

Al-Mg-Si 系合金の曲げ加工性に及ぼすミクロ組織の影響*

日比野 旭**・村松 俊樹***・佐賀 誠****・高田 健****

Journal of Japan Institute of Light Metals, Vol. 53, No. 11 (2003), pp. 534-541

Effects of microstructure on bendability of Al-Mg-Si alloys

Akira HIBINO**, Toshiki MURAMATSU***, Makoto SAGA**** and Ken TAKATA****

To reduce the weight of vehicle body structures, Al-Mg-Si alloys which benefit from artificial aging during paint bake cycle have been used in outer panels of automobiles. One of important requirements in these alloys is their ability to resist fracture in hemming. In this paper, the effect of Si and Fe contents on the bendability of Al-Mg-Si alloys has been investigated. The bendability is declined with increasing Si and Fe contents in these alloys. It is obvious that bendability is related to size distribution of second phase particles. Small cracks on the surface of a specimen seem to appear in the interface between second phase particles and matrix during bending test and many particles can be observed near an initial crack line across several grains on the surface. Intragranular crack formation and propagation play an important role in the mechanism of bend crack occurrence.

(Received April 28, 2003)

Keywords: Al-Mg-Si alloy, bending test, bendability, hemming performance, dispersoid, outer panel

1. 緒 言

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活動が展開されてきた。その一つとして地球温暖化をもたらすと言われている CO₂ ガスの排出量を規制する動きがある。こうした流れの中で自動車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。そして軽量なアルミニウムボディシート材がフード、フェンダー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 系合金はリューダース模様が出ないこととベークハード性を有することなどからアウターパネルに採用されるケースが多くなってきた。しかし、アウターパネルとインナーパネルを一体化させるために、アウターパネルにヘム曲げ加工を施す必要がある。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、その改善を強く望まれている。これまで、結晶粒界上に Mg₂Si と Si 相の析出物が数多く存在すると、曲げ特性が劣化する^{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剪断帯と第 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 相粒子の分散状態なら

び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

本実験に用いる供試材の化学成分を **Table 1** に示す。組織中の第 2 相粒子の分布を化学成分で大幅に変化させるために Mg 量を約 0.6% と一定に固定して、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。Table 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

Table 1 Chemical composition of alloys (mass%)

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

* 軽金属学会第 103 回秋期大会 (平成 14 年 11 月) にて一部発表。

** 古河スカイ株式会社 技術研究所 (〒366-8511 埼玉県深谷市上野台 1351)。TECHNICAL RESEARCH DIVISION, FURUKAWA-SKY ALUMINUM CORPORATION (1351 Uwanodai Fukaya-shi, Saitama 366-8511)。

*** 古河スカイ株式会社 技術研究所 (福井県坂井郡)。TECHNICAL RESEARCH DIVISION, FURUKAWA-SKY ALUMINUM CORPORATION (Sakai-gun, Fukui)。

**** 新日本製鐵株式会社 (千葉県富津市)。NIPPON STEEL CORPORATION (Futtsu-shi, Chiba)。

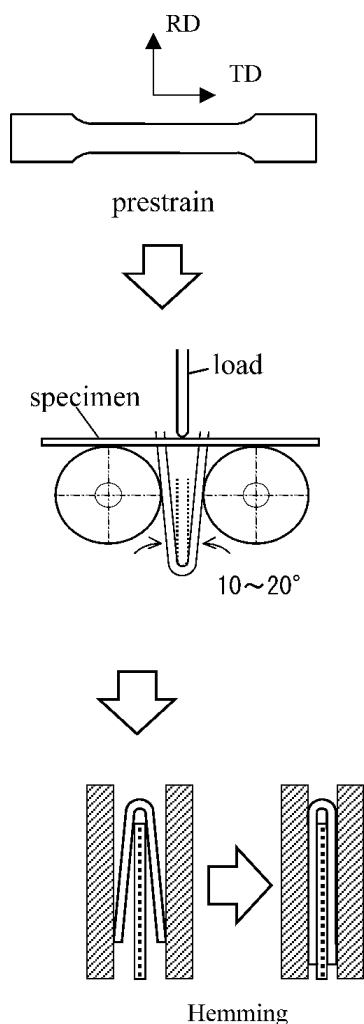


Fig. 1 Schematic flat hemming test.

