

(論文)

自動車パネル用6000系アルミニウム合金の加工硬化特性に及ぼす組織因子の影響

越能悠貴*¹ (博士(工学))

Effects of Microstructures on Work Hardenability of 6000-series Aluminum Alloys for Automotive Body Panels

Dr. Yuki KOSHINO

要旨

加工硬化特性に及ぼす組織因子の影響を明らかにするため、合金成分および熱処理条件と機械的特性の関係ならびに引張変形中の転位組織に着目した種々の調査を行った。アルミニウム母相中に固溶するMgおよびSiが加工硬化特性に大きく影響を及ぼすことを明らかにし、自動車ボデーパネル用6000系アルミニウム合金のプレス成形性を向上するためには、合金成分のMg/Si比を低くすることが一つの有効手段と推定した。

Abstract

To clarify the effect of microstructures on work hardenability, the relationship between alloy compositions, heat treatment and the mechanical properties were investigated. Dislocation structures during tensile deformation were also evaluated. It has been revealed that solute Mg and Si have a great effect on the work hardenability, leading to the conclusion that lowering the Mg/Si ratio of the alloy compositions is an effective means of improving the press formability of 6000 series aluminum alloys for automotive body panels.

検索用キーワード

自動車ボデーパネル, アルミニウム合金, 6000系, Al-Mg-Si系, プレス成形性, 加工硬化特性, 均一伸び, 転位, TEM

まえがき = 自動車の車体は、CO₂排出量低減、航続距離増加を目的とした軽量化が課題であり、軽量素材であるアルミニウム合金の適用が進んでいる。Al-Mg-Si合金は焼付け塗装硬化性があり耐食性に優れることから、自動車用のボデーパネル材として実用化されている。いっぽう、鋼板と比べて劣るプレス成形性を向上することが課題であり、引張特性の均一伸びに代表されるような加工硬化特性を向上するため材料設計指針の明確化が重要と考えられる。

Al-Mg-Si合金の主成分すなわちマグネシウム (Mg) およびけい素 (Si) が加工硬化特性に及ぼす影響は、これまで数多く調査されている。たとえば内田ら¹⁾やHirthら²⁾は、Mg濃度を約0.4~0.5 mass%と一定として、Si濃度を1.5 mass%以下の範囲で変化させることにより、Si濃度の増加に伴い伸びや加工硬化指数 (n 値) が増加することを明らかにしている。いっぽうで、特性変化の要因となる組織因子は十分に明らかになっていない。とくに、Al-Mg-Si合金では溶体化処理直後からクラスタが形成するため³⁾、実用上のプレス加工を想定したT4調質においても、クラスタのような析出組織、また母相中に固溶するMgおよびSi原子が転位と複雑に相互作用し、加工硬化特性に影響を及ぼすと考えられる^{4)~6)}。しかしながら、自動車ボデーパネルに用いられるAl-Mg-Si合金のような希薄濃度 (1.5 mass%以下) での固溶Mgお

よびSi量が特性に及ぼす影響とそのメカニズムを系統的に調査した例は無い。そこで本研究では、アルミニウム母相中に固溶するMgおよびSiに着目し、引張変形途中の転位組織に及ぼす影響の観点から加工硬化特性と合金成分の関係を考察した。ここで、本研究では均一伸びを加工硬化特性の指標として、合金間での比較を行った。

1. 供試材および実験方法

本稿本研究に使用したアルミニウム合金の成分を表1に示す。なお、いずれの合金も不可避的不純物として約

表1 供試材の化学組成
Table 1 Chemical composition of the investigated alloys

Chapter	Alloy series	Alloy	Concentration (mass%)			
			Al	Mg	Si	Cu
2	Al-Mg	3M	Bal.	0.32	0.00	-
		6M	Bal.	0.63	0.00	-
		10M	Bal.	1.10	0.00	-
		16M	Bal.	1.50	0.00	-
	Al-Si	3S	Bal.	0.00	0.28	-
		6S	Bal.	0.00	0.60	-
		10S	Bal.	0.00	1.03	-
		16S	Bal.	0.00	1.63	-
3	Al-Mg-Si	6016	Bal.	0.40	0.99	0.18
		6014	Bal.	0.63	0.61	0.12

