	0.093	-0.046	Uniaxial	Observed, 57°
8:2	0.065	-0.014		Observed, 66°
8:4	0.053	0.001	Plane strain	Observed, 90°
8:5	0.053	0.003		Observed, 90°
8:6	0.048	0.009		Observed, 90°
8:7	0.039	0.018		Not Observed
8:8	0.033	0.033	Balanced biaxial	Not Observed

* Tensile tests were stopped when the tensile load became 15.5 kN in major strain direction.

** The angles show the direction of Luders bands to the major strain.

一方向に発達し、不均一変形するが、等二軸引張変形では活動すべり系の増加により、直交するバンドが発達し（不動転位が多く形成し）、不均一変形が抑制されていることが判る。等二軸引張ではこのように変形が均一化されるため、平行バンドのような不均一変形が抑制されると推測される。また、この活動すべり系には変形による集合組織の変化も重要であることが指摘されている^{30)~32)}。さらに引張変形中の温度とひずみ速度を制御することによっても平行バンドの発生を防止することができる²⁷⁾。これは温度が変わるとマグネシウムの拡散速度が変化し、ひずみ速度を変えると転位の速度が変化するため、適切な組み合わせを選べば、両者の相互作用が小さくなるためである。

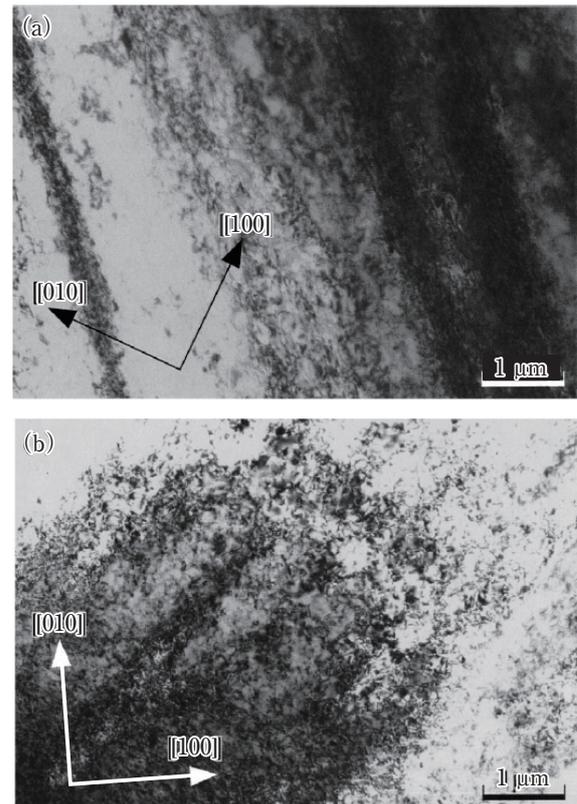


Fig. 9 TEM structures of Al-5.5mass%Mg-0.3mass%Cu alloy sheet after the biaxial tensile test. Stress ratios ($\sigma_{RD}:\sigma_{TD}$) were (a) 8:0 and (b) 8:8 ^{30)~32)}.

ランダムマークと平行バンドのいずれのストレッチャーストレインマークにおいても、その防止には結晶粒を大きくすることが効果的であるが、結晶粒径が50 μmを超える場合、オレンジピール (orange peel) と呼ばれる表面欠陥 (肌荒れ) が生じ易くなる³³⁾。

5000系合金焼きなまし材の応力-ひずみ線図に及ぼすマグネシウム量と引張試験温度の影響をFig. 10³⁴⁾に示す。前述の通り、室温 (25°C) での伸びはマグネシウム量の増加に伴って減少し、添加量1.5~3mass%で極小値を示した後、増加する。また、マグネシウム量の増加に伴って、引張強さおよび耐力は増加する。一方、高温 (250°C) での伸びはマグネシウム量の増加に伴って増加し、セレーションも消滅する。また、引張強さおよび耐力は室温のそれらよりも低くなる。これらの特性、特に高温と室温の材料強度の差を利用し、オイルパンやドアインナなどの難成形部品を温間加工により成形することも試みられている^{35), 36)}。また、結晶粒径を10 μm程度以下に微細化すると、400~500°Cの温度で超塑性特性を示す。

3.1.3 超塑性

結晶粒径を10 μm程度以下まで微細化した超塑性材

料に関する研究は古くから行われており³⁷⁾、5000系合金以外に7000系合金 (Al-Zn-Mg-Cu 合金) や8000系合金 (Al-Li 合金) などの研究も盛んに行われてきた^{38), 39)}。超塑性発現のメカニズムについてM. A. Kulasら⁴⁰⁾は、各社の5083超塑性材 (平均結晶粒径7 μm) の高温変形特性を調査しており、高温でひずみ速度が低い領域では粒界すべりクリープ (grain boundary sliding creep) が支配的であること、低温でひずみ速度が高い領域では溶質原子引きずりクリープ (solute drag creep) が支配的であることを明らかにしている。

超塑性材料の実用化に関して、国内では本田技研工業、海外ではGeneral Motors, Panozなどで5083合金や5182合金の超塑性材をボディパネルへ適用している。本田技研工業ではS2000のハードトップ⁴¹⁾、レジェンドのフェンダおよびトランクリッド⁴²⁾に5083合金および5182合金の超塑性材を適用しており、熱間ブロー成形の懸念事項である生産性を高めるために、従来の成形温度より低温かつ高速でブロー成形を行っている⁴²⁾。General Motorsでは高速超塑性成形の手法として、“quick plastic forming (QPF)”を実用化しており、従来の“superplastic forming (SPF)”と区別している⁴³⁾。

材料の改良として、これまで使用されてきた超塑性材 (UACJ呼称: ALNOVI™-1) の添加元素を調整し、より微細な再結晶組織としたALNOVI-Uを開発した。ALNOVI-Uは低いガス圧でも熱間ブロー成形が可能となるよう熱間での変形抵抗を低減させたとともに、高ひずみ速度においても高い延性を示し、ブロー成形時間の短縮が可能な新しい超塑性材であり、自動車への適用に向けた取組みを進めている。

3.2 6000系 (Al-Mg-Si系) 合金

3.2.1 引張性質

6000系合金は中強度の熱処理型合金であり、押出性・

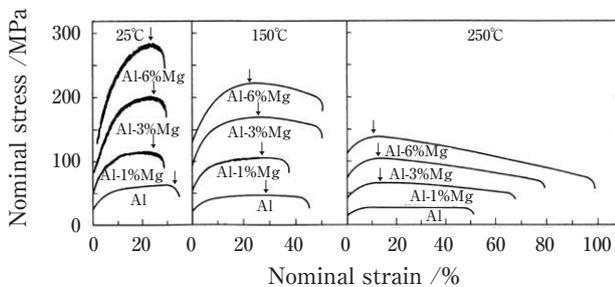


Fig. 10 Stress-strain curves of the uniaxial tensile tests at 25°C, 150°C, 250°C on pure Al and Al-Mg alloys (Initial strain rate: $2.9 \times 10^{-3} s^{-1}$). The arrows indicated the position of uniform elongation was maximized³⁴⁾.

圧延性が良好であるとともに、焼入れ感受性が小さく、生産性に優れていることから、建材、鉄道車両、自動車部品などに多用されている。自動車ボディパネル用としては、優れた成形性、バークハード性 (塗装焼付硬化性: paint bake hardenability) を付与させるため、過剰Si型である6016合金、6022合金、6111合金などが代表として挙げられる。自動車ボディパネルは成形性、形状凍結性の優れた低耐力のT4調質でプレス成形を行い、塗装焼付処理時の時効硬化によって耐力を大幅に増加させ、耐デント性 (へこみ難さ) を向上させる。

Fig. 11¹⁵⁾に6000系合金および5000系合金の塗装焼付による耐力変化の模式図を示す。いずれの合金でもプレス成形時の加工硬化で耐力は増加するが、その後の塗装焼付により、5000系合金は回復が生じて耐力が低下する。一方、6000系合金も回復は生じるものの、時効硬化の方が大きく、結果として耐力は顕著に増加する。ただし、近年の塗装焼付温度は170°C前後と低く、時間も20分程度と短いため、通常の焼入れ処理 (T4処理) では、塗装焼付時の顕著な耐力増加は見込めない。そのため、低温・短時間の塗装焼付処理で高バークハード性を得るための研究開発が進められてきた。例えば、焼入れ処理後に復元処理^{44), 45)}や予備時効^{46)~49)}のような熱処理を追加することで、低温・短時間の塗装焼付処理でも顕著な耐力増加が可能となる。

自動車ボディパネル用として使用される6000系合金のT4調質材は5000系合金のO調質材と比較して、深絞り、張出しなどのプレス成形性が劣るため、実用上問題になることがある。そのため、6000系合金のプレス成形性改

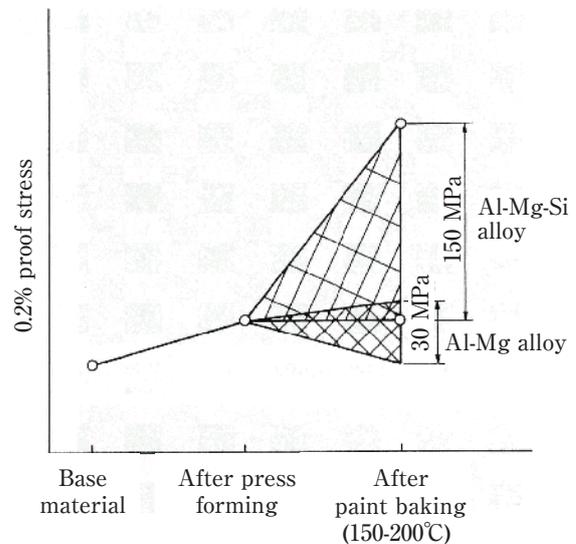


Fig. 11 Change in yield strength of Al-Mg alloy O sheet and Al-Mg-Si alloy T4 sheet with press forming and paint baking¹⁵⁾.