処理, 面削, 熱間圧延, 冷間圧延, 823 K, 0 sec の中間焼なましを行い, 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 sec の溶体化処理を行い, 353 K の温水に焼入れした後, 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 3 水準に揃えた。それぞれの耐力は目標値に対しての変動範囲を ± 2 MPa 以内に抑えた。

ヘム曲げ試験は, 耐力それぞれ 120 MPa, 135 MPa, 150 MPa の引張試験片に 15% 予歪みを与えた後, Fig. 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 Fig. 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歪みなしで約 160° に曲げてから表面の微小クラックを詳細に観察した。さらに耐力 120 MPa の一部のサンプルを予歪みな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, 横断面の剪断帯を観察しやすくするために 453 K, 7200 sec で時効処理を行った。

合金の強度は JIS5 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。さらに第 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

Fig. 2 のランクにしたがって各合金の曲げ性を評価し, そ

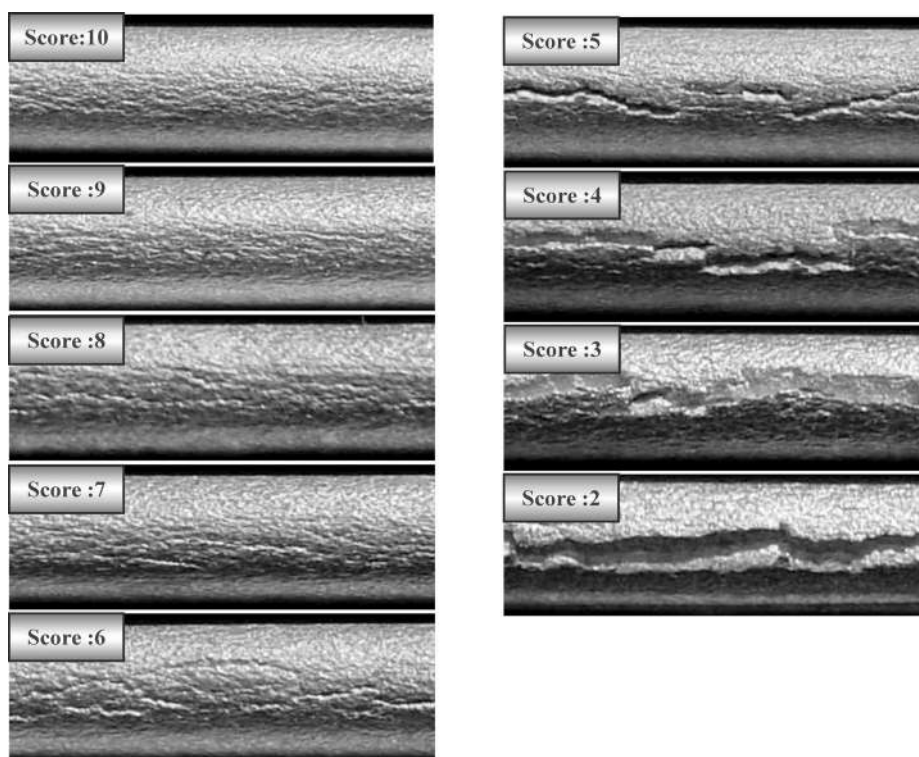


Fig. 2 Samples for evaluating hemming performance.

の結果を **Table 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へ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

Table 2 Evaluation of bendability from score 1 (complete cracks) to 10 (no surface defects visible)

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

告されている⁴⁾。しかし, 合金の耐力を上記と同じように約 120 MPa にしたとき, 0.6Mg-1.0Si の化学成分をベースにへム曲げ性は Fe 含有量の増加につれて低下した (Table 2)。Fe は Si に比べてアルミニウム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 (Fig. 5)。このことからへム曲げ性に及ぼす晶出物の影響を考えると, 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 (Table 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。

