

Al-Mg-Si系合金の曲げ加工性に及ぼすミクロ組織の影響

Effects of Microstructures on the Bendability of Al-Mg-Si Alloys

日比野 旭*
Akira Hibino

村松 俊樹*
Toshiki Muramatsu

概要 車体軽量化のために、塗装焼付過程において時効硬化するAl-Mg-Si系合金は自動車のパネルとして使われている。アウトパネルはインナパネルとヘム加工されるため、ヘミング時の耐割れ性が重要である。

本研究はヘム曲げ性に及ぼすSiとFe含有量の影響を調査した。これらの合金はSiとFe含有量の増加に伴ってその曲げ性が低下する。曲げ性と第2相粒子のサイズ分布との関係が明らかである。曲げ試験で発生する試料表面の小さい亀裂は第2相粒子とマトリックスとの界面から現れる。表面の複数の結晶粒を横切る初期亀裂ラインの近傍に多くの粒子の存在が確認できる。粒内割れ形成と伝播は曲げ割れ発生のメカニズムにおいて重要な役割を果たしている。

1. はじめに

近年、地球環境問題がクローズアップされ、世界規模で様々な環境改善が展開されてきた。その一つとして地球温暖化をもたらすCO₂ガスの排出量を規制する動きがあり、自動車メーカー各社は自動車の燃費低減に効果的な車体軽量化に積極的に取り組んでいる。そして、軽量のアルミニウムボディシート材がフード、フェンダ、トランクリッドなどの部品に多く使われるようになった。その中で、Al-Mg-Si系合金板はプレス成形時にリユードス模様が出ないことと塗装焼付時にバークハード性を有することなどからアウトパネルに採用されるケースが多くなってきた。アウトパネルとインナパネルを一体化させるために、アウトパネルにヘム曲げ加工を施す必要があるが、Al-Mg-Si系合金はAl-Mg系合金に比べてヘム曲げ性が劣るため、その改善が強く望まれている。これまで、佐賀らは結晶粒界上にMg₂SiやSi相の析出物が数多く存在すると、曲げ特性が劣化することを報告した^{1), 2)}。また、過剰Si量が多いほど、合金の耐力が高いほど曲げ特性が低下すると報告されている^{3), 4)}。最近、浅野らは曲げ特性に及ぼすせん断帯と第2相粒子の影響を報告した⁵⁾。しかし、曲げ割れの初期状態を観察した報告例が少ないため、粒界割れ、粒内割れ、割れの起点と割れの伝播などに関して依然として不明な点が多い。また、第2相粒子の種類、サイズ、密度の影響について必ずしも明確になったとは言えない。

そこで、本研究では、Al-Mg-Si系合金で固溶度の違うSiとFe元素の添加量を変化させて第2相粒子の分散状態並びに添加元素の固溶状態の相違が曲げ割れ形態に及ぼす影響を調査し、そのメカニズムの解明を試みた。

2. 供試材の化学成分と実験方法

本実験に用いた供試材の化学成分を表1に示す。組織中の第2相粒子の分布を大幅に変化させるため、Mg量を約0.6%と一定に固定し、S2合金をベースにSi量を約0.7%から約1.6%まで、Fe量を約0.1%から約0.5%までそれぞれ変化させた。全合金に溶体化処理時の結晶粒粗大化を防止するため、微量のMnとCrを添加した。表1に記された化学成分を有するラボDC鋳塊(幅200 mm, 厚さ80 mm)を用いて、すべて同一条件での803 K, 10 hの均質化処理、面削、熱間圧延、冷間圧延、823 K, 0 sの中間焼きなましを行い、最終的に板厚1 mmまで冷間圧延した。その後、ソルトバスで803 K, 0 sの溶体化処理を行い、353 Kの温水に焼き入れした後、続いて373 Kの電気炉での時効処理を施した。合金間の曲げ性の優劣をより正確に比較するため、373 Kの時効時間を調整して圧延方向と垂直な方向の0.2%耐力(以後、耐力と呼ぶ)を120 MPa, 135 MPa, 150 MPaの三水準にそろえた。それぞれの耐力は目標値に対する変動範囲を±2 MPa以内に抑えた。

表1 合金の化学成分 (mass%)
Chemical composition of alloys (mass%).