善を目指した研究開発が進められてきた^{2), 12), 15), 18)}。各成形の種類に関する研究事例は第3章で述べることにするが、6000系合金のT4調質材の引張性質は添加元素や集合組織の影響を大きく受ける。

引張性質に及ぼす添加元素の影響に関して、6016-T4を基準にケイ素量を変更した際の引張性質をFig. 12^{50), 51)}に示す。引張強さおよび耐力はケイ素量の増加に伴って増加し、1.1mass%Si以上では緩やかに増加する。伸びはケイ素量の増加に伴って増加し、1.1mass%Si以上では一定の値を示す。6016合金のケイ素量は1.0～1.5mass%の範囲であり、引張強さ、耐力、伸びが急激に増加するケイ素量を超えた範囲となっている。Fig. 12で示した伸びの変化はFig. 3で示した5000系合金と同様に、ひずみの増加に対するn値の変化で説明できる。

Fig. 13^{50) ~ 52)}に各ケイ素量における真ひずみとn値の関係を示す。ケイ素量が多い合金は初期のn値は低いものの、ひずみが増大するに従って同等の値を示す

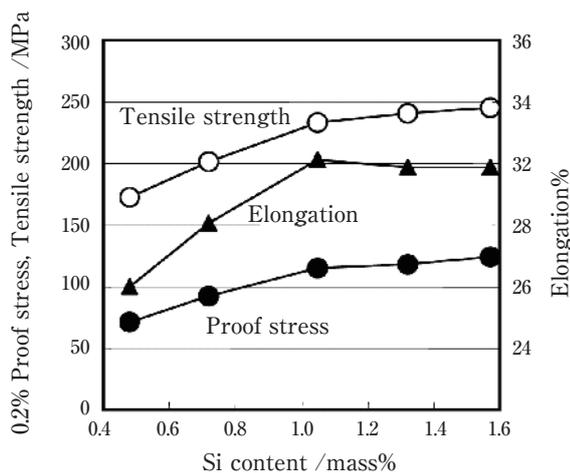


Fig. 12 Effect of Si content on the tensile properties of Al-Mg-Si alloy sheets^{50), 51)}.

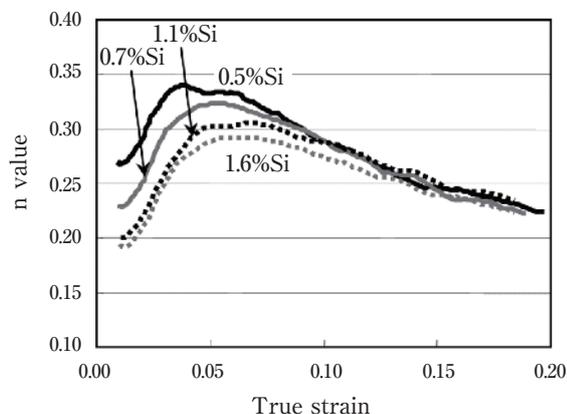


Fig. 13 Effect of Si content on the change in n value with strain of Al-Mg-Si alloy sheets^{50) ~ 52)}.

ようになる。前述のようにn値は応力の影響を受け、同じ加工硬化率の場合でも応力が大きいほど小さな値を示す。従って、ケイ素量が多いほど強度が大きいことを考慮すると、高ケイ素材ほど高い加工硬化能を有していることが判る。Fig. 14^{50), 51)}に各ケイ素量における8%予ひずみ後のTEM像を示す。0.5mass%Siおよび0.7mass%Siでは、すでに変形の局在化を示すマイクロバンドが観察される。一方、1.1mass%Siでは、マイクロバンドが形成し始めている状態であり、1.3mass%Siおよび1.6mass%Siでは、微細な転位組織のままであり、高い加工硬化能を維持していることを示している。

引張性質に及ぼす集合組織の影響に関して、著者ら⁵³⁾は、Al-1.0%Si-0.5%Mg-0.1%Mn (mass%)合金のT4調質材において、Cube方位密度の異なる2種類の板材を作製し、圧延方向に対して0°および45°の2方向で引張試験を行っている。いずれの板材もCube方位が主方位であり、方位密度(ランダム比)はそれぞれ20 (LC: Low-Cube), 65 (HC: High-Cube)である。Fig. 15⁵³⁾に応力-ひずみ線図を示す。伸びはHCの45°方向が最も高く、次いでLCの45°方向、LCの0°方向が高く、HCの0°方向が最も低い。すなわち、Cube方位密度が高いほど、伸びの面内異方性が大きくなる。Fig. 16⁵³⁾に真ひずみとn値の関係を示す。いずれの板材および引張方向においても、n値はひずみの増加に伴って増加し、0.06～0.08の真ひずみで最大値を示す。その最大値はいずれも0.27～0.28で大きな差は認められない。最大値を示した後のn値の減少変化が各板材および各引張方向で異なる。HCの45°方向は最大値のまま一定の値を示し、それ以外はひずみの増加に伴って減少する。その減少変化はHCの0°方向が最も大きい。これらのn値の挙動もFig. 14で示した結果と同様に引張変形中に形成される転位組織が異なるためである。Fig. 17⁵³⁾に15%予ひずみ後のTEM像を示す。HCの0°方向では変形の局在化を示すマイクロバンドが観察される。一方、HCの45°方向ではマイクロバンドの形成が不明瞭である。

以上から6000系合金のT4調質材においても、高ひずみ域におけるn値の挙動が延性に影響を与えていることが確認された^{50) ~ 55)}。

3.2.2 リジニングマーク

6000系合金はプレス成形された際、圧延方向に沿って、10～30 μm深さの筋状(帯状)の凹凸が発生することがあり、発生した場合には表面欠陥となる。この筋状の凹凸はリジニングマークと呼ばれ (ridging

markings, ropingとも呼ばれる), 似通った結晶方位を有する結晶粒が筋状に集合体として存在し, それぞれの筋の塑性変形挙動が異なることが発生原因と考えられている^{56)~62)}。15%予ひずみ後の6111-T4板材の外観写真をFig. 18⁵⁸⁾に示す。予ひずみは圧延垂直方向(写真の水平方向)に付与しており, 圧延方向(写真の上下方向)に沿って, 1~2 mm間隔で筋模様が観察される。Fig. 19⁵⁷⁾に引張変形後の6111-T4板材で観察されるリジングマークの概略図を示す。リジングマークは一般的に板材の表裏面で凹凸が対応しないことが多い(図中の“Irregular”部分)。P. D. Wuら⁵⁸⁾は, SEM/EBSDを用いた結晶方位解析および結晶塑性有限要素

法を用いた数値解析により, 6111-T4のリジングマーク発生に及ぼす集合組織の影響を調査しており, 筋状に存在する $\{112\}\langle 110\rangle$ 粒の集合体のリジングマークの発生に著しい影響を及ぼし, $\{112\}\langle 110\rangle$ 粒と $\{001\}\langle 100\rangle$ 粒の集合体もしくは $\{112\}\langle 110\rangle$ 粒と $\{011\}\langle 100\rangle$ 粒の集合体を共存させないことで, リジングマークを大幅に改善できると述べている。また, 小関ら⁶²⁾は, SEM/EBSDを用いた結晶方位解析により, $\{001\}\langle 100\rangle$ および $\{011\}\langle 100\rangle$ への集積が異なる6016-T4のリジングマーク発生に及ぼす集合組織の影響を調査しており, Fig. 20⁶²⁾に示すように, 筋状に存在する $\{001\}\langle 100\rangle$ 粒と $\{011\}\langle 100\rangle$ 粒の集合体が多く存在すると顕著なリジ

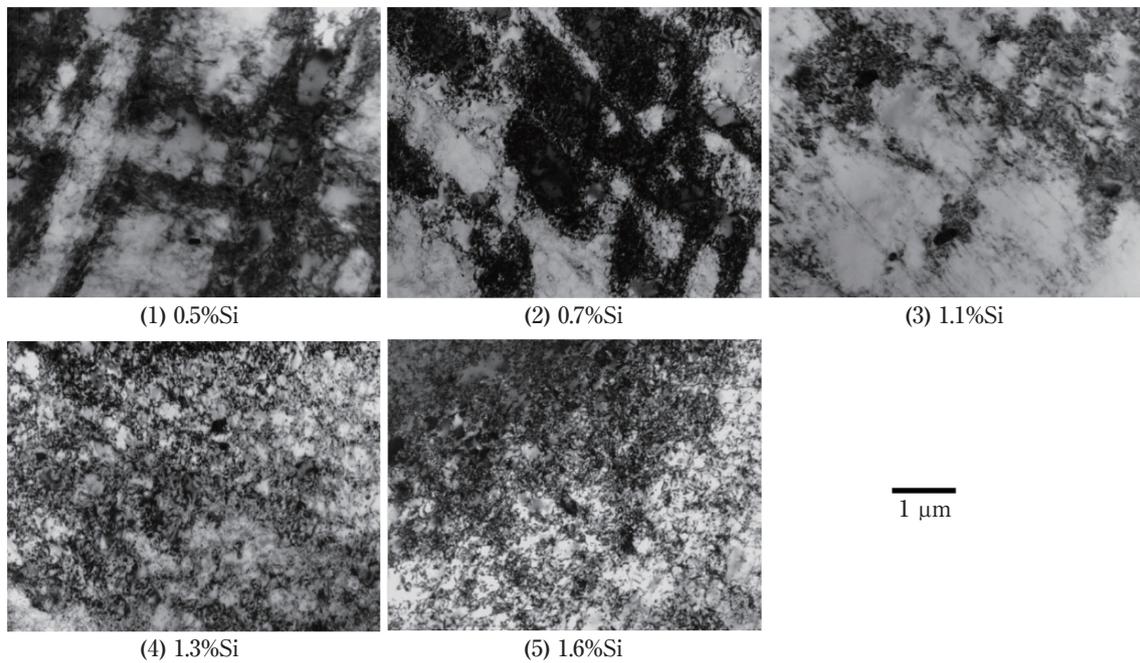


Fig. 14 TEM structures of 8% tensile strained Al-Mg-Si alloy T4 sheets (true strain: 0.08)^{50), 51)}.

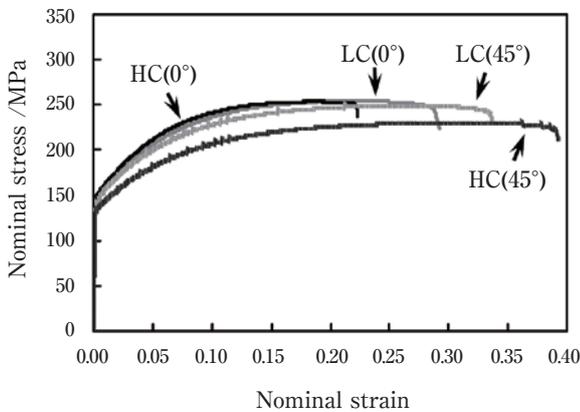


Fig. 15 Stress-Strain curves of Al-1.0mass%Si-0.5mass%Mg-0.1mass%Mn alloy T4 sheets with the difference Cube orientation density (HC: High-Cube, LC: Low-Cube, tensile directions were 0° and 45°)⁵³⁾.

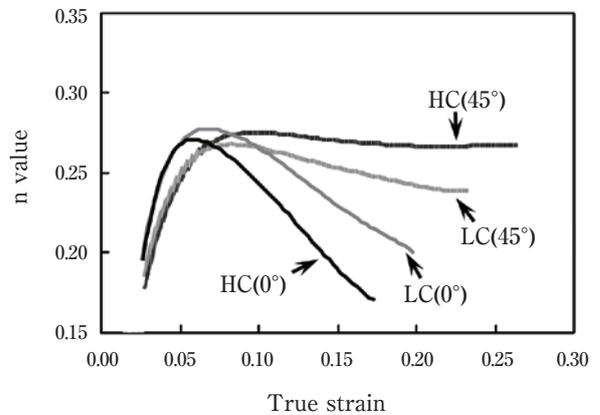


Fig. 16 Effect of Cube orientation density on the change in n value with strain of Al-1.0mass%Si-0.5mass%Mg-0.1mass%Mn alloy T4 sheets (HC: High-Cube, LC: Low-Cube, tensile directions were 0° and 45°)⁵³⁾.