*1 技術開発本部 材料研究所

0.15 mass%の鉄 (Fe) を含有する。第2章ではアルミニウム母相中に固溶するMgおよびSiの影響を調査するため、Al-Mg合金およびAl-Si合金を用いた。また、第3章では、自動車ボデーパネル材として実用されるAl-Mg-Si合金の成分と加工硬化特性の関係を検証するため、6016合金ならびに6014合金を用いた。いずれの合金も、溶解鋳造、均質化処理、熱間圧延、冷間圧延の工程を経て作製されており、最終板厚は1.0 mmである。Al-Mg合金では723 Kで1.8 ks、Al-Si合金では823 Kで0.3 ks、6016および6014合金は823 Kで1.8 ksの条件で溶体化処理を行ったのち、室温の水中に焼入れた。Al-Mg-Si合金では、自動車ボデーパネル材としての実用を想定した状態における比較を行うため、溶体化処理後に恒温水槽を用いて363 Kで18 ksの時効処理を施した。

引張試験は、圧延平行方向が長手となるようJIS13B号試験片に加工したサンプルを溶体化処理 (Al-Mg-Si合金はさらに時効処理) 後、室温にて初期ひずみ速度 1.67×10^{-3} sおよびサンプリングレート0.1 sで実施した。公称応力が最大となるひずみを均一伸びとした。また、引張変形中のひずみ増加に伴うn値の変化は、真応力-真ひずみ曲線を4次式で近似してセレーションの影響を排除した後に、2点法により各ひずみ量に対するn値を算出することで求めた⁷⁾。固溶Mg、Si量の分析は、熱フェノールによる残渣抽出 (フィルターメッシュサイズ: 0.1 μ m) およびICP発光分析法により求めた。均一変形過程での転位組織観察として、引張変形途中止めの

サンプルを対象に、透過型電子顕微鏡 (TEM) 観察を行った。TEM観察は日本電子(株)製収差補正透過電子顕微鏡JEM-ARM200Fを用い、加速電圧200kVにて観察を行った。電子線回折像から{111}面を定義するために、入射方位 $\langle 110 \rangle$ から観察を行った。

2. アルミニウムに固溶するMgおよびSiが加工硬化特性に及ぼす影響

Al-Mg合金およびAl-Si合金の応力ひずみ曲線を図1に、引張特性を表2に示す。また、固溶量と耐力ならびに均一伸びの関係を図2に図示する。固溶量の増加に伴う特性の変化として、均一伸びはAl-Mg合金では低下するのに対し、Al-Si合金では増加するという逆の傾向を示した。真応力-真ひずみ曲線から算出したひずみ

表2 Al-Mg合金およびAl-Si合金の引張特性
Table 2 Tensile properties of the Al-Mg and Al-Si alloys

Series	Alloy	Yield stress (MPa)	Tensile strength (MPa)	Uniform elongation (%)
Al-Mg	3M	33	95	23.4
	6M	36	105	21.3
	10M	42	124	19.7
	16M	51	144	19.9
Al-Si	3S	29	83	25.1
	6S	30	93	27.4
	10S	36	112	29.0
	16S	40	132	31.1