	Si	Fe	Mg	Mn	Cr	Cu	Ti	Al
S1	0.70	0.11	0.59	0.05	0.03	Tr	0.01	bal.
S2	1.00	0.12	0.60	0.05	0.05	0.02	0.01	bal.
S3	1.22	0.12	0.59	0.05	0.03	Tr	0.01	bal.
S4	1.58	0.09	0.60	0.05	0.03	Tr	0.01	bal.
F1	0.91	0.29	0.61	0.05	0.05	Tr	0.01	bal.
F2	0.98	0.49	0.56	0.06	0.05	Tr	0.01	bal.

ヘム曲げ試験は、耐力がそれぞれ120 MPa, 135 MPa,

* 古河スカイ(株)技術研究所

150 MPaの引張試験片に15%予ひずみを与えた後、**図1**に示されるように突き曲げて最終的に板厚0.5 mmの板(曲げ半径0.25 mm)を挟んで180°まで曲げた。曲げ部の外観を目視で10段階に評価した⁶⁾。その評価の見本を**図2**に示す。10点は曲げ先端に微小割れと肌荒れが目視で観察できないレベルを指し、2点以下は板厚を貫通した割れを指す。評価点数が高いほど、曲げ性が良好である。また、耐力120 MPaのS4サンプルについて予ひずみ無しで約160°に曲げてから表面の微小クラックを詳細に観察した。更に耐力120 MPaの一部のサンプルを予ひずみ無しで各種の角度に曲げてその表面に微小クラックを形成させた後、せん断帯を観察しやすくするために453 K、7200 sで時効処理を行った。

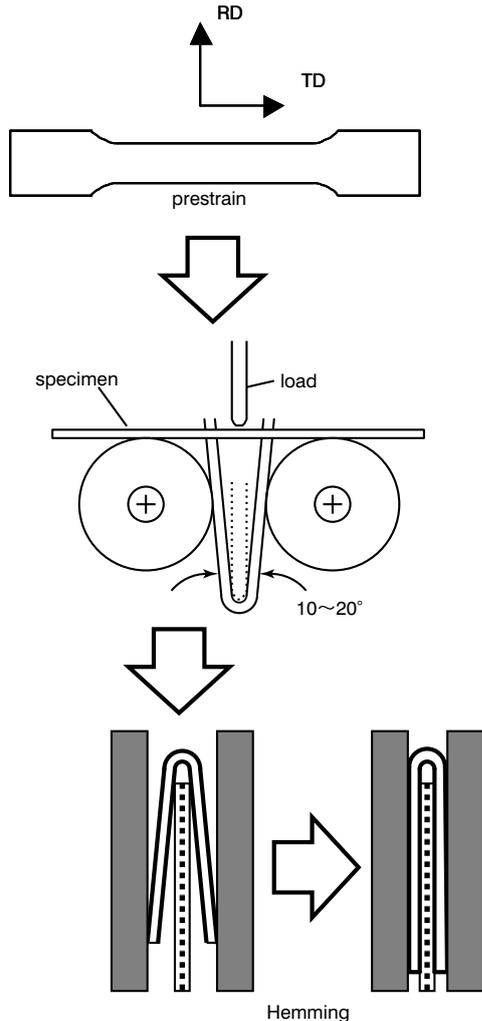


図1 ヘミング試験の模式図
Schematic illustration of flat hemming test.

合金の強度はJIS 5号引張試験片を用いて調査した。組織観察を光学顕微鏡、走査型電子顕微鏡(SEM)と透過型電子顕微鏡(TEM)で行った。第2相粒子の分布を光学顕微鏡と連結したLUZEX† FS画像処理解析装置で調査した。更に第2相粒子の成分をEPMAで分析した。

3. 実験結果および考察

3.1 曲げ性評価

† LUZEXは(株)ニレコの商標です。

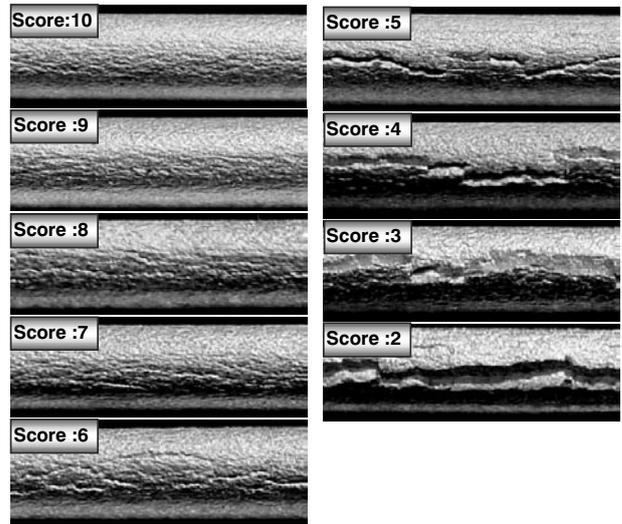


図2 ヘム曲げ性の評価見本
Samples for evaluating hemming performance.