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

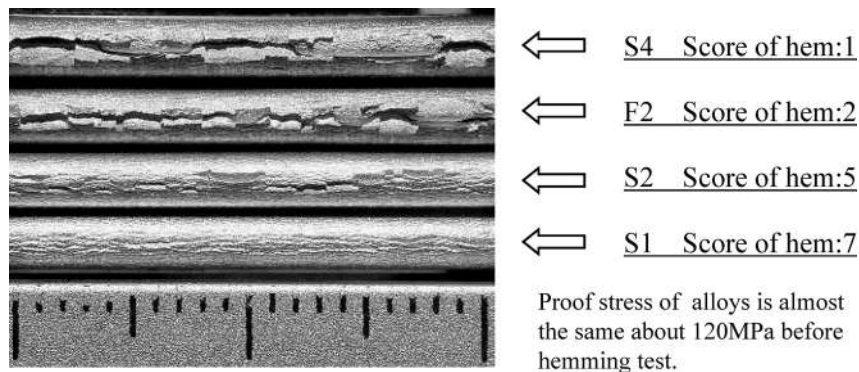


Fig. 3 Appearances of hemming cracks.

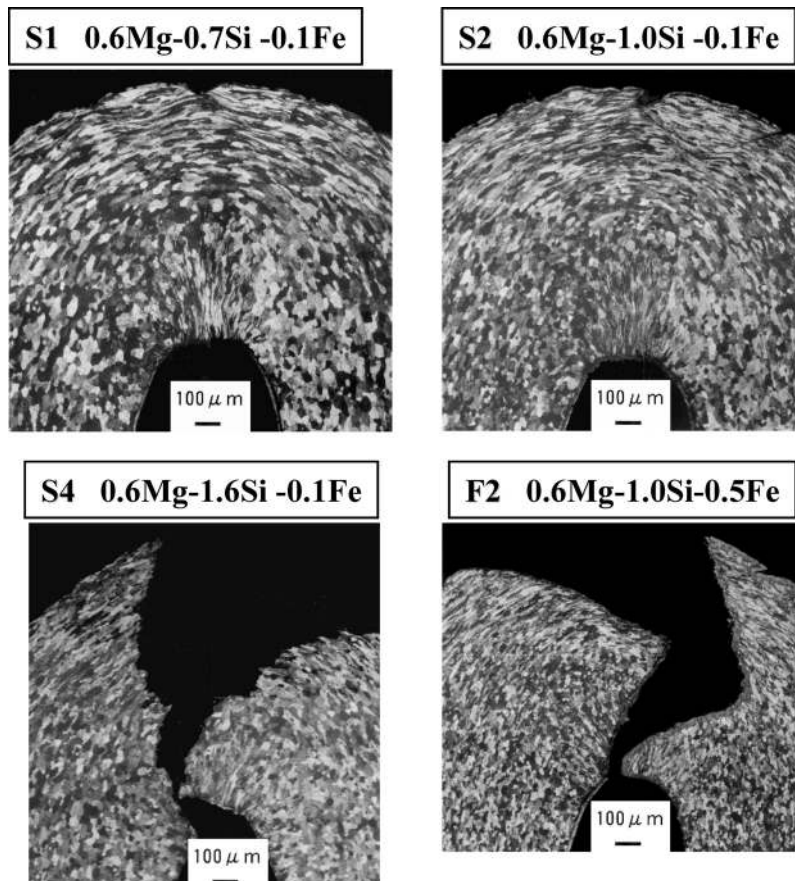


Fig. 4 Grain structures of bend specimens in transverse section.