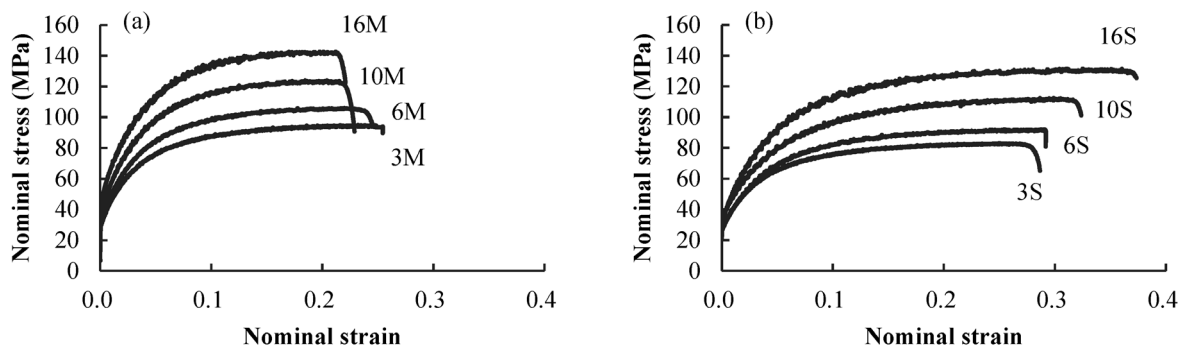


図1 (a) Al-Mg合金および (b) Al-Si合金の応力-ひずみ曲線
Fig.1 Stress-strain curves of the (a) Al-Mg and (b) Al-Si alloys

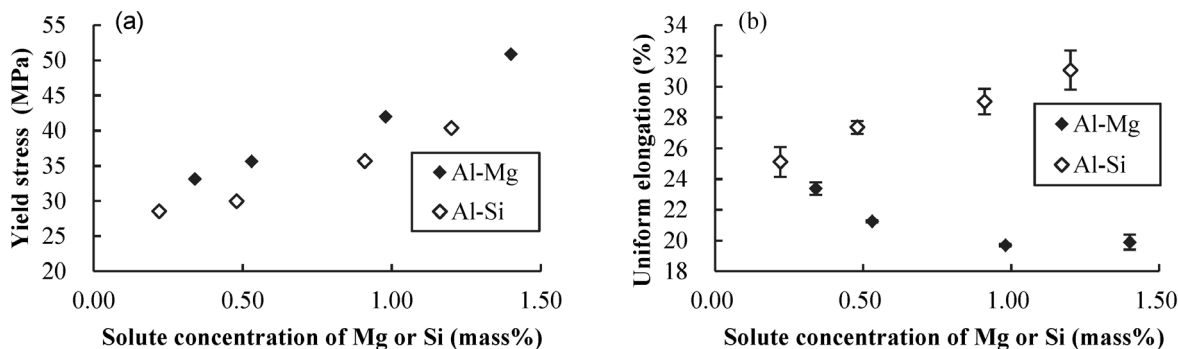


図2 Al-Mg合金およびAl-Si合金の固溶溶質濃度と (a) 耐力および (b) 均一伸びの関係
Fig.2 Relationship between solute concentration and (a) yield stress and (b) uniform elongation of the Al-Mg and Al-Si alloys

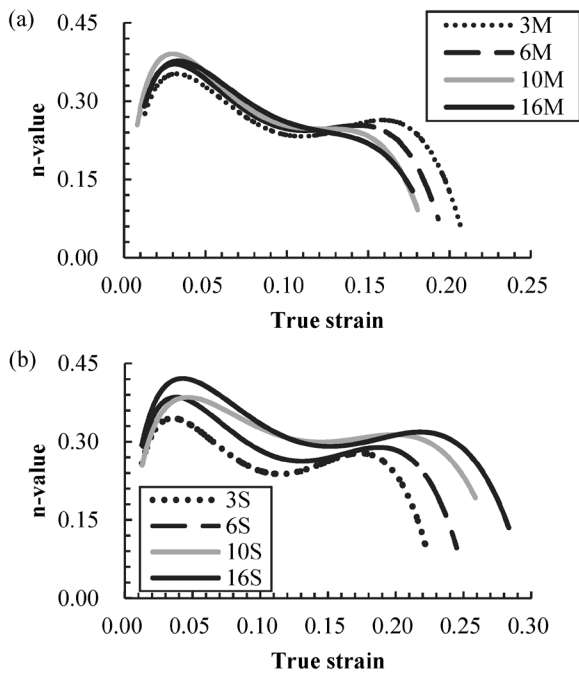


図3 引張変形中のn値の変化

Fig.3 n-value variation during tensile deformation in the (a) Al-Mg and (b) Al-Si alloys