図2のランクに従って各合金の曲げ性を評価し、その結果を**表2**に示す。合金の耐力を約120 MPaにした場合、0.6Mg-0.1Feの化学成分をベースにSi含有量の増加に伴ってヘム曲げ性が劣化した。このような現象は従来確認されていて、その原因は析出粒子の分布と粒界析出にあると報告されている⁴⁾。合金の耐力を上記と同じように120 MPaにした時、0.6Mg-1.0Siの化学成分をベースにFe含有量の増加につれてヘム曲げ性は低下した(表2)。FeはSiに比べてAl中の固溶度が非常に低いため⁷⁾、F2合金のように添加されたFeのほとんどは晶出物として組織中に分布している。晶出物は鑄造過程で生成し、サイズが析出物に比べて比較的大きい。3.2節で詳しく述べるが、これらの粒子は最終板の結晶粒界に集中することはほとんどなかった(**図5**)。このことからヘム曲げ性に及ぼす晶出物の影響を考える時、結晶粒内割れも重要な要素の一つであると推測される。また、同一合金で耐力が高いほど、曲げ性が劣った(表2)。これは佐賀らの結果³⁾とよく一致した。この現象を3.3節の後半で考察する。

表2 各合金の曲げ性評価(1劣~10良)
Evaluation results of bendability using score 1 (complete cracks) to 10 (no surface defects visible).

Alloys	S1	S2	S3	S4	F1	F2
	0.7Si	1.0Si	1.3Si	1.6Si	0.3Fe	0.5Fe
Proof stress						
120 MPa	7	5	4	1	4	2
135 MPa	5	3	1	-	3	1
150 MPa	3	1	-	-	1	-

3.2 組織観察

S1, S2, F2, S4合金の曲げ試験片の外観と断面組織を**図3**、**図4**に示す。低Si組成のS1合金のヘム曲げ性は結晶粒サイズが比較的大きいにもかかわらず、ほかの合金に比べて優れていることが明らかになった。また、Fe添加量の多いF2合金は粒子刺激核生成 (particle stimulated nucleation) 機構⁸⁾により最も微細な結晶粒組織になったが、板厚を貫通するほどの激しい曲げ割れとなった。この実験事実から、過去に報告されたような曲げ加工性と結晶粒微細化の関係⁴⁾が認められず、結晶粒サ

イズはヘム曲げ性を支配する重要な因子ではないことが示唆された。

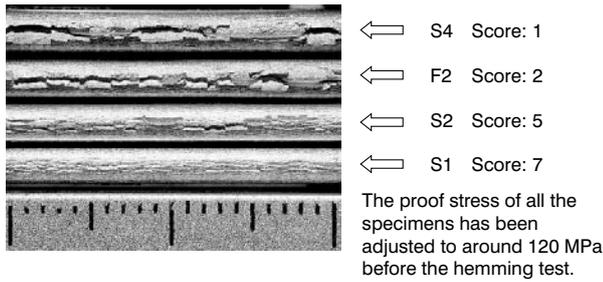


図3 ヘム曲げサンプルの外観
Appearance of hemming cracks.