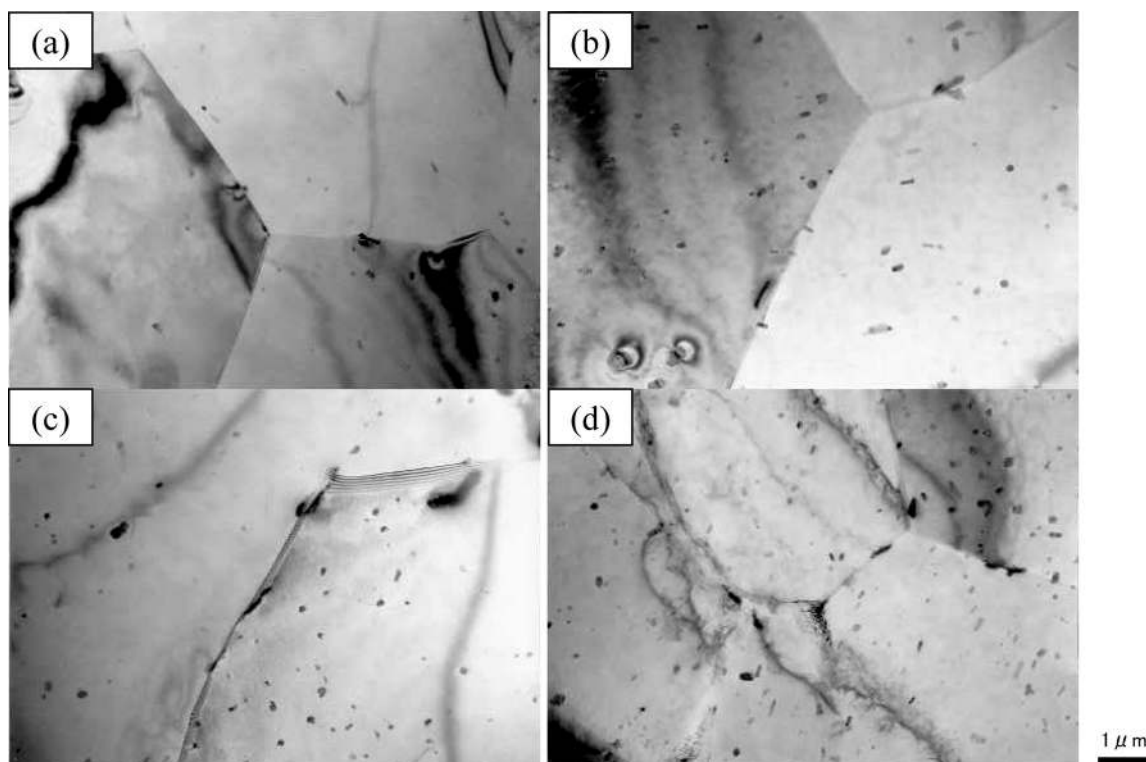


Fig. 5 TEM observation of precipitates in T4 temper. (a) S1 alloy, (b) S2 alloy, (c) S4 alloy, (d) F2 alloy.

Fig. 3, Fig. 4 に示す。低 Si 組成の S1 合金のへ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。その中で Fe 添加量の多い F2 合金は粒子刺激核生成 (Particle Stimulated Nucleation) 機構⁹⁾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、結晶粒サイズはへ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。

粒界析出はへム曲げ性と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強く抑制する形となっている。Fig. 5 に S1, S2, F2, S4 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。すなわち、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 相粒子分布および 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 合金は比較的大きな粒子が多く観察されたのに対して、Fe 量の多い F2 合金は比較的小さい粒子が多く見受けられた。これらの分布を画像処理装置で数値化した結果を Fig. 6 に示す。S1 に比べて S4 と F2 は全体的に第 2 相粒子の数が多い。さらに S4 は 2 μm 以上の粒子数密度が最も高いことから、Table 2 に示された S4 合金のへ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

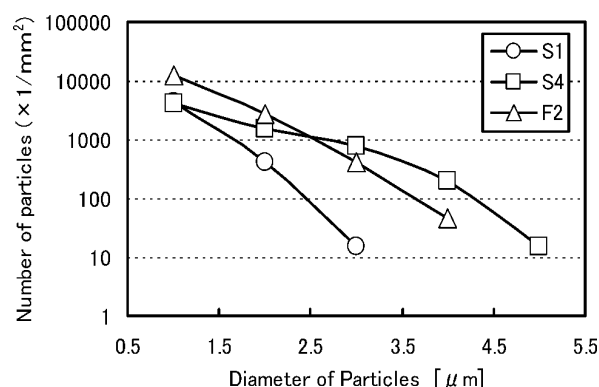


Fig. 6 Distribution of second phase particles.