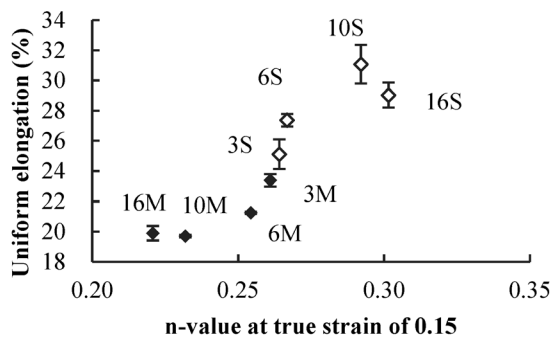


図4 均一伸びと真ひずみ0.15時のn値

Fig.4 Uniform elongation and n-value of the alloys at true strain of 0.15

量とn値変化の関係を図3に示す。いずれの合金も、真ひずみ0.05程度でn値が最大値を示し、その後減少する挙動を示した。そこで、各合金の均一伸びと変形後期(真ひずみ0.15)でのn値を比較すると、図4のようになり、真ひずみ0.15でのn値が高いほど均一伸びが大きい傾向であった。

各合金に真ひずみ0.15の引張変形を付与した試料の代表的なTEM明視野像を図5および図6に示す。各図の右下部に記載された白線が{111}面を示す。引張変形による転位の分散状態の変化に着目すると、Mg濃度0.6 mass%以上のAl-Mg合金(図5)では、転位線の存在しない領域と図中矢印で示す転位の集積した領域に分離する様子が観察された。Al-Mg合金では局所的な転位の集積を示すバンド状の構造が観察されたのに対し、図6のAl-Si合金では、Si濃度によらず全面的に均一な転位の分布が観察された。

3. Al-Mg-Si系合金の成分と加工硬化特性の関係

6016合金および6014合金の応力-ひずみ線図を図7および表3に示す。耐力は同等ながら、均一伸びは6016合金の方が約4%高かった。また、真応力-真ひずみ曲線から算出したひずみ量とn値の関係を図8に示す。両合金とも、n値は引張変形開始から真ひずみ約0.05まで増加し、最大値を示した後に減少する傾向を示した。引張変形初期のn値は同程度ながらも、最大値は6014合金の0.33に対して6016合金は0.34とやや高かった。また、均一変形後期(真ひずみ0.18)におけるn値は、6014合金が0.25に対して6016合金が0.27であった。すなわち、6014合金よりも6016合金の方がn値が最大値を示した後の減少が緩やかであった。

図9および図10に、6016合金と6014合金に真ひずみ0.02, 0.05, 0.10および0.18の引張変形を付与した試料の

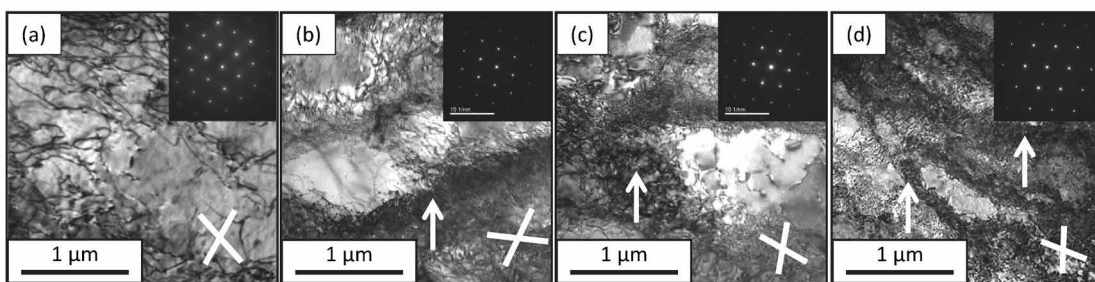


図5 真ひずみ0.15の引張変形を付与した (a) 3M, (b) 6M, (c) 10Mおよび (d) 16M合金のTEM明視野像
Fig.5 TEM bright field images of the (a) 3M, (b) 6M, (c) 10M and (d) 16M alloys at the true strain of 0.15