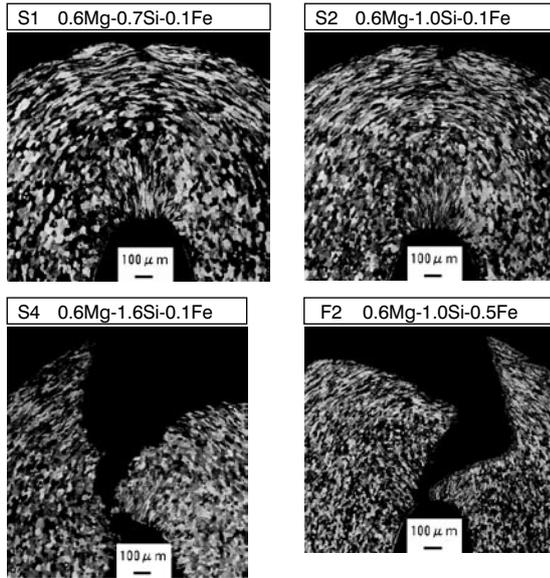


図4 曲げサンプル横断面のマイクロ組織
Grain structures of bent specimens in the transverse section.

粒界析出は、ヘム曲げ性との密接な関係がよく知られている^{1), 2)}。本実験では、すべての供試材において溶体化処理後、冷却速度の大きい温水焼入れをしたため、空冷に比べて粒界析出を抑制している。図5にS1, S2, S4, F2合金の粒界と粒内析出状況を透過型電子顕微鏡で観察した組織写真を示す。特徴として過剰Si量の多いS4合金は粒界上に細長い析出物が若干多く、Fe量の多いF2合金は細かい粒内析出物が多く見られた。総じて言えば、粒界析出に関しては合金間で大差が認められなかった。即ち、曲げ性の差異は粒界析出以外に支配要因があると考えられる。

0.6Mg-0.1Feの化学成分をベースにS1, S2, S3, S4の第2相粒子分布及び0.6Mg-1.0SiをベースにS2, F1, F2の第2相粒子分布を光学顕微鏡で観察した結果、SiとFe量の増加に伴って第2相粒子の数も増えていることが認められた。その中でSi量の多いS4合金は比較的粗大な粒子が多く観察されたのに対して、Fe量の多いF2合金は比較的細かい粒子が多く見受けられた。これらの分布を画像処理解析装置で数値化した結果を図6に示す。S1に比べてS4とF2は全体的に第2相粒子の数が多し。さらにS4は2 μm以上の粒子数密度が最も高いことから、表2に示されたS4合金のヘム曲げ性の最も劣る結果と照らし合わせてみると、マイクロ組織中に比較的大きい粒子の数が多いと、

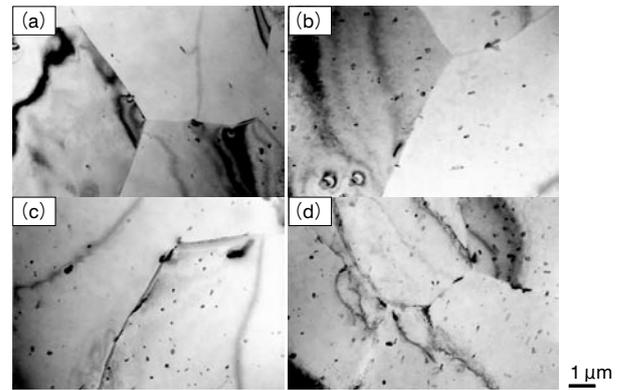


図5 T4テンパー材のTEM観察 (a) S1 alloy, (b) S2 alloy, (c) S4 alloy, (d) F2 alloy
TEM observations of precipitates in T4 temper. (a) S1 alloy, (b) S2 alloy, (c) S4 alloy, (d) F2 alloy.

曲げ性の劣化を招くことは明らかである。このように第2相粒子の分布形態はヘム曲げ性との相関が認められた。

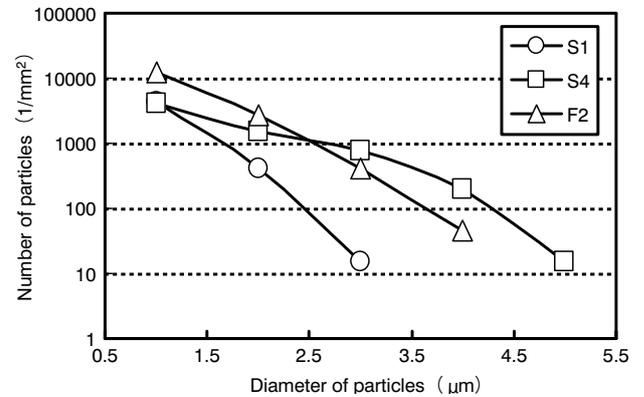


図6 第2相粒子の分布
Size distribution of second-phase particles.