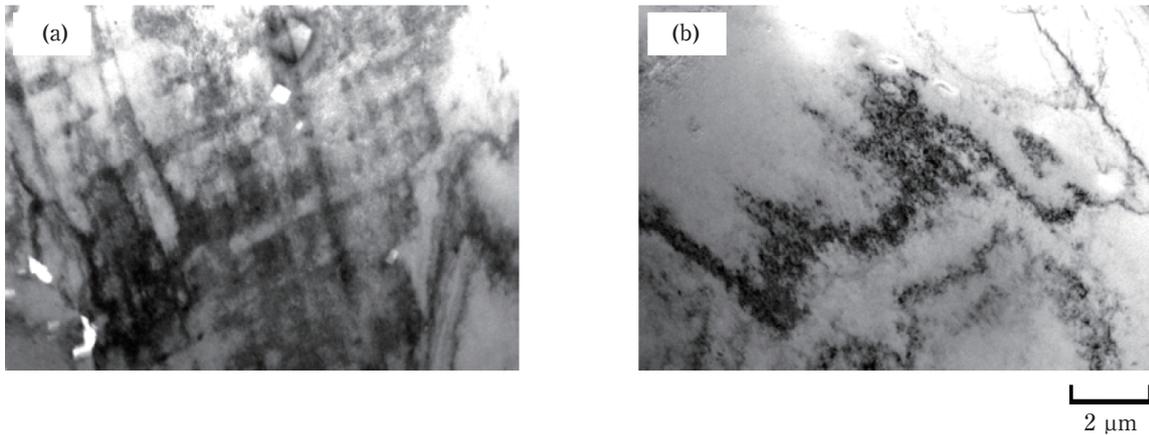


Fig. 17 TEM structures of 15% tensile strained Al-1.0mass%Si-0.5mass%Mg-0.1mass%Mn alloy T4 sheets with High-Cube orientation density. Tensile directions were (a) 0° and (b) 45°⁵³⁾.

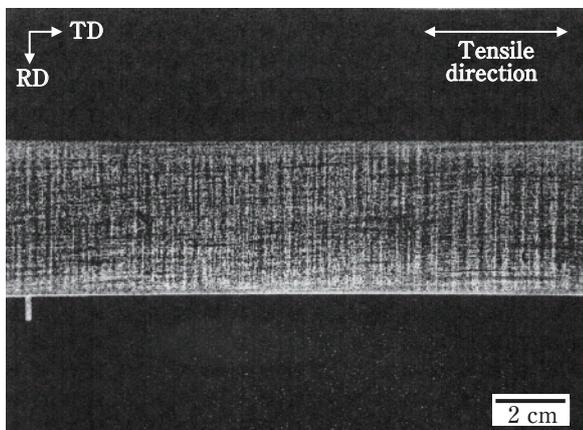


Fig. 18 Ridging marking (roping) topography for 6111-T4 under uniaxial tension in the transverse direction at 15% elongation⁵⁸⁾.

ングマークが発生すること、リジグマークの発生程度には引張方向による相違がみられ、45°方向に引張変形を付与すると顕著に発生することを明らかにしている。

3.2.3 曲げ加工性

6000系合金はストレッチャストレインマークが発生せず、ベークハード性を有することからアウターパネル用材料として適している。フードなどのアウターパネルはその縁部でインナーパネルとかしめるヘミングと呼ばれる曲げ加工（ヘミング）が必要であり、6000系板材はこのヘミング部で割れが発生し易く、実用上問題になることがある。そのため、自動車ボディパネル用アルミニウム合金の曲げ加工性に関する研究が盛んに行われてきた^{63), 64)}。

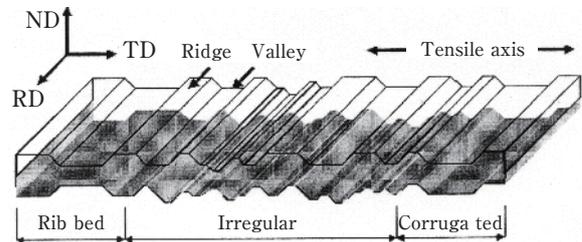


Fig. 19 Schematic representation of ridging marking (roping) observed in 6111-T4 after tensile deformation in the transverse direction⁵⁷⁾.

3.2.3.1 曲げ割れ発生メカニズム

著者ら^{65), 66)}は、Al-1.0%Si-0.5%Mg-0.1%Mn (mass%)合金において、溶体化処理条件および焼入れ条件を変更した試験を行い、その試験結果から曲げ割れ発生メカニズムを提案している。Fig. 21^{65), 66)}に550℃に昇温保持した塩浴炉で15～3600 sの溶体化処理を行い、冷却速度を変化させて焼入れを行った板材の曲げ試験結果を示す。溶体化処理時間15 sでは割れは発生しないが、溶体化処理時間の増加に伴って、割れ深さが増加し、最大値を示した後、減少する傾向を示す。また、割れ深さの最大値は焼入れ速度が低いほど、大きくなる。Fig. 22^{65), 66)}に全第2相粒子分布（結晶粒界および結晶粒内すべての第2相粒子分布）に及ぼす溶体化処理時間および焼入れ速度の影響を示す。いずれの焼入れ速度においても、溶体化処理時間の増加に伴って、2 μm以上の全第2相粒子数が減少する。一方、焼入れ速度が低いほど、冷却中にMg-Si系化合物が粒界析出し易くなるため、結晶粒界上の第2相粒子数は増加するが、その平均サイズは約1 μmであり、個数は全第2相粒子数の1/10程度である。よって、減少した2 μm以上の第2相粒子は主に結晶粒内に存在する第2相粒子であ

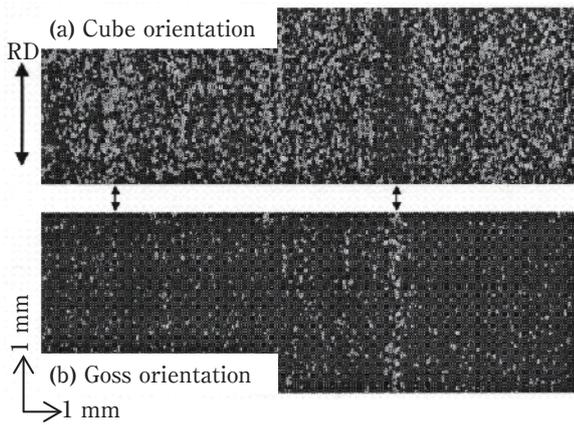


Fig. 20 EBSD map of the surface part on 6016-T4 sheet. (a) Cube orientation, and (b) Goss orientation ⁽⁶²⁾.

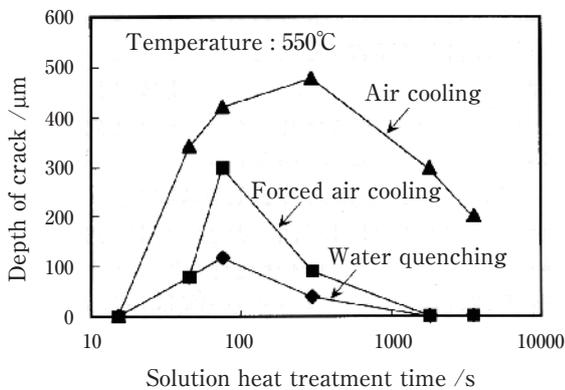


Fig. 21 Effect of solution heat treatment time and quenching rate on the depth of a crack. The samples were solution heat treated at 550°C of Al-1.0mass%Si-0.5mass%Mg-0.1mass%Mn alloy T4 sheets ^{(65), (66)}.

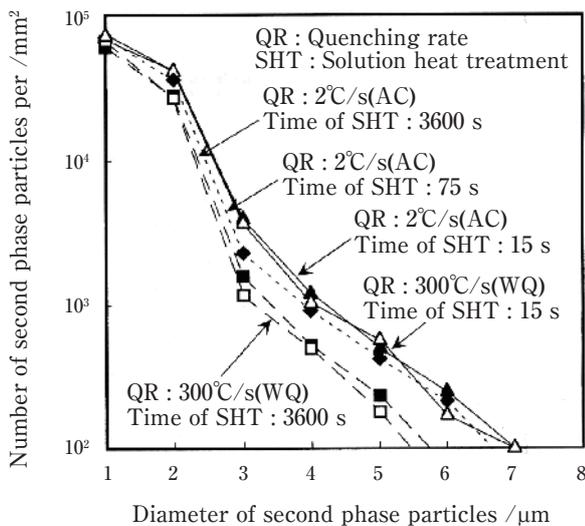
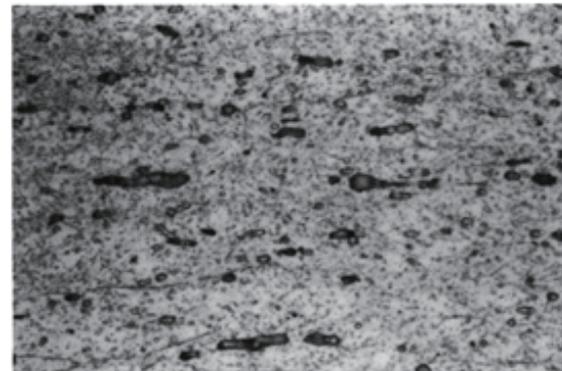


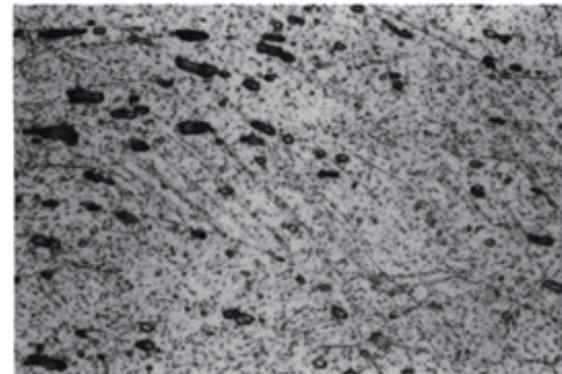
Fig. 22 Effects of quenching rate and solution heat treatment time on the number of second phase particles of Al-1.0mass%Si-0.5mass%Mg-0.1mass%Mn alloy T4 sheets ^{(65), (66)}.