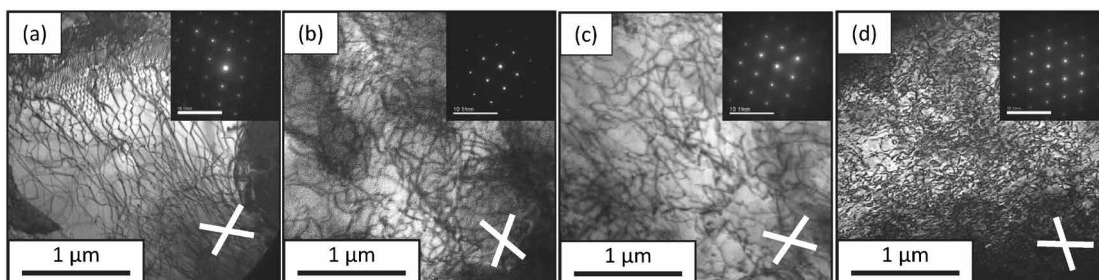


図6 真ひずみ0.15の引張変形を付与した (a) 3S, (b) 6S, (c) 10Sおよび (d) 16S合金のTEM明視野像
Fig.6 TEM bright field images of the (a) 3S, (b) 6S, (c) 10S and (d) 16S alloys at the true strain of 0.15

TEM明視野像を示す。電子線の入射方位は $\langle 110 \rangle$ で、各TEM像の右下に記した白線は、電子回折像から同定した $\{111\}$ 面を示す。6016合金は真ひずみ0.02~0.05の引張変形時には $\{111\}$ 面に沿った直線状の転位線が多く観察され、真ひずみ0.10以上では、図中に矢印で示す $\{111\}$ 面に沿った転位組織が観察された。いっぽう、6014合金は真ひずみ0.02の引張変形時点から交差すべり

表3 6016合金および6014合金の引張特性
Table 3 Tensile property of 6016 and 6014 aluminum alloys

Alloy	Yield stress (MPa)	Tensile strength (MPa)	Uniform elongation (%)
6016	98	220	24.9
6014	97	211	20.5

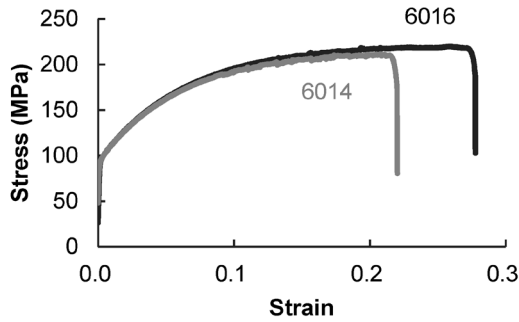


図7 6016および6014合金の応力ひずみ曲線
Fig.7 Stress-strain curves of 6016 and 6014 aluminum alloys

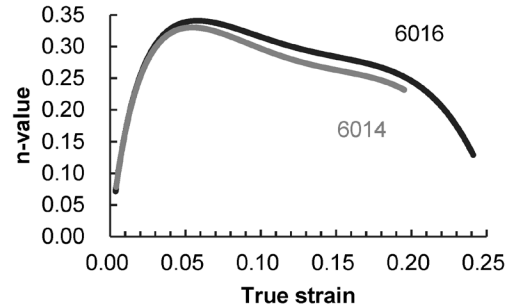


図8 6016および6014合金における引張変形中のn値の変化
Fig.8 n-value variation during the tensile deformation in 6016 and 6014 aluminum alloys