図7に第2相粒子の成分をEPMAで分析した結果を示す。Fe含有量が多いとAlFeSi系の化合物が増え、Si含有量が多いと比較的粗大な単体Si粒子が多くなっていることが分かった。即ち、AlFeSi系の化合物であろうと、単体Si粒子であろうと、両者ともにヘム曲げ性の低下を招くことになる。しかし、両者には第2相粒子分布の違いがあった。Fe量の多いF2合金では2 μm以下の細かい粒子数が多いのに対して、Si量の多いS4合金では比較的粗大な2 μm以上の粒子数が多い。表2の曲げ性評価の結果から、ヘム曲げ性の低下には2 μm以上の粒子数密度の影響が最も大きい。即ち、粒子の化学組成よりもそのサイズ因子が曲げ性を支配する重要な要素であると考えられる。

図8にS1合金とS4合金の引張試験片の破面を示す。低Si組成のS1合金は高Si組成のS4合金より断面減少率が高く、局所的な延性が高いと考えられる。更に曲げ試験片の割れ破面観察(図9)では、S1合金は小さく深いディンプル形状を示しており、比較的延性の高い破面であることを確認した。一方、S4合金は浅い網状のディンプル構造が見られ、局部延性不足の特徴を呈している。これらの観察結果を表2の曲げ性結果と比較してみると、高い局部延性は曲げ性の向上に寄与すると考えられる。

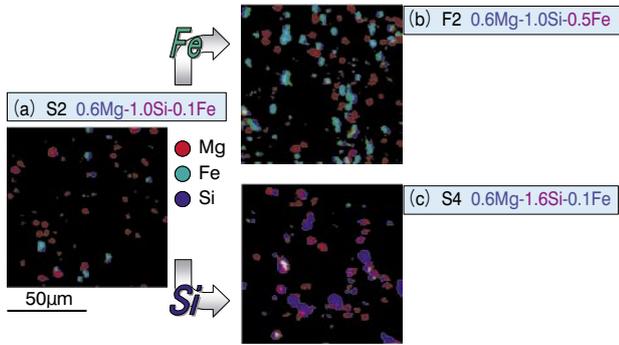


図7 EPMAによる元素のマッピングと分析
Elementary analysis mapping of second-phase particles by EPMA.

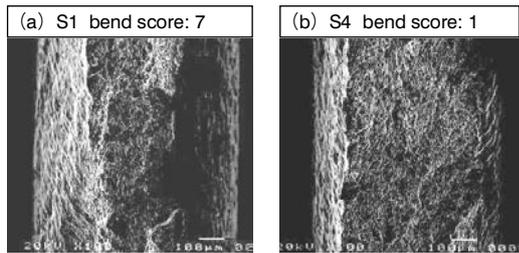


図8 SEMによる引張試験片の破面観察
SEM images of fracture surface in tensile specimens.

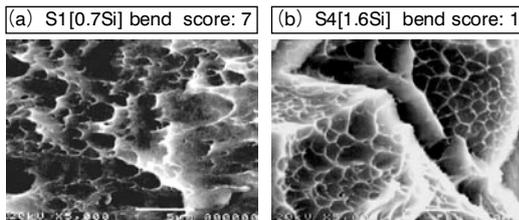


図9 SEMによる曲げ試験片の破面観察
SEM images of fracture surface in bent specimens.

3.3 曲げ割れの初期亀裂

一連の組織観察から、第2相粒子数と曲げ性との相関、及び局部延性と曲げ性との関係が明らかになってきたが、なぜこのような関係になったのか、これを解明するには曲げ割れの初期亀裂の発生形態を詳細に観察する必要がある。図10にS4合金の曲げサンプルを比較的低倍で表面から観察したSEM像を示す。結晶粒界を観察しやすいようにサンプルの表面を鏡面仕上げに研磨してから曲げ試験を行った。こうしてこの図から結晶粒界、第2相粒子、曲げによって生じたうねり、くびれ、亀裂といったような情報を同一視野で得た。この図の(I)と(II)領域を拡大した図11を見ると、曲げによって第2相粒子と母相マトリックスとの間に生じた剥離がいくつも認められた。更に、初期亀裂はこれら第2相粒子を連ねて粒界をまたがって伝播している形態が明かとなった。即ち、曲げ割れの初期段階において、まず塑性変形によってすべり帯(あるいは変形帯、せん断帯など)が発達して結晶粒ごとにくねりが生じる。そして、第2相粒子とマトリックス界面での剥離が進み、結果的に局部的に第2相粒子の集中する所でくびれが生じやすくなる。亀裂はこのようなマトリックス界面との剥離が進んでいる粒子の間を結んで粒界をまたがって伝播していくと考えられる。亀裂はいくつかの粒界を通るため、粒界析出などによって粒界の結合