る。本合金の結晶粒内に存在する第2相粒子は主にAl-Fe-Si系化合物, Al-Mn-Si系化合物, Mg-Si系化合物(およびSi単相)であり, 溶体化処理で固溶が進む金属間化合物はMg-Si系化合物である。よって, 2 μm以上の減少した第2相粒子はMg-Si系化合物と考えられる。

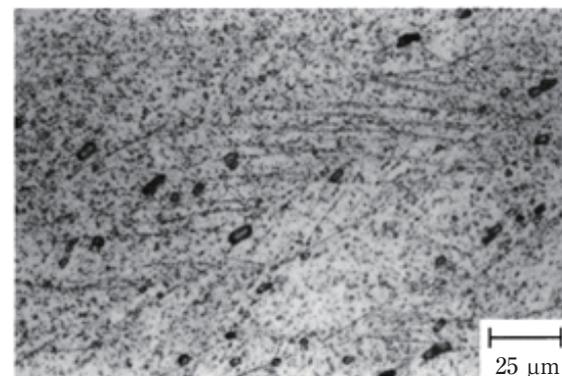
Fig. 23 ^{(65), (66)}に曲げ試験後の断面光学顕微鏡組織を示す。溶体化処理時間15 sではせん断帯(光学顕微鏡で観察されるレベルの結晶粒界をまたぐ変形帯)の形成が観察されないのに対し, 75 sおよび3600 sではせん断帯



(a) Solution heat treatment time : 15 s



(b) Solution heat treatment time : 75 s



(c) Solution heat treatment time : 3600 s

Fig. 23 Optical microstructures of Al-1.0mass%Si-0.5mass%Mg-0.1mass%Mn alloy T4 sheets after bending test. The samples were quenched in water after solution heat treatment at 550°C ^{(65), (66)}.

の形成が観察される。以上の結果を基に、提案した曲げ割れ発生メカニズムを Fig. 24^{(65), (66)} に示す。Fig. 25⁽⁶⁷⁾ に示すように、曲げ加工により、表層および表層付近に存在する 2 μm 以上の第2相粒子が砕かれた隙間および周りでマイクロボイドが形成される。さらに、せん断帯が形成されると、マイクロボイドおよびせん断帯に沿った割れが発生する。マイクロボイドはせん断帯上で顕著に形成されるため、割れの伝播は主にせん断帯に沿うが、結晶粒界上の第2相粒子が多い場合には結晶粒界に沿った伝播も発生する。Fig. 26^{(68)~(70)} に曲げ試験後の割れ近傍部の断面光学顕微鏡組織を示す。破断部にはマイクロボイドの痕跡が観察され、破断面と平行にせん断帯が発達している様子も観察される。以上のことから、曲げ割れの発生を抑制するためには、2 μm 以上

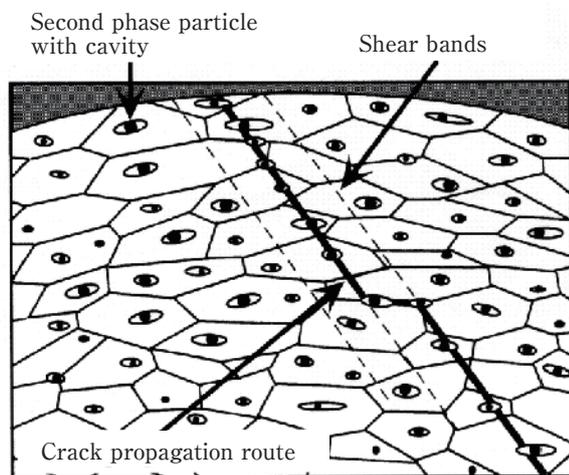


Fig. 24 Schematic diagram of the crack formation by bending process^{(65), (66)}.

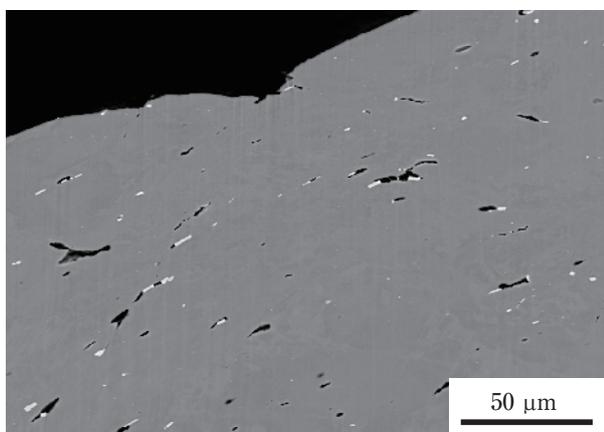


Fig. 25 SEM image of Al-1.0mass%Si-0.5mass%Mg-0.2mass%Fe-0.1mass%Mn alloy T4 sheet after bending test. The black points were microvoids and the white points were Al-Fe-Si series particles⁽⁶⁷⁾.

の第2相粒子の形成を抑制し、粒界析出を抑制すること、およびせん断帯の形成を抑制することが必要である。

3.2.3.2 化学成分の影響

曲げ加工性に及ぼす化学成分の影響については、ケイ素⁽⁷¹⁾、鉄^{(68)~(70)}、銅^{(72), (73)}、マンガン⁽⁷⁴⁾、マグネシウム⁽⁷⁵⁾などに関して報告されている。

ケイ素は6000系合金の主要添加元素であり、自動車ボディパネル用としては延性およびバークハード性を向上させるために、過剰にケイ素が添加されている⁽⁷⁶⁾。マグネシウム量を0.6mass%一定とし、ケイ素量を0.7~1.6mass%まで変化させた際の曲げ割れ発生状況を Fig. 27⁽⁷¹⁾ に示す。ケイ素量の増加に伴って、曲げ加工性は低下する。これは2 μm 以上の第2相粒子数が増加すること、かつ Fig. 28⁽⁷¹⁾ に示すように、せん断帯の形成が顕著になることが原因である。

一般的に、6000系合金における鉄は不純物元素であ

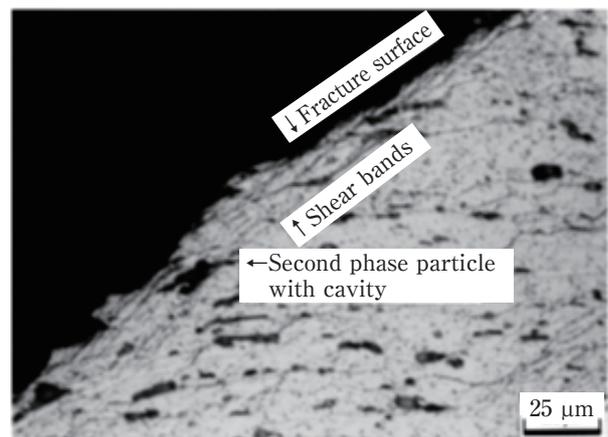


Fig. 26 Optical microstructure near fracture surface of the bent sample at 0.5mass% of iron content of Al-1.0mass%Si-0.5mass%Mg-0.1mass%Mn alloy T4 sheet^{(68)~(70)}.

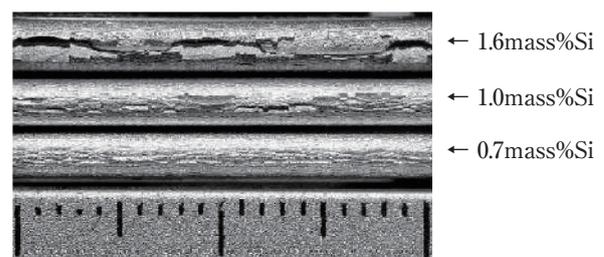


Fig. 27 Appearances of hemming cracks with different silicon content on Al-Mg-Si Alloy T4 sheets. The 0.2% proof stress of the samples before bending test were almost 120 MPa⁽⁷¹⁾.

るが、一方で溶体化処理時の再結晶粒粗大化の抑制にも寄与する。また、自動車ボディパネルをリサイクルする場合、ヒンジやロックなどの鉄部品が混入し、鉄量が増加する可能性がある。Al-1.0%Si-0.5%Mg-0.1%Mn (mass%) 合金をベースとして、鉄量を0.1～1.0mass%まで変化させた際の限界曲げ半径(割れが発生しない最小の内側曲げ半径)をFig. 29^{68)~70)}に示す。鉄量が0.1～0.5mass%の範囲では、鉄量の増加に伴って、限界曲げ半径が大きくなる(曲げ加工性が低下する)^{68)~71)}。本結果は、化学成分が異なる6111-T4においても、同様の傾向を示すことが明らかにされている^{77), 78)}。鉄量が0.5～1.0mass%の範囲では、0.5mass%Feで限界曲げ半径が最も大きく(最も割れが発生し易く)、0.8mass%Feおよび1.0mass%Feでは0.5mass%Feと同等以下の限界曲げ半径を示す。これは、Table 6^{68)~70)}に示すように、鉄量の増加に伴って、2 μm以上の第2相粒子数は増加するが、せん断帯が形成され難くなるためである。また、鉄量の増加に伴ったせん断帯形成量の減少はAl-Fe-Si系化合物の形成による固溶ケイ素量の減少で説明できると考えられている^{68)~70)}。

以上の結果から、曲げ性に対してはせん断帯の形成

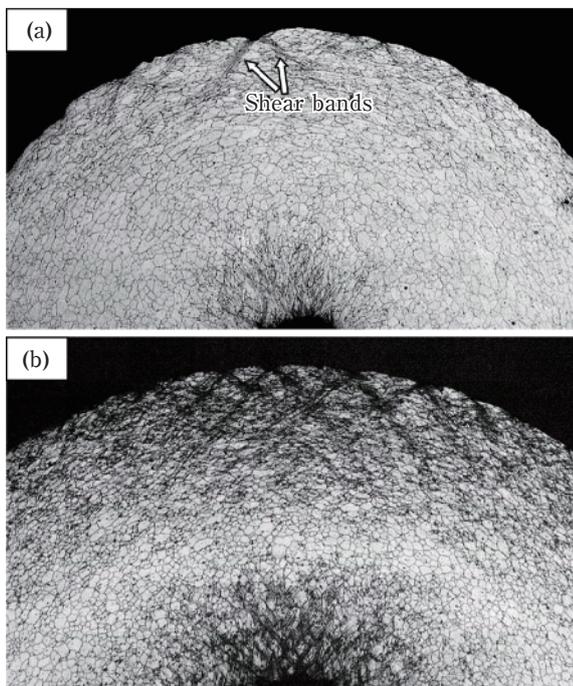


Fig. 28 Shear bands of various bent samples of Al-Mg-Si alloy T4 sheets in transverse section. The bending test was operated until small cracks were visible on the surface with out pre-strain. (a) 0.7mass%Si, bending angle 180° and 0.25 mm bending radius, (b) 1.6mass%Si, bending angle 160° and 0.5 mm bending radius⁷¹⁾.