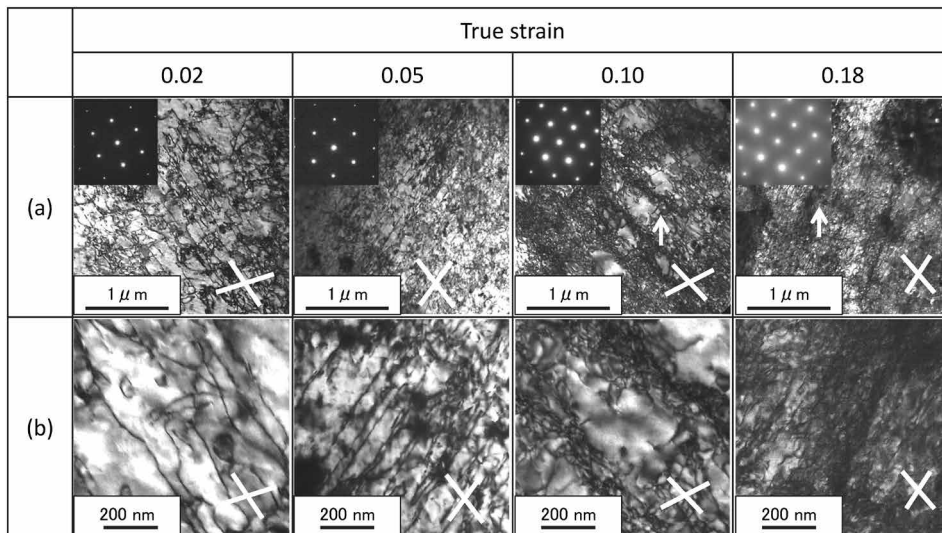


図9 真ひずみ0.02, 0.05, 0.10および0.18の引張変形を付与した6016合金におけるTEM明視野像 ((a) 低倍, (b) 高倍)
Fig.9 TEM bright field images of the 6016 aluminum alloys at the true strain of 0.02, 0.05, 0.10 and 0.15 (a) Low and (b) high magnification)

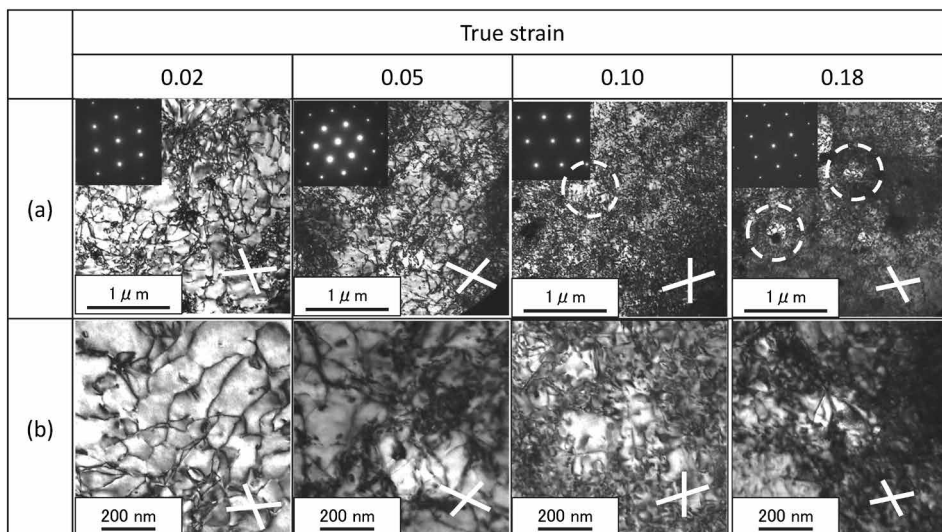


図10 真ひずみ0.02, 0.05, 0.10および0.18の引張変形を付与した6014合金におけるTEM明視野像 ((a) 低倍, (b) 高倍)
Fig.10 TEM bright field images of the 6014 aluminum alloys at the true strain of 0.02, 0.05, 0.10 and 0.15 (a) Low and (b) high magnification)

と考えられる転位線の湾曲が観察され、交差すべりに起因する転位同士の絡み合いが高頻度で観察された。また、真ひずみ0.10以上では、図中点線で囲われた転位セル構造が観察された。

4. 考察

4.1 加工硬化特性と転位組織の関係

本研究では、加工硬化特性（均一伸び）におよぼす組織因子の影響を考察するため、種々の合金を用いて、均一伸びと加工硬化挙動（ n 値変化）の関係ならびに引張変形時の転位組織との対応を調査した。図4に示すように、Al-Mg合金とAl-Si合金の均一伸びは、変形後期（真ひずみ0.15）の n 値とある程度相関することが分かった。また、6016合金と6014合金の比較においても、引張変形中の n 値の変化に着目すると、均一伸びが高い6016合金の方が真ひずみ約0.05での n 値が高く、真ひずみ0.18にかけての減少量が小さかった（図8）。これらの結果から、引張変形の高ひずみ域にかけて高い n 値を維持することが、高い均一伸びを示す要件であると考えられる。