中に比較的大きい粒子の数が多いと、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へム曲げ性と相関が認められた。

Fig. 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、比較的大きな単体 Si 粒子が多くなっていることがわかった。すなわち、AlFeSi 系の化合物であろうと、単体 Si 粒子であろうと、両者ともにへム曲げ性の低下を招くことになる。しかし、両者は第 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 合金では比較的大きな 2 μm 以上の粒子数が多い。Table 2 の曲げ性評価の結果から、へ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。すなわち、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。

Fig. 8 には 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

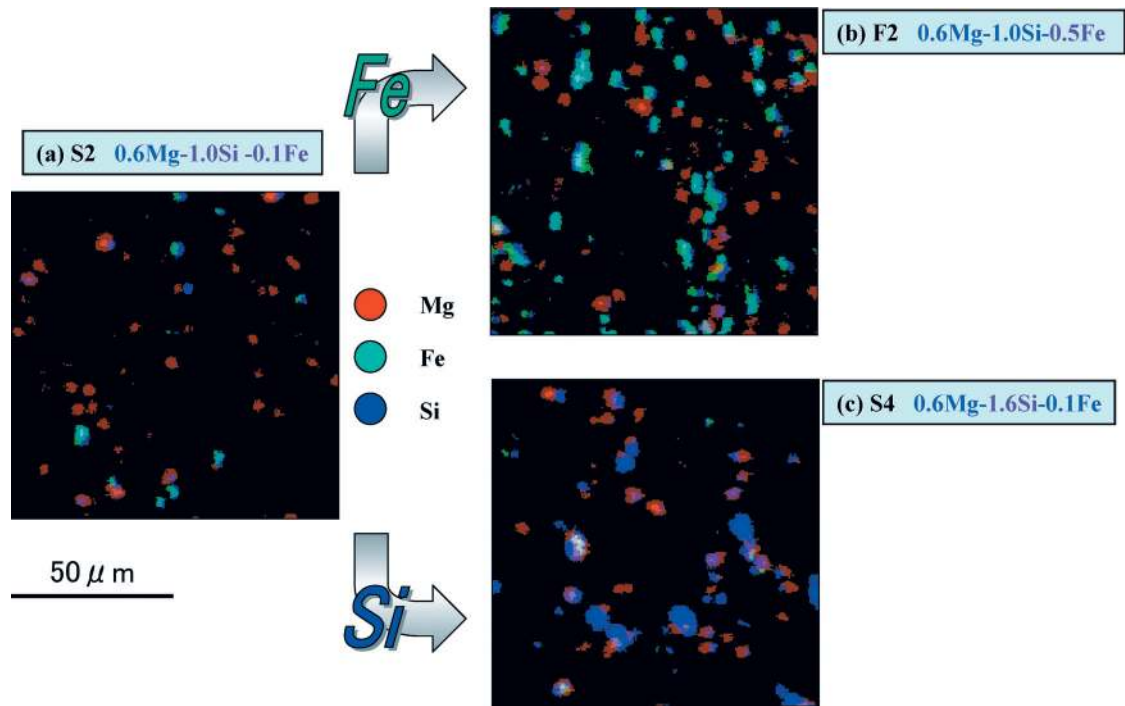


Fig. 7 Elementary analysis mapping of second phase particles by EPMA. (a) S2 alloy, (b) F2 alloy, (c) S4 alloy.