し易さの影響が非常に大きいことが判る。

銅は強度を向上させ、深絞り成形性を改善する効果を有することから、高い深絞り成形性を必要とする場合に銅を添加した6000系合金が用いられる。著者ら^{72), 73)}はAl-1.0%Si-0.5%Mg-0.1%Mn (mass%) 合金をベースとして、銅量を0.01mass%未満(銅の添加無し)、0.4mass%, 0.8mass%添加した際の曲げ加工性を調査しており、銅量の増加に伴って、曲げ加工性は低下し、0.8mass%Cuで顕著な割れが発生することを明らかにしている。この銅量増加による曲げ加工性の低下は、銅量の増加に伴って、銅の溶質原子量が増加し、Fig. 30^{72), 73)}に示すように、せん断帯の形成が容易になることが原因であると考えられ、さらに、曲げ加工中にせん断帯へ銅が濃化し、せん断帯に沿った割れが発生し易くなる可能性もあることを述べている。

マンガンは遷移元素であり、溶体化処理時の再結晶粒粗大化を防止する機能を有する。趙⁷⁴⁾はAl-0.8%Si-0.6%Mg-0.2%Fe (mass%) 合金をベースとして、マンガ

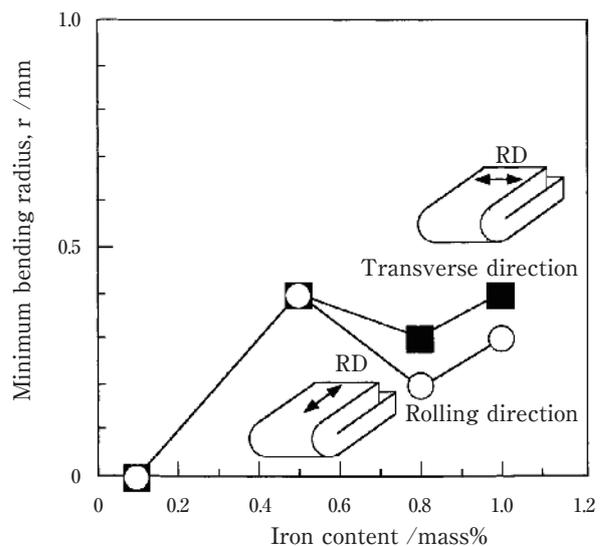


Fig. 29 Effect of iron content on the bendability of Al-1.0mass%Si-0.5mass%Mg-0.1mass%Mn alloy T4 sheet^{68)~70)}.

Table 6 Effect of iron content on the number of second phase particles, shear bands and bendability of Al-1.0mass%-0.5mass%Mg-0.1mass%Mn alloy T4 sheet^{68)~70)}.

Iron content (mass%)	0.1	0.5	0.8	1.0
Number of second phase particles (mm ²)	4400	7300	9400	12900
Number of shear bands (mm ⁻¹)	157	167	122	83
Minimum bending radius (mm)	0	0.4	0.2	0.3

ン量を添加無し, 0.1mass%, 0.02mass%添加した際の曲げ加工性を調査しており, マンガンを添加すると曲げ加工性が向上することを報告している。このマンガ

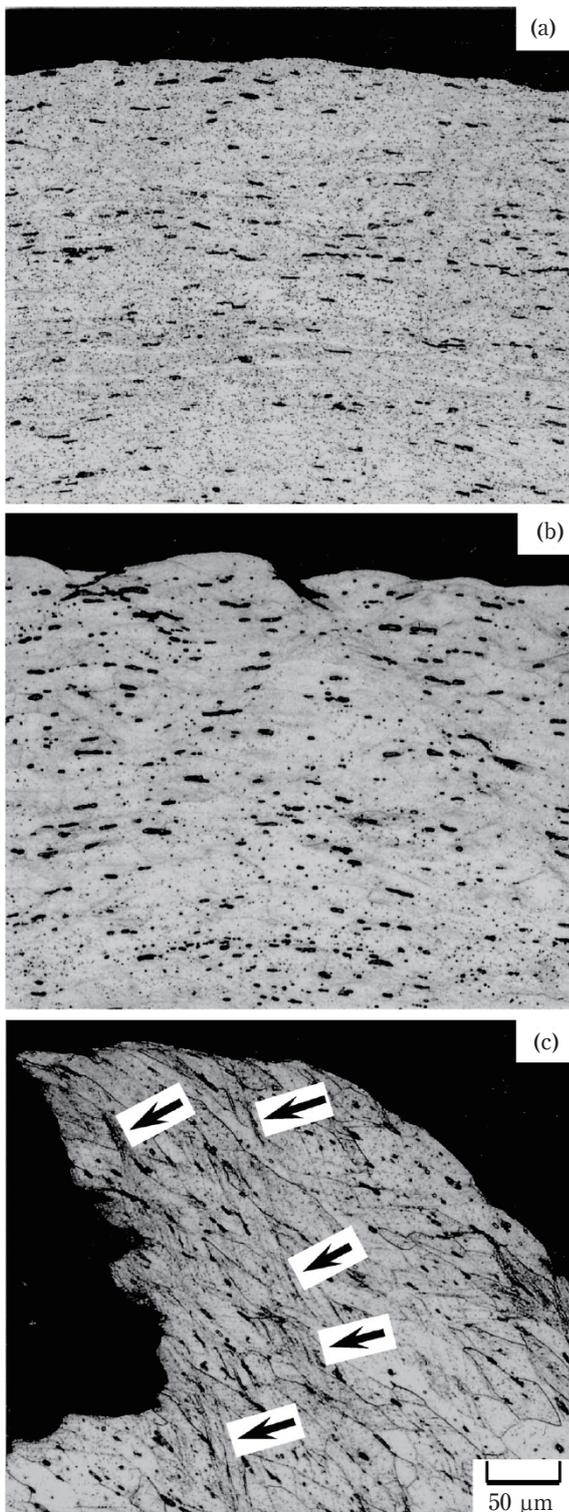


Fig. 30 Optical microstructures of Al-1.0mass%Si-0.5mass%Mg-0.1mass%Mn alloy T4 sheets after bending test. The samples were quenched in water after solution heat treatment at 550°C for 75 s. The copper content of samples were (a) < 0.01mass%, (b) 0.4mass% and (c) 0.8mass%^{72), 73)}.

ン添加による曲げ加工性の向上は, ①結晶粒の微細化とマンガン系微細分散粒子によるせん断帯形成の抑制, ②Al-Fe-Si系晶出物の形態が針状β相から塊状α相に変化し, 曲げ加工時にマイクロボイドが形成され難いことが原因であると考えられている。

マグネシウムは6000系合金の主要添加元素であり, 自動車ボディパネル用としてはバークハード性を向上させるために, 必要不可欠な元素である。著者ら⁷⁵⁾はAl-1.0%Si-0.4%Mg-0.1%Mn (mass%)合金をベースとして, マグネシウム量を0.4mass%, 0.6mass%, 0.8mass%添加した際の曲げ加工性を調査しており, マグネシウム量の増加に伴って, 曲げ加工性は低下し, 0.8mass%Mgで顕著な割れが発生することを明らかにしている。このマグネシウム量増加による曲げ加工性の低下は, マグネシウム量の増加に伴って, 3 μm以上の第2相粒子(Mg-Si系化合物)が増加し, **Fig. 31**⁷⁵⁾に示すように, せん断帯の形成が著しくなることが原因であると考えている。また, せん断帯の形成にはクラスターの形成

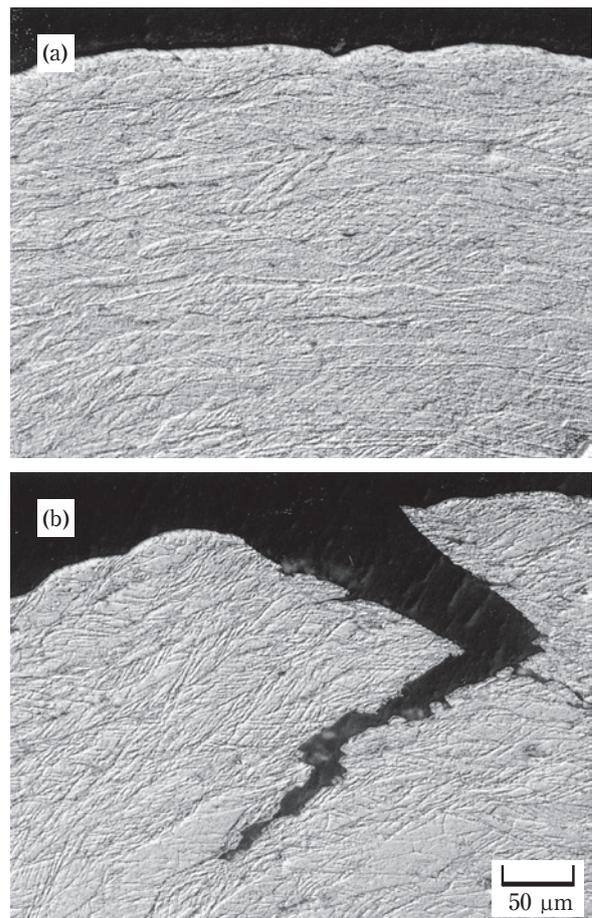


Fig. 31 Optical microstructures of Al-Mg-Si alloy T4 sheets after bending test. The samples were quenched in water after solution heat treatment at 550°C for 75 s. The magnesium content of samples were (a) 0.4mass% and (b) 0.8mass%⁷⁵⁾.

量が関与していることも述べている。

以上のように、第2相粒子およびせん断帯の形成状態に及ぼす化学成分の影響は顕著であり、化学成分を変更することで曲げ加工性を大幅に改善することができる。しかしながら、化学成分は自動車ボディパネル用材料として要求されるベークハード性、耐食性、表面処理性、接合性などにも大きな影響を及ぼすため、これらの特性を考慮した上で最適化を図る必要がある。

3.2.3.3 時効の影響

自動車ボディパネル用として使用されている6000系合金のT4調質材は焼入れ後の自然時効日数によって、強度変化が生じ、曲げ加工性も変化する^{75), 79)}。Fig. 32⁷⁹⁾に曲げ割れ深さに及ぼす時効温度および0.2%耐力の影響を示す。いずれの時効温度においても、0.2%耐力が100 MPa以下では割れは発生せず、100 MPa以上で0.2%耐力の増加、すなわち時効時間の増加に伴って、曲げ割れ深さが増加する。また、0.2%耐力が同程度の場合には時効温度の影響はみられない。この時効時間の増加に伴った曲げ加工性の低下は、Fig. 33⁷⁹⁾に示すように、時効時間の増加に伴って、せん断帯の形成が著しくなるためである。また、このせん断帯の形成には、前項で述べた通り、クラスターの形成量が関与していると考えられる⁷⁵⁾。しかしながら、せん断帯の形成に及ぼす時効析出の影響は不明な点が多く、現在も継続した研究が続けられている。最近の研究では、 β'' 相の析出状態がせん断帯の形成状態に大きく影響を及ぼし、微細かつ高密度に析出しているほどせん断帯の

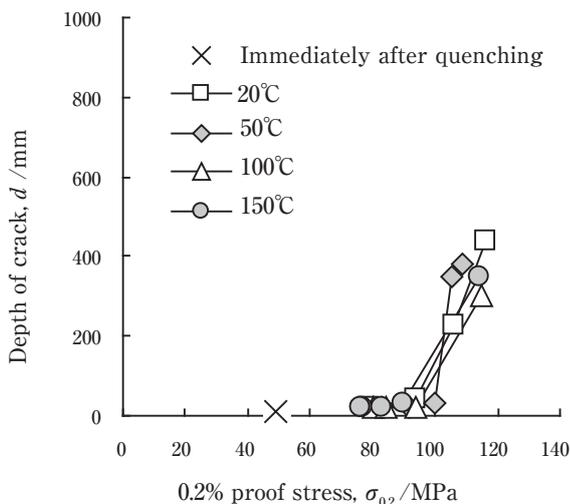


Fig. 32 Effects of aging temperature and 0.2% proof stress on the depth of cracks after bending test of Al-1.0mass%Si-0.5mass%Mg-0.1mass%Mn alloy T4 sheets⁷⁹⁾.