また、図5および図6に示す真ひずみ0.15での転位組織から、Al-Mg合金では固溶量の増加に伴い転位の局所的な集積が顕著になった。いっぽう、Al-Si合金では固溶量を増加しても均一な転位の分布が確認された。また、図9および図10に示すTEM観察結果から、6016合金は6014合金と比べ引張変形初期に転位の交差すべりが起こりにくく、均一変形の終了近傍（真ひずみ0.18）まで均一に転位が増殖する傾向が確認された。したがって、本研究で調査したAl-Mg合金、Al-Si合金およびAl-Mg-Si合金ともに、引張変形中の均一な転位の増殖が変形後期の高い n 値の維持に対応し、結果的に優れた加工硬化特性（均一伸び）につながったものと推察する。

4.2 固溶元素が引張変形時の転位組織に及ぼす影響

4.1節で示した引張変形時の転位組織に影響をおよぼす因子の一つには、積層欠陥エネルギー（SFE）が考えられる。一般に、SFEが低下することで拡張転位の幅が増大し、部分転位から完全転位への収縮が困難となるため、らせん転位の交差すべりが起こり難くなる⁸⁾。すなわち、転位の動的回復が遅延され、加工硬化が変形後期まで維持されると考えられる。アルミニウム中にMgおよびSiが固溶すると、純アルミニウムと比べてSFEが低下することが知られている。また、アルミニウム中への同量の固溶では、MgよりもSiの方がSFEの低下量が若干大きいことが明らかにされている^{9), 10)}。たとえば、Muzykら⁹⁾によれば、純アルミニウムのSFEが146 mJ/m²であるのに対し、Al-2.08%Mgでは145 mJ/m²、Al-2.08%Siでは139 mJ/m²である。この結果から、Al-Si合金において固溶Si量の増加による均一伸び増加は、SFE低下に伴う高ひずみ域での高い加工硬化の維持によるものと推察される。

向井ら¹¹⁾は本研究と同様に、Al-Mg合金を対象として、溶質濃度0%から2%の増加に伴って均一伸びが約25%から20%に減少することを明らかにし、その一因とし

て、溶質原子と転位の相互作用に起因した変形の不均一化を挙げている。本研究では巨視的な変形組織の調査ができていないものの、溶質元素の固溶による均一伸びの低下は、溶質原子と転位の相互作用による変形の不均一化が一因と推察される。この観点でMgとSiの影響度の違いを示す直接的な証拠はないが、Al-Mg合金において固溶Mg量の増加に伴い局所的な転位の集積（図5）が顕在化した傾向は、アルミニウム中に固溶するMgが変形の不均一化を促進したことを示唆している可能性がある。

4.3 合金成分と加工硬化特性の関係

ここまでの実験結果および考察をふまえて、合金成分と加工硬化特性の関係を整理する。Al-Mg合金は固溶量が0.3~1.4 mass%、Al-Si合金は0.2~1.2 mass%の範囲において、固溶量の増加に伴う均一伸びの変化は、Al-Mg合金で減少したのに対し、Al-Si合金では増加した。従来知見¹³⁾よりAl-Mg合金は、溶質濃度3%以上の高濃度化で均一伸びが増加することが知られている。そのため、アルミニウム中に溶質元素が固溶することで、均一伸びを増加する機構と減少する機構が同時に作用すると推察される。このうち、SFE低下による転位の動的回復の抑制が均一伸びの増加に、また、溶質原子と転位の相互作用による変形の不均一化（転位の局所的な集積）が均一伸びの減少を引き起こす一因と推察される。これら機構のバランスにより、結果的に本研究で調査した濃度範囲では固溶Siが均一伸び増加、固溶Mgが均一伸び減少と異なる傾向を示したものと推察される。