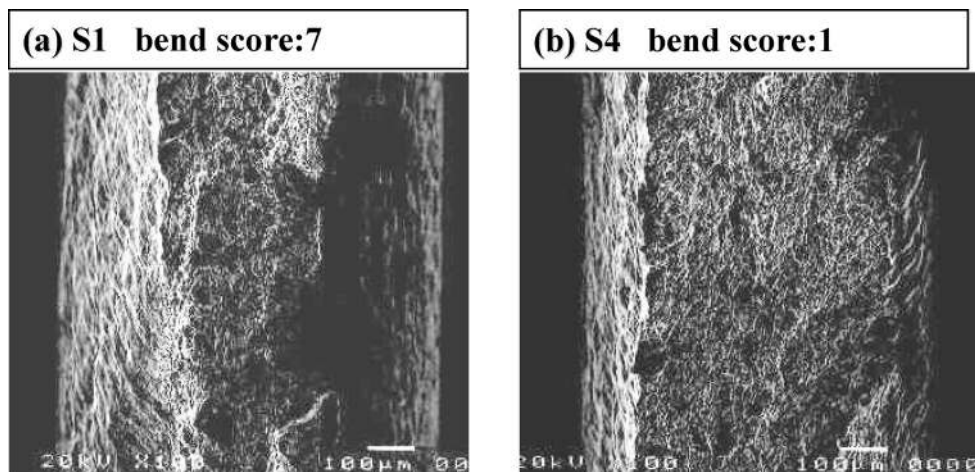


Fig. 8 SEM images for fracture surface in tensile specimens. (a) S1 alloy, bend score: 7, (b) S4 alloy, bend score: 1.

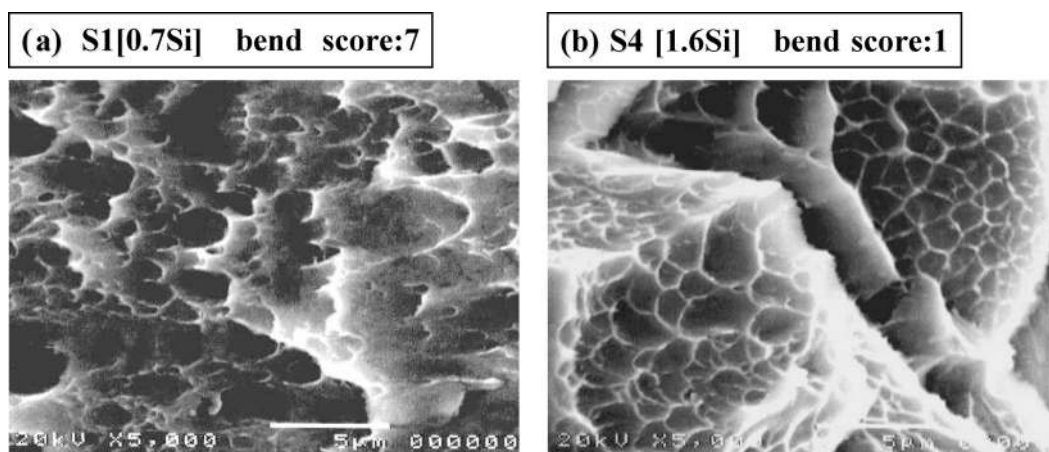


Fig. 9 SEM images for fracture surface in bend specimens. (a) S1 alloy, bend score: 7, (b) S4 alloy, bend score: 1.

高く、局所的な延性が高いと考えられる。さらに曲げ試験片の割れ破面観察 (Fig. 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。これらの観察結果と Table 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。

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、それ

と、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。Fig. 10 には 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。さらにこの図の (I) と (II) 領域を拡大して Fig. 11 を