力が弱くなり破壊が起こりやすい場合には、その伝播が助長される結果になるであろう。今回の場合は温水焼入れという急速な冷却によって粒界析出が著しく抑制され、顕著な粒界破壊は認められなかった。即ち、本実験での曲げ割れは第2相粒子を通じて粒内破壊が支配的とされるメカニズムで進行していると考えられる。

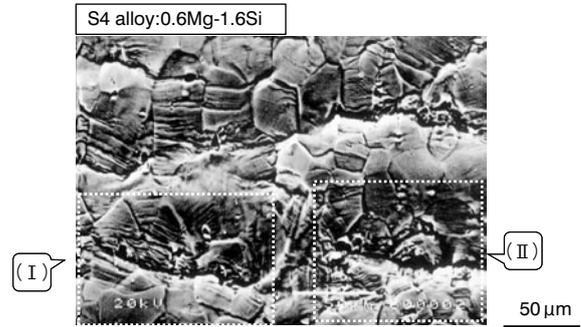


図10 SEMによるS4合金曲げ試験片の表面初期クラックの観察
SEM image of initial surface cracks on the bent specimen of S4 alloy. The bend test was conducted, with a bending radius of 0.5 mm and without prestrain, until small cracks were visible and the bending angle became 160°. The area (I) and (II) are observed at high magnification in Fig.11.

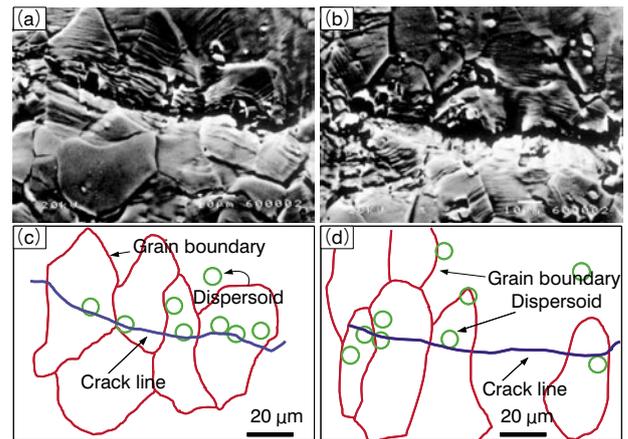


図11 初期の表面クラックのSEM像とその模式図
Initial surface cracks. (a) and (b) are the magnified SEM images of the areas (I) and (II) in Figure 10, respectively; (c) and (d) schematic illustration of (a) and (b).

板厚方向では、図12の曲げ部断面の光学顕微鏡写真に示されるように、初期の曲げ割れは表面から板厚内部までに発達したせん断帯に沿って発生している。約120 MPaの耐力を有する各試料にはほぼ同じ程度の表面微小クラックを発生させた時、S1, S2, F2材に比べてS4材の曲げ角度が緩いにもかかわらず、せん断帯の発達が最も顕著であることが認められた。表3に示されるように、S4合金は溶体化処理後の373 Kでの時効で耐力120 MPaになるまで要する時間が最も短く、その導電率も最も低いことから、溶質濃度が高いと推測される。そのせん断帯の発達傾向は溶質原子の関与が示唆される結果となった。板厚方向での亀裂伝播はせん断帯と第2相粒子の相互作用に依存するであろう。第2相粒子の密度が高いと、板厚方向での亀裂伝播を助長することになると考えられる。