本研究で調査した6016合金および6014合金ともに、溶体化処理後に363 Kで18 ksの時効処理を施しているため、クラスタが存在すると推定される³⁾。いっぽうで、Al-0.6%Mg-1.0%Si合金を溶体化処理後に363 Kで18 ksの時効処理を施した際の3次元アトムプローブによる解析結果¹²⁾からは、添加溶質元素量のうち、クラスタの形成に消費される割合はSiが14%、Mgが21%と報告されている。したがって、本研究で比較した6016合金と6014合金も、添加したMgおよびSiのうち80%程度が固溶状態にあると推測される。合金組成のMg/Si比は6014合金の1.03に対して6016合金は0.40と低い。そのため6016合金はMg固溶量が少ないことによる局所的な転位集積の抑制ならびにSi固溶量が多いことによる転位組織の均一化が、6014合金と比べて約4%高い均一伸びの発現に寄与したと推察される。したがって、6000系合金においては、合金組成のMg/Si比がT4調質での固溶MgおよびSi量を左右し、引張変形時の転位組織ひいては加工硬化特性に影響をおよぼすと考えられる。

なお、溶質元素の種類（MgまたはSi）および固溶量によって転位組織におよぼす影響が異なる要因について、本研究ではTEM観察と引張試験からの間接的な類推にとどまっているのが現状である。近年は、放射光を活用した引張変形途中の転位組織の評価^{14), 15)}や、ラインプロファイル解析により転位密度だけでなく配列状態を定量的に評価する研究¹⁵⁾も行われている。今後、実験的にはこのような技術を駆使して、機械的特性に及ぼ

す各種組織因子の影響を定量的に考察することが重要と考える。

むすび = 本研究では、加工硬化特性に及ぼす各種因子の影響を明らかにするため、合金成分と機械的特性の関係ならびに引張変形中の転位組織に着目した種々の調査を行った。その結果、アルミニウム母相中に固溶するMgおよびSiが引張変形中の転位組織に大きく影響を及ぼし、加工硬化特性を変化させることを推定した。そのため自動車ボデーパネル用6000系アルミニウム合金のプレス成形性を向上するためには、合金組成のMg/Si比を低くすることが一つの有効手段と考えられる。実用にあたっては、本研究で調査した均一伸びだけでなく、曲げや絞りといった様々なモードで良好な成形性を兼備することが求められる。今後は各種成形モードにおける組織因子の影響を明らかにし、自動車パネルひいては他構造材向けの材料設計に貢献していく所存である。

最後に本研究の遂行にあたり、多大なご指導を賜った九州大学工学研究院 材料工学部門 金子賢治先生に深謝を表す。

なお、本論文は、主に筆者が軽金属に投稿した論文2件（索引番号16, 17）を再構成したものである。

参 考 文 献

- 1) 内田秀俊ほか. 軽金属. 2008, Vol.58, No.7, p.290-294.
- 2) S. M. Hirth et al. Mater. Sci. and Eng. A. 2001, Vol.319-321, p.452-456.
- 3) 有賀康博ほか. 軽金属. 2017, Vol. 67, No.5, p.144-150.
- 4) K. Takata et al. Mater. Trans. 2017, Vol. 58, No.5, p.728-733.
- 5) 秋吉竜太郎ほか. 日本金属学会誌. 2015, Vol.79, No.5, p.273-279.
- 6) 高田 健ほか. 日本金属学会誌. 2018, Vol.82, No.8, p.314-318.
- 7) 内田秀俊ほか. 軽金属. 1995, Vol. 45, No.4, p.193-197.
- 8) 吉永日出男ほか. 軽金属. 1981, Vol.31, No.5, p.359-368.
- 9) M. Muzyk et al. Scr. Mater. 2011, Vol.64, No.9, p.916-918.
- 10) Y. Qi and R. K. Mishra. Phys. Rev. 2007, B 75, p.224105.
- 11) 向井敏司ほか. 日本機械学会論文集A. 1993, Vol.59, No.566, p.2356-2361.
- 12) B. H. Lee et al. Mater. Sci. and Eng. A. 2016, Vol. 657, p.115-122.
- 13) 高木康夫ほか. 軽金属学会第125回講演概要集. 2013, p.19-20.
- 14) 足立大樹ほか. まてりあ. 2022, Vol. 61, No.12, p.864-869.
- 15) 佐藤成男ほか. 鉄と鋼. 2018, Vol.104, No.4, p.201-207.
- 16) 越能悠貴ほか. 軽金属. 2018, Vol.68, No.4, p.201-205.
- 17) 越能悠貴ほか. 軽金属. 2019, Vol.69, No.3, p.180-185.