形成が著しくなり、曲げ加工性が低下することが明らかにされている⁸⁰⁾。

T4調質材のクラスターの形成状態を制御する手法として復元処理が挙げられる⁸¹⁾。米国では、6111-T4の曲げ加工性を改善する手法として、曲げ加工前に局所的な復元処理を行うプロセスが開発されており⁸²⁾、Fig. 34⁸³⁾に示すように、復元処理による曲げ加工性の改善効果が確認されている。

3.2.3.4 集合組織の影響

6000系合金のT4調質材はプロセス条件を変更することで、比較的容易に集合組織を変更できる。そのため、曲げ割れ発生メカニズムが解明された2000年以後、せん断帯の形成に及ぼす結晶方位の影響に関して、活

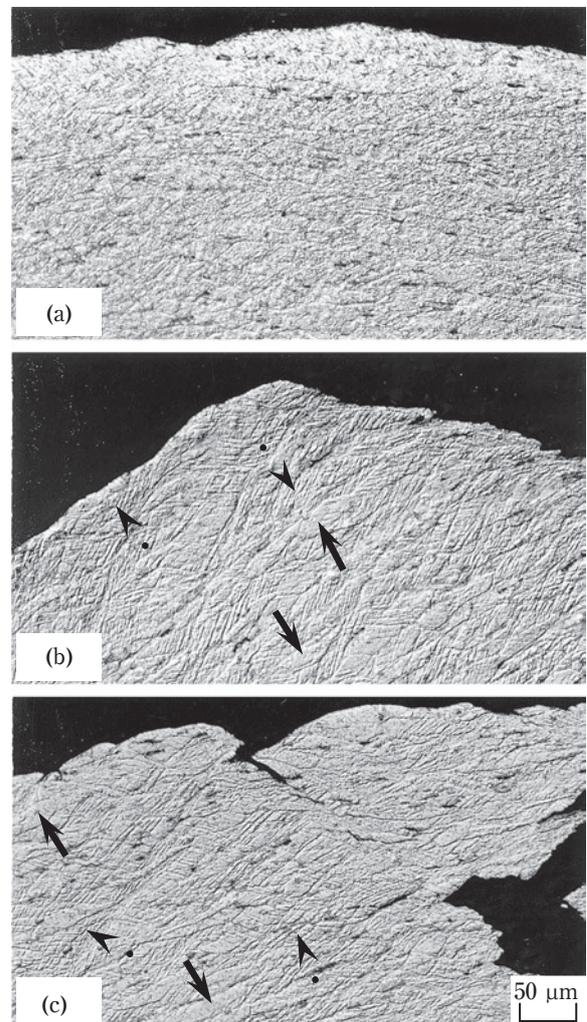


Fig. 33 Optical microstructures of Al-1.0mass%Si-0.5mass%Mg-0.1mass%Mn alloy T4 sheets after bending test. The samples were quenched in water after solution heat treatment at 550°C for 75 s. The aging condition of samples were (a) immediately after quenching, (b) 20°C-7500 min and (c) 150°C-32 min⁷⁹⁾.

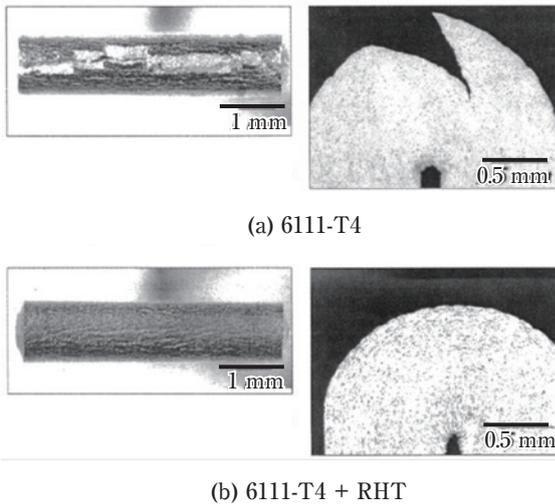


Fig. 34 Improvement of bendability by retrogression heat treatment (RHT)⁸³⁾.

発な研究開発がなされてきた。著者ら⁷⁹⁾は、曲げ加工を行った際、バンド状のせん断帯の形成が少ない結晶粒はTD軸に対して $\{001\}$ 面が直交する方位に配向していることを明らかにしている。また、日比野ら⁸⁴⁾は、同一組成の6022-T4を用い、Cube方位密度をODFの強度レベルでランダム比約6(サンプルA)と約65(サンプルB)の2水準に変化させた場合、**Table 7**⁸⁴⁾に示すように、Cube方位密度の高い方が曲げ加工性に優れることを示している。この理由として、Cube方位が発達すると、圧延平行方向あるいは圧延垂直方向の加工硬化量が小さくなることから、Cube方位粒では加工によるひずみ蓄積が緩和され、せん断帯が発生し難いためと考えられている。これはFig. 15で示した伸びの結果と反対で、加工硬化能が低く、伸びが小さい材料の方が曲げ加工性が良好であることを示している。両者の違いは伸びが塑性不安定(くびれ)の発生が支配的であるのに対して、曲げ加工の場合、板厚方向に大きな応力勾配があり、塑性不安定が生じ難いためと考えられる。

その後、せん断帯の形成に及ぼす結晶方位の影響をより明らかにするため、6000系合金T4調質材の単結晶を用いた研究^{85)~88)}、結晶塑性有限要素法を用いた研究^{85), 87)~91)}が行われている。著者ら^{85), 87), 88)}は、Al-1.0%Si-0.5%Mg-0.1%Mn (mass%)合金において、結晶粒径が数cmのT4調質材を作製し、Cube方位およびGoss方位の単結晶について、曲げ加工性を調査しており、各曲げ方向における割れの発生程度と結晶塑性有限要素法を用いた解析結果の比較を行っている。**Fig. 35**^{87), 88)}に示すように、Cube方位粒において、割れは発生せず、Goss方位粒において、0°方向では割れが発生せず、90°

Table 7 Effect of Cube orientation density on the bendability of 6022-T4 sheet. The bent surfaces were ranked from 1 to 10, and the rank 1 is the worst⁸⁴⁾.

Cube orientation density	6		65		
	Angle to the rolling direction (°)				
	0	90	0	90	
0.2% proof stress, $\sigma_{0.2}$ /MPa	120	3	8	10	10
	135	1	5	10	9
	150	1	4	9	8

方向で著しい割れが発生する。これは、せん断帯の形成状態が結晶方位および曲げ方向によって大きく変化するためであり、**Fig. 36**^{87), 88)}に示すように、結晶塑性有限要素法を用いた解析においても同様の傾向が得られる。すなわち、曲げ加工におけるせん断帯の形成はシュミット則(Schmid's Law)で整理できることを述べている。また、著者ら⁸⁶⁾は、6016-T4の単結晶粒を作製し、曲げ加工性に及ぼす結晶方位の影響を調査しており、 $\langle 001 \rangle // ND$ 方位を有する結晶粒の曲げ加工性が最も良好であり、**Fig. 37**⁸⁶⁾に示すように、曲げ加工性はテラー因子(Taylor factor)の低下、すなわちすべり変形がし易くなるほど向上することを明らかにしている。

以上のように、曲げ割れ発生に大きな影響を及ぼすせん断帯の形成に対して、集合組織(結晶方位)が大きな影響を及ぼすことが明らかにされている。また、曲げ割れは板材の表層部から発生するため、必ずしも全板厚にわたる集合組織を制御する必要はない。例えば、板厚1.0 mmに対して、表層部に厚さ0.1 mmのせん断帯が形成され難い層を存在させることができれば、曲げ加工性を改善できることが明らかにされている^{90), 91)}。なお、著者らは、2 μm 以上の第2相粒子を低減し、かつ集合組織制御によって、曲げ加工時に形成されるせん断帯の発達を抑制した曲げ加工性に優れた自動車ボディパネル用6000系合金板材を開発している^{92), 93)}。

以上、6000系合金の大きな課題である曲げ加工性に影響を与える各要因についての検討結果を示したが、いずれもせん断帯の発生が曲げ加工性を決定付ける大きな要因となっている。せん断帯の発生メカニズムはまだ解明すべき点が多いが、共通していることは固溶元素、クラスタ、析出物、集合組織の影響で加工時の回復が少なく、大ひずみ領域で転位密度が高くなるほど発生し易くなることである。これらは前述の通り、延性向上と相反する条件でもあるため、両者のバランスに配慮が必要である。