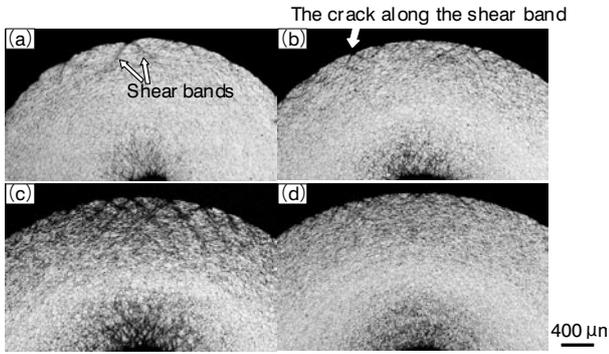


図12 曲げサンプル横断面のせん断帯観察
 (a) S1合金, (b) S2合金, (c) S4合金, (d) F2合金
 Shear bands for various bent specimens in the transverse section. The bending test was conducted, without prestrain, until small cracks were visible on the surface. (a) S1 specimen (bending angle: 180°, bending radius: 0.25mm), (b) S2 specimen (bending angle: 180°, bending radius: 0.5mm), (c) S4 specimen (bending angle 160°, bending radius: 0.5mm), (d) F2 specimen (bending angle: 160°, bending radius: 0.5mm).

表3 各合金の導電率とせん断帯観察時の曲げ条件
 Properties and bending conditions of the alloys used for observation of shear bands.

Alloys (Without prestrain)	S1	S2	S4	F2
	0.7Si	1.0Si	1.6Si	0.5Fe
Initial proof stress (MPa)	120	120	120	120
Conductivity (%IACS)	48.9	47.0	45.4	47.2
Bending angle (°)	180	180	160	160
Bending radius (mm)	0.25	0.50	0.50	0.50

また、同じ考え方で合金の耐力と曲げ性との関係を考察する。表2の結果から合金の耐力が高いと曲げ性が劣化する傾向にある。これは耐力が高くなればなるほど、同じ曲げ角度での変形において第2相粒子とマトリックスとの界面でマトリックスの延性が乏しくなることにより、両者の境界から亀裂、はく離の発生が促進されるためと考えられる。当然、粒内より粒界に析出物が多く集中している場合は、粒界からの亀裂と破壊も重要な経路になるであろう。

最後に、各合金の集合組織についても調査を行ったが、いずれの試料もランダムに近い集合組織となっていて特別な結晶方位の強い集積が見られなかった(詳細なデータは省略)。したがって、本研究において各合金の曲げ性の差異は集合組織によるものではないと考えられる。

4. おわりに

Al-Mg-Si系合金で固溶度の違うSiとFe元素の添加量を変化させて第2相粒子の分散状態並びに添加元素の固溶状態の相違が曲げ割れ形態に及ぼす影響を調査し、以下の知見を得た。

- (1) SiとFe含有量の増加に伴い、組織中に第2相粒子数が多くなり、へム曲げ性が劣化する。粒界析出物のほかに粒内に存在する粒子、特にサイズが2 μm以上の粒子はへム曲げ性の低下を招く。
- (2) 曲げによって、2 μm以上の粗大な第2相粒子とマトリックスとの界面に亀裂と剥離が多く見られた。このようなところは割れの起点になりやすい。

- (3) 曲げによって生じた表面の初期亀裂は第2相粒子の近傍に集中して結晶粒内を横切る形となっており、粒内割れが支配的なメカニズムである。
- (4) 板厚内部への亀裂伝播は溶質濃度と密接な関係にあるせん断帯の形成、第2相粒子のサイズ分布、及び第2相粒子とマトリックスとの界面の延性によって左右される。

参考文献

- 1) 佐賀誠, 佐々木行雄, 川崎薫, 菊池正夫, 朱岩, 松尾守: 軽金属第90回春期大会講演概要, (1996), 285.
- 2) M.Saga, M.Kikuchi, Y.Zhu, and M.Matsuo: ICAA-6, (1998), 425.
- 3) 佐賀誠, 菊池正夫, 朱岩, 松尾守: 軽金属第91回秋期大会講演概要, (1996), 223.
- 4) 高木康夫, 竹添修, 林登, 安永晋拓: 軽金属第91回秋期大会講演概要, (1996), 31.
- 5) 浅野峰生, 内田秀俊, 吉田英雄: 軽金属, **52**(2002), 448.
- 6) C.Lahaye, J.Bottema, and P. De Smet: Light Metal Age, **59**, Dec. (2001), 34.
- 7) L.F.Mondolfo: Aluminum Alloys-Structure and Properties, (1976), 283, 368, 534.
- 8) F.J.Humphreys and M.Hatherly: Recrystallization and Related Annealing Phenomena, (1996), 272.