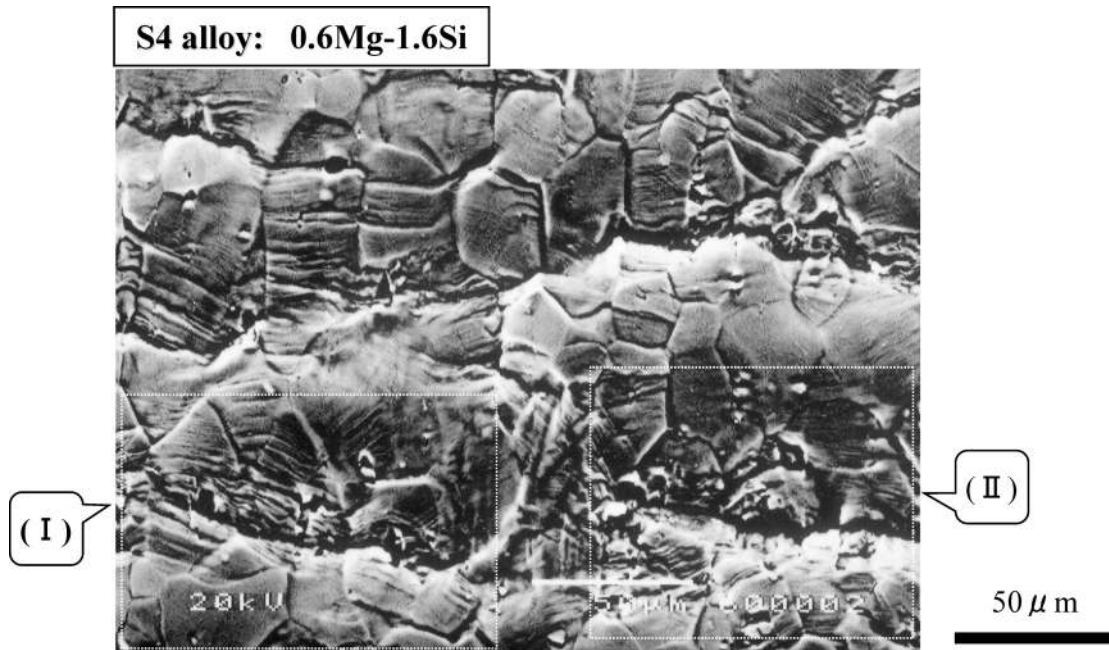


Fig. 10 SEM image for initial surface cracks on the bend specimen of S4 alloy. The bend test was operated until small cracks were visible and bend angle became 160° with 0.5 mm bend radius and without prestrain. The area (I) and (II) are observed at high magnification in Fig. 11.

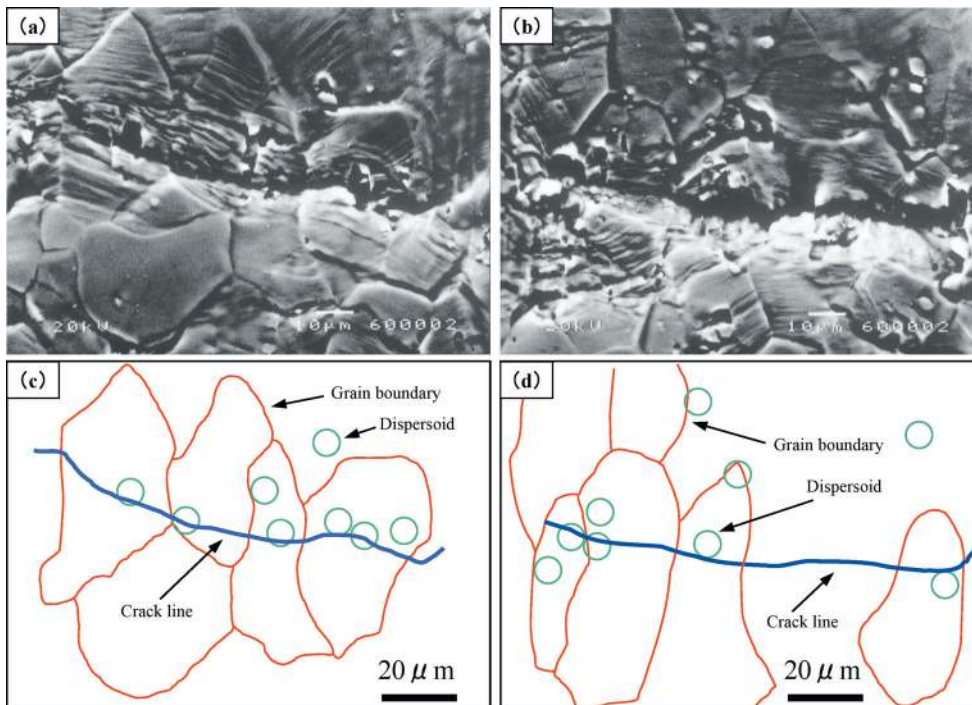


Fig. 11 Initial surface cracks. (a) and (b) SEM images of the high magnification for the area (I) and (II) in Fig. 10, (c) and (d) schematic illustration of (a) and (b).