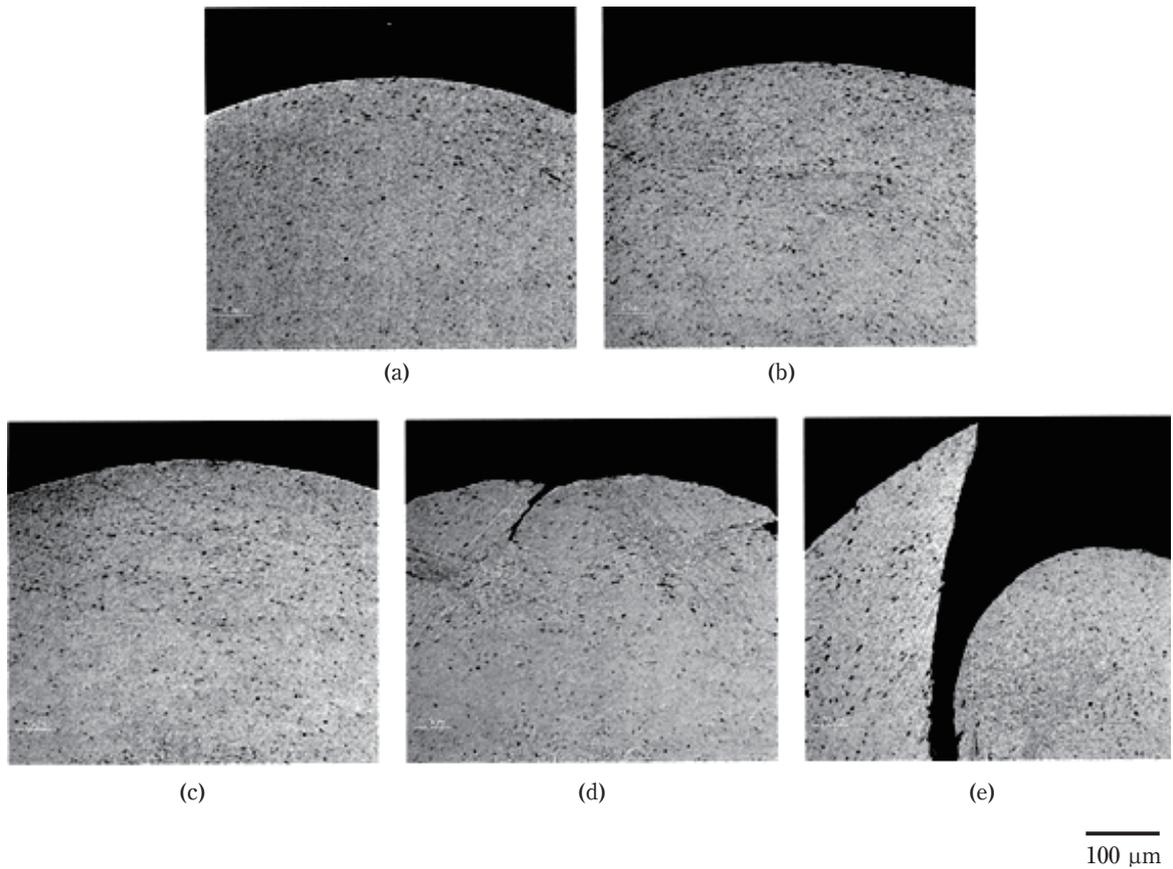


Fig. 35 Optical microstructures of 6016-T4 sheets after bending test. The crystal orientations and the bending directions were (a) Cube, 0°, (b) Cube, 45°, (c) Goss, 0°, (d) Goss, 45° and (e) Goss, 90°^{87), 88)}.

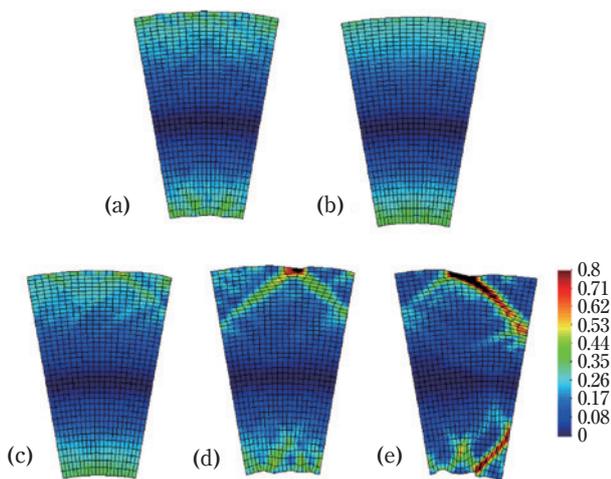


Fig. 36 Deformed meshes and contours of maximum principal logarithmic strain. The crystal orientations and the bending directions were (a) Cube, 0°, (b) Cube, 45°, (c) Goss, 0°, (d) Goss, 45° and (e) Goss, 90°^{87), 88)}.

3.3 7000系 (Al-Zn-Mg系, Al-Zn-Mg-Cu系) 合金

最近の動きとして、7000系合金の採用が挙げられる。国内では、バンパーなどに7000系押出材が適用されている。北米では、各アルミニウムメーカーから自動車

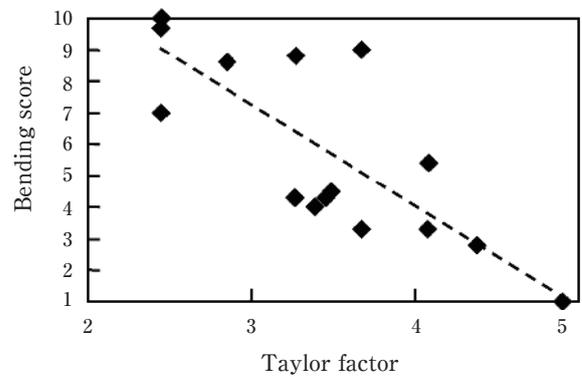


Fig. 37 Effect of Taylor factor on the bendability (bending score) of Al-1.0mass%Si-0.6mass%Mg alloy sheets. The bent surfaces were ranked from 1 to 10, and the bending score 1 is the worst⁸⁶⁾.

用7000系板材が提案されており、実用化に向けた検討が開始されている。NovelisはAdvanz^{*1} 7000-seriesを発表しており、ConstelliumはUltralex^{*2}を発表している⁹⁴⁾。両社ともさらに高強度の材料の開発を行っているようである。一方、国内のアルミニウムメーカーでも7000系板材の適用に向けた動きが活発になってきている。

3.3.1 引張性質

Table 8に代表的な7000系合金の機械的特性を示す。7000系合金は超高強度（耐力500 MPa以上）を嗜好したAl-Zn-Mg-Cu系合金、耐力力腐食割れ性に重きを置いたAl-Zn-Mg系合金に分けることができる。自動車用としての大きな課題は高強度と耐力力腐食割れ性の両立であり、各アルミニウムメーカーで研究開発が進められている。

3.3.2 自動車へ適用する際の課題

7000系合金を自動車へ適用する際の課題として、高強度化や耐力力腐食割れ性の向上の他に、成形性の向上なども挙げられる。6000系合金のようにT4調質で成形しようとしても、室温時効で急激に強度が上昇するため、通常のプレス成形や曲げ加工が非常に難しく、ホットスタンプ適用などの利用面での工夫が必要になる。ホットスタンプを使用すると、板製造工程における溶体化、焼き入れが不要となるため、製造設備制約が無くなる利点も大きい。また、最高強度を得るためには、焼き入れ後に人工時効処理（T6処理）を行う必要がある。成形加工後に工程を追加する必要がある。成形性以外にも、溶接性、耐食性など克服すべき課題も多いが、近年、FSWなどの接合技術や表面処理技術が飛躍的に向上してきているため、自動車への適用が可能になってきた。国内では7000系合金板材を連続して製造できる設備が無いと、押出材が主流ではあるものの、ホットスタンプなどの成形方法の改良や材料開発の進捗、適用部品のサイズ次第で、今後適用が急速に広がる可能性もある。

4. まとめと今後の展望

自動車用アルミニウム板材の適用を拡大するために、これまで様々な研究開発が行われ、5000系板材、6000

系板材は10年前よりも一般的な材料として用いられるようになってきた。Fig. 38⁹⁵⁾に自動車用アルミニウム板材の需要予測を示す。Ford社F-150のアルミニウム化が大きな話題になっている様に、世界的に大幅な需要増加が見込まれている。さらに需要を拡大するためには、アルミニウム板材が持つ特性上の課題を克服し、製造プロセスを洗練させることで低コスト化させることが重要である。さらに構造材の需要を喚起するためには高強度材の開発が必要である。高強度構造材は、3.3章で示したように、新しい成形技術の導入などによって、7000系板材が今後の主流となることも考えられる。

* 1 : Novelis社商標

* 2 : Constellium社商標

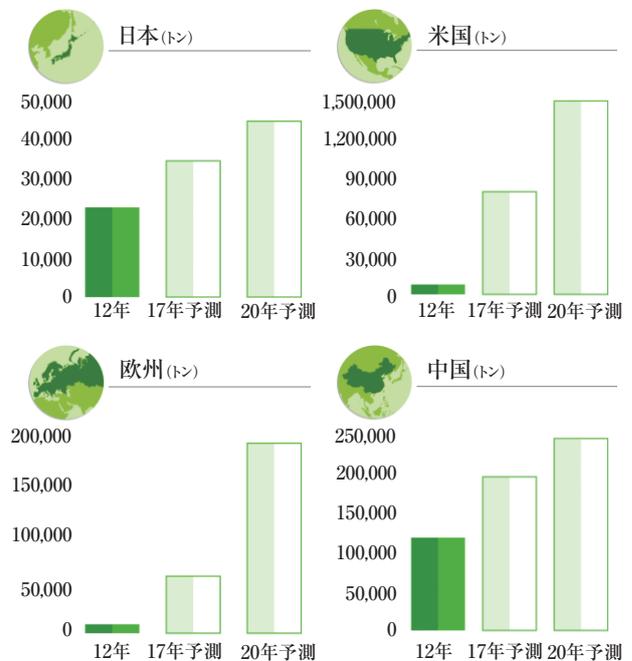


Fig. 38 Demand forecast of automotive aluminum alloy sheets⁹⁵⁾.

Table 8 Mechanical properties of 7000 series aluminum alloy sheets.

Supplier	Alloy series		Alloy designation	Tensile strength (N/mm ²)	Yield strength (N/mm ²)	Elongation (%)
-	JIS7N01	Al-Zn-Mg	-	360	295	15
-	AA7075	Al-Zn-Mg-Cu	-	570	505	11
Novelis	-	-	Advanz 7000-series	-	500	-
Constellium	AA7075	Al-Zn-Mg-Cu	Ultralex v1	580	530	15
UACJ	-	Al-Zn-Mg	ZK80	485	450	15
UACJ	AA7050	Al-Zn-Mg-Cu	ZG62	535	505	12

参考文献

- 1) 細見彌重：住友軽金属技報, **32** (1991), 1-19.
- 2) 吉田英雄, 池田 洋, 洪江和久, 西村嘉彦：住友軽金属技報, **38** (1997), 53-71.
- 3) Y. Baba: Sumitomo Light Metal Technical Report, **38** (1997), 147-160.
- 4) 宇都秀之：住友軽金属技報, **46** (2005), 84-92.
- 5) Special Edition ALUMINUM AUTOMOBILE TECHNOLOGY : Motor Fan illustrated **104** (2015), 2-5, 三栄書房.
- 6) 稲葉 隆：アルトピア, **31** (2001), 25-31.
- 7) 田中孝一, 藤倉潮三：軽金属, **27** (1977), 145-158.
- 8) 網谷俊男, 福井利安, 西村嘉彦：住友軽金属技報, **20** (1979), 62-73.
- 9) 宇野照生, 馬場義雄：住友軽金属技報, **21** (1980), 32-38.
- 10) 竹内勝治, 馬場義雄, 西村嘉彦：住友軽金属技報, **24** (1983), 56-65.
- 11) 宇野照生, 吉田英雄：住友軽金属技報, **27** (1986), 198-205.
- 12) 吉田英雄, 平野清一：住友軽金属技報, **32** (1991), 20-31.
- 13) 宇野照生, 杉江明士：住友軽金属技報, **32** (1991), 32-38.
- 14) 阿部祐二, 吉田正勝, 野口 修, 松尾 守, 小松原俊雄：塑性と加工, **33** (1992), 365-370.
- 15) 宇野照生：住友軽金属技報, **40** (1999), 76-84.
- 16) 宇野照生：住友軽金属技報, **42** (2001), 100-123.
- 17) 宇都秀之, 洪江和久：住友軽金属技報, **44** (2003), 89-110.
- 18) 内田秀俊：住友軽金属技報, **51** (2010), 137-142.
- 19) 宗藤修義, 西村嘉彦：住友軽金属技報, **27** (1986), 191-197.
- 20) 内田秀俊, 吉田英雄：軽金属, **45** (1995), 193-197.
- 21) 内田秀俊, 吉田英雄：住友軽金属技報, **37** (1996), 1-6.
- 22) 内田秀俊, 吉田英雄：軽金属, **58** (2008), 290-294.
- 23) 東海林了, 戸次洋一郎, 岸野邦彦：古河電工時報, **90** (1992), 70-77.
- 24) 吉田英雄, 平野清一：住友軽金属技報, **32** (1991), 20-31.
- 25) D. Altenpohl, H. Bichsel and E. Macherauch: B. Allgemeine Mwtallkunde und Metallphysik des Aluminiums und seiner Legerungen, 2. Plastische Verformung, Aluminium und Aluminiumlegierungen edited by D. Altenpohl, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, (1965), 257-307, ISBN 978-3-662-30246-0, doi 10.1007/978-3-662-30245-3.
- 26) W. H. L. Hooper: Journal of the Institute of Metals, **81** (1952-53), 563-568.
- 27) E. Pink and A. Grinberg: Aluminium, **60** (1984), E601-E604 and E641-E646.
- 28) 吉永日出男, 栗下裕明：軽金属, **31** (1981), 359-368.
- 29) 宇都秀之, 竹島義雄：住友軽金属技報, **45** (2004), 128-137.
- 30) 箕田 正, 洪江和久, 吉田英雄：住友軽金属技報, **45** (2004), 55-60.
- 31) T. Minoda and H. Yoshida : Sumitomo Light Metal Technical Reports, **46** (2005), 72-76.
- 32) 箕田 正, 洪江和久, 吉田英雄：軽金属, **54** (2004), 110-114.
- 33) 軽金属学会編：アルミニウムの組織と性質 (1991), 軽金属学会, 106.
- 34) R. A. Ayres: Metallurgical Transactions A, **10A** (1979), 849-854.
- 35) 山崎 淳：塑性と加工, **33** (1992), 404-410.
- 36) 阿部祐二, 吉田正勝, 田形 勉, 松尾 守, 川並高雄：軽金属, **50** (2000), 7-11.
- 37) K. Matsuki, Y. Uetani, M. Yamada and Y. Murakami: Metal Science, **10** (1976), 235-242.
- 38) H. Yoshida, M. Kumagai and S. Matsuda : Sumitomo Light Metal Technical Reports, **31** (1990), 203-209.
- 39) 吉田英雄：住友軽金属技報, **37** (1996), 90-98.
- 40) M. A. Kulas, W. P. Green, E. M. Taleff, P. E. Krajewski and T. R. McNelley: Metallurgical and Materials Transactions A, **36A** (2005), 1249-1261.
- 41) 中尾敬一郎, 横山 鎮, 渡辺二郎：アルミニウム, **10** (2003), 103-105.
- 42) 柴田勝弘：アルトピア, **35** (2005), 9-14.
- 43) J. G. Schroth : Advances in Superplasticity and Superplastic Forming edited by E. M. Taleff, P. E. Krajeuski, P. A. Friedman, R. S. Mishra and J. C. Schroth, 133rd Annual Meeting & Exhibition of The Minerals, Metals & Materials Society (TMS), (2004), 9-20.
- 44) 内田秀俊, 吉田英雄：軽金属, **46** (1996), 427-431.
- 45) 内田秀俊, 吉田英雄：住友軽金属技報, **39** (1998), 1-6.
- 46) 櫻井健夫, 大家正二郎, 岩村 宏, 高木康夫, 竹添 修：軽金属学会第87回秋期大会講演概要, (1994), 185-186.
- 47) 佐賀 誠, 佐々木行雄, 菊池正夫, 朱 岩, 松尾 守：軽金属学会第87回秋期大会講演概要, (1994), 187-188.
- 48) 八太秀周, 松田眞一, 田中宏樹, 吉田英雄：住友軽金属技報, **50** (2009), 25-30.
- 49) 八太秀周, 松田眞一, 田中宏樹, 吉田英雄：住友軽金属技報, **51** (2010), 46-51.
- 50) 内田秀俊, 吉田英雄：住友軽金属技報, **49** (2008), 35-40.
- 51) 内田秀俊, 吉田英雄：軽金属, **58** (2008), 285-289.
- 52) 内田秀俊, 吉田英雄：軽金属, **58** (2008), 290-294.
- 53) 浅野峰生, 内田秀俊, 吉田英雄：軽金属学会第112回春期大会講演概要, (2007), 179-180.
- 54) 浅野峰生, 吉田英雄：軽金属学会第116回春期大会講演概要, (2009), 159-160.
- 55) 浅野峰生, 吉田英雄：軽金属学会第117回秋期大会講演概要, (2009), 29-30.
- 56) A. J. Beaudoin, J. D. Bryant and D. A. Korzekwa: Metallurgical and Materials Transactions A, **29A,b** (1998), 2323-2332.
- 57) G. J. Baczynski, R. Guzzo, M. D. Ball and D. J. Lloyd: Acta Materialia, **48** (2000), 3361-3376.
- 58) P. D. Wu, D. J. Lloyd, A. Bosland, H. Jin and S. R. MacEwen: Acta Materialia, **51** (2003), 1945-1957.
- 59) P. D. Wu, D. J. Lloyd and S. R. MacEwen: Scripta Materialia, **48** (2003), 1243-1248.
- 60) P. D. Wu and D. J. Lloyd: Acta Materialia, **52** (2004), 1785-1798.
- 61) H. Jin and D. J. Lloyd: Materials Science and Engineering, **A403** (2005), 112-119.
- 62) 小関好和, 箕田 正, 田中宏樹, 吉田英雄：軽金属学会第110回春期大会講演概要, (2006), 241-242.
- 63) 箕田 正, 浅野峰生：塑性と加工, **46** (2005), 119-123.
- 64) 箕田 正, 浅野峰生：住友軽金属技報, **46** (2005), 93-98.
- 65) 浅野峰生, 内田秀俊, 吉田英雄：軽金属, **52** (2002), 448-452.
- 66) 浅野峰生, 内田秀俊, 吉田英雄：住友軽金属技報, **43** (2002), 1-6.
- 67) 山本裕介, 浅野峰生, 吉田英雄, 小林正和, 戸田裕之：軽金属学会第123回秋期大会講演概要, (2012), 235-236.
- 68) 箕田 正, 内田秀俊, 洪江和久, 吉田英雄：軽金属, **53** (2003), 523-527.
- 69) 箕田 正, 内田秀俊, 洪江和久, 吉田英雄：住友軽金属技報, **44** (2003), 6-11.
- 70) T. Minoda, M. Asano and H. Yoshida : Sumitomo Light Metal Technical Reports, **47** (2006), 47-51.
- 71) 日比野 旭, 村松俊樹, 佐賀 誠, 高田 健：軽金属, **53** (2003), 534-541.
- 72) 浅野峰生, 箕田 正, 小関好和, 吉田英雄：軽金属, **56** (2006), 371-375.

- 73) M. Asano, T. Minoda, Y. Ozeki and H. Yoshida: Sumitomo Light Metal Technical Reports, **47** (2006), 41-46.
- 74) 趙 丕植: 軽金属, **55** (2005), 227-232.
- 75) 浅野峰生, 小関好和, 箕田 正, 吉田英雄: 軽金属学会第109回秋期大会講演概要, (2005), 211-212.
- 76) 内田秀俊, 吉田英雄: 軽金属学会第95回秋期大会講演概要, (1998), 135-136.
- 77) W. B. Liewers, A. K. Pilkey and D. J. Lloyd: Materials Science and Engineering, A361 (2003), 312-320.
- 78) J. Sarkar, T. R. G. Kutty and D. S. Wilkinson, J. D. Embury, D. J. Lloyd: Materials Science and Engineering, A369 (2004), 258-266.
- 79) 浅野峰生, 箕田 正, 吉田英雄: 軽金属学会第106回春期大会講演概要, (2004), 5-6.
- 80) 中西英貴, 浅野峰生, 吉田英雄: 軽金属学会第124回春期大会講演概要, (2013), 285-286.
- 81) 内田秀俊, 吉田英雄: 軽金属, **46** (1996), 427-431.
- 82) General Motors Corporation, P. E. Krajewski and E. F. Ryntz: Method for improving the hemmability of age-hardenable aluminum sheet, U. S. Patent 5,948,185, 1999.09.07.
- 83) Aluminium forming proves anything but lightweight: Aluminium International Today, 14 November/December (2002), 36, DMG World Media.
- 84) 日比野 旭, 村松俊樹, 小松原俊雄, 佐賀 誠, 高田 健: 軽金属学会第106回春期大会講演概要, (2004), 89-90.
- 85) 浅野峰生, 伊川慎吾, 松田公一, 吉田英雄: 軽金属学会第111回秋期大会講演概要, (2006), 3-4.
- 86) 竹田博貴, 日比野 旭, 高田 健: 軽金属, **60** (2010), 231-236.
- 87) S. Ikawa, M. Asano, M. Kuroda and K. Yoshida: Materials Science and Engineering, A528 (2011), 4050-4054.
- 88) S. Ikawa, M. Asano, M. Kuroda and K. Yoshida: Sumitomo Light Metal Technical Reports, **52** (2011), 16-22.
- 89) M. Kuroda and V. Tvergaard: International Journal of Plasticity, **23** (2007), 244-272.
- 90) 伊川慎吾, 浅野峰生, 黒田充紀, 吉田健吾: 軽金属, **61** (2011), 53-59.
- 91) 伊川慎吾, 浅野峰生, 黒田充紀, 吉田健吾: 住友軽金属技報, **52** (2011), 8-15.
- 92) 浅野峰生, 箕田 正, 小関好和, 洪江和久: 平成17年度塑性加工春季講演会講演論文集, (2005), 5-6.
- 93) 箕田 正, 浅野峰生, 洪江和久: 自動車技術会2005年春季大会学術講演会前刷集, No.19-05 (2005), 9-12.
- 94) Automotive Circle, Insight Edition @ Ford USA: Formed extrusions & high strength sheets: latest aluminium innovations to meet passenger", Constellium & UACJ, September 24, (2015) ., <http://www.slideshare.net/Constellium/latest-aluminium-innovations-to-meet-passenger-vehicle-lightweight-needs>
- 95) 株式会社UACJホームページ: http://www.uacj.co.jp/recruit/aluminium/eco_1.htm/



浅野 峰生 (Mineo Asano)
(株)UACJ 技術開発研究所 第六研究部



山本 裕介 (Yusuke Yamamoto)
(株)UACJ 技術開発研究所 第六研究部



竹田 博貴 (Hiroki Takeda)
(株)UACJ 技術開発研究所 第六研究部