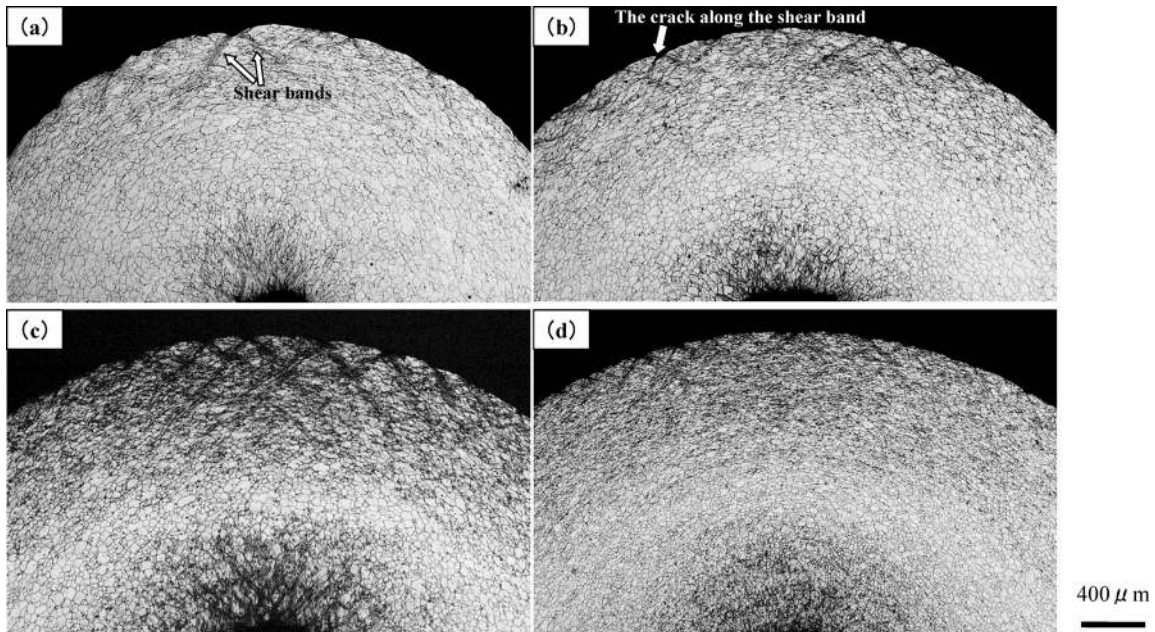


Fig. 12 Shear bands of various bend specimens in transverse section. The bend test was operated until small cracks were visible on the surface without prestrain. (a) S1 bend specimen with bend angle 180° and 0.25 mm bend radius, (b) S2 bend specimen with bend angle 180° and 0.5 mm bend radius, (c) S4 bend specimen with bend angle 160° and 0.5 mm bend radius, (d) F2 bend specimen with bend angle 160° and 0.5 mm bend radius.

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。さらに初期亀裂はこれら第2相粒子を連ねて粒界を跨って伝播している形態が明らかとなった。すなわち、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、剪断帯など）が発達して結晶粒ごとくにうねりが生じる。そして第2相粒子とマトリックス界面での剥離が進み、結果的に局所的に第2相粒子の集中するところ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跨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速度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。すなわち、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。

板厚方向では、Fig. 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剪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とき、S1, S2, F2合金に比べてS4材の曲げ角度がゆるいにもかかわらず、剪断帯の発達が最も顕著であることが認められた。Table 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。その剪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剪断帯と第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。

Table 3 Bend test conditions of various alloys for observation of shear bands

Without prestrain	S1	S2	S4	F2
	0.7 Si	1.0 Si	1.6 Si	0.5 Fe
Initial proof stress (MPa)	120	120	120	120
Conductivity (%IACS)	48.9	47.0	45.4	47.2
Bend angle ($^\circ$)	180	180	155	160
Bend 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。Table 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、剥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には、粒界からの亀裂と破壊も重要な経路になるであろう。

4. 結 言

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相粒子の分散状態なら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 $2\mu\text{m}$ 以上の粒子はへム曲げ性の低下を招く。

(2) 曲げによって $2\mu\text{m}$ 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だと考えられる。

(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剪断帯の形成、第2相粒子のサイズ分布および第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. Kikuti, 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, P. De Smet: Light Metal Age, December (2001), 34.
- 7) L. F. Mondolfo: Aluminum Alloys: Structure and Properties, (1976), 283, 368, 534.
- 8) F. J. Humphreys, M. Hatherly: Recrystallization and Related Annealing Phenomena, (1996), 272.