



HOKKAIDO UNIVERSITY

Title	過飽和Al-Mg-Si合金における固溶強化挙動
Author(s)	高田, 健; 潮田, 浩作; 金子, 賢治 他
Citation	日本金属学会誌, 82(8), 314-318 https://doi.org/10.2320/jinstmet.J2018015
Issue Date	2018-08-01
Doc URL	https://hdl.handle.net/2115/75536
Type	journal article
File Information	J. Jpn Inst. Metal 82(8) 314.pdf



過飽和 Al-Mg-Si 合金における固溶強化挙動

高田 健^{1,2} 潮田 浩作^{3,4,*1} 金子 賢治⁵ 秋吉 竜太郎^{6,*2}
池田 賢一⁷ 波多 聡⁸ 中島 英治⁸

¹大同大学工学部機械工学科

²新日鐵住金株式会社鉄鋼研究所

³金沢大学大学院自然科学研究科機械科学専攻

⁴新日鐵住金株式会社技術開発本部

⁵九州大学大学院工学研究院材料工学部門

⁶九州大学大学院総合理工学府物理学専攻

⁷北海道大学大学院工学研究院材料科学部門

⁸九州大学大学院総合理工学研究院物質科学部門

J. Japan Inst. Met. Mater. Vol. 82, No. 8 (2018), pp. 314–318

© 2018 The Japan Institute of Metals and Materials

Solid Solution Hardening in Supersaturated Al-Mg-Si Alloy

Ken Takata^{1,2}, Kohsaku Ushioda^{3,4,*1}, Kenji Kaneko⁵, Ryutaro Akiyoshi^{6,*2}, Ken-ichi Ikeda⁷, Satoshi Hata⁸ and Hideharu Nakashima⁸

¹Department of Mechanical Engineering, Daido University, Nagoya 457–8536

²Steel Research Laboratories, Nippon Steel & Sumitomo Metal Corporation, Futtsu 293–8511

³Division of Mechanical Science and Engineering, Kanazawa University, Kanazawa 920–1192

⁴Technical Development Bureau, Nippon Steel & Sumitomo Metal Corporation, Futtsu 293–8511

⁵Department of Materials Science and Engineering, Faculty of Engineering, Kyushu University, Fukuoka 819–0395

⁶Department of Materials and Molecular Sciences, Interdisciplinary Graduate School of Engineering Sciences, Kyushu University, Kasuga 816–8580

⁷Division of Materials Science and Engineering, Faculty of Engineering, Hokkaido University, Sapporo 060–8628

⁸Department of Advanced Materials Science and Engineering, Faculty of Engineering Sciences, Kyushu University, Kasuga 816–8580

The yield strength and work hardening of Al-Mg-Si alloys are related to the concentration of solute atoms. This study was carried out to clarify the effect of two kinds of solute atoms on these properties in terms of a linear combination of contributions from a solid solution. Tensile tests were conducted with Al and with Al-0.62Mg-0.32Si, Al-0.65Mg-0.81Si, Al-2.4Mg and Al-4.4Mg (mass%) alloys in solid solution. Work hardening was analysed using the Kocks–Mecking model, yielding two parameters which indicate the storage and recovery of dislocations in the material. The yield strength could not be expressed as a linear combination of solute atom concentrations, but the amount of dislocation storage and dynamic recovery could be expressed as such linear combinations. In the high-strain region, the Kocks–Mecking model no longer applies, and the maximum stress at which the model failed increased with increasing concentrations of solute atoms. It is generally known that an interaction between strain fields around solute atoms and quenched-in vacancies can affect the yield strength owing to dislocation motion and that these atoms can retard the development of microstructure in high-strain regions. A linear combination of contributions from solid solutions is possible only for the storage and recovery of dislocations in the low-strain region. [doi:10.2320/jinstmet.J2018015]

(Received March 8, 2018; Accepted April 25, 2018; Published July 25, 2018)

Keywords: aluminum–magnesium–silicon alloy, solid solution, tensile property, Kocks–Mecking, dislocation

1. 序 論

金属中の寸法因子の大きな置換型固溶原子は転位の移動抵抗として働く。固溶原子濃度が小さい場合、母相金属は固溶

原子からひずみを受け、母相の格子定数が変化する¹⁾。また、固溶原子はその周辺に局所的なひずみ場を形成し、転位と相互作用することで転位の移動抵抗として働く。その結果、材料強度は増大する。

降伏応力近傍のひずみ域では、固溶原子の形成する局所的ひずみ場による転位の固着から転位が脱するのに必要な応力が固溶原子による降伏応力の増分に相当すると考えられている²⁾。局所的なひずみ場同士が重ならない低固溶濃度域では、固溶原子による降伏応力の増分は固溶原子濃度の1/2乗に比例

*1 現在：日鉄住金総研(株) (Present address: Nippon Steel & Sumikin Research Institute Corporation)

*2 九州大学大学院生、現在：(株)神戸製鋼所 (Graduate Student, Kyushu University, Present address: Kobe Steel, Ltd.)

する²⁾.

塑性変形域では、固溶原子は転位のすべり挙動への影響を通して転位の蓄積と消滅に影響を及ぼすことで転位密度を変化させる。転位密度の変化は以下の式(1)の Taylor の式で表現されるように、塑性変形域での応力に影響を及ぼすとされている³⁾.

$$\sigma_D = \alpha \mu b M \rho^{1/2} \quad (1)$$

ここで、 σ_D は塑性変形域での流動応力から降伏応力を引いた値である。 α , μ , b , M , ρ は、それぞれ、定数、剛性率、バーガースベクトルの大きさ、Taylor 因子、転位密度である。さらに、塑性変形中の転位密度の変化については、Kocks と Mecking は式(2)で記述されるモデル(Kocks-Mecking モデル)を提唱した^{4,5)}.

$$\frac{\partial \rho}{\partial \varepsilon} = k_1 \rho^{1/2} - k_2 \rho \quad (2)$$

ここで、 ε はひずみ、 k_1 と k_2 は係数である。式(2)の右辺の第一項は転位蓄積による転位密度の増大を、第二項は動的消滅による転位密度の減少を示す。すなわち、固溶原子は、その周囲に局所的に形成されるひずみ場と転位との相互作用による転位の蓄積、およびこれと同時に生じる転位間相互作用による動的消滅に影響を及ぼすこと、を式(2)は表わしている。 k_1 と k_2 は固溶濃度の関数と考えられるが、定式化はされていない。応力 σ_D は転位密度のみを独立変数とする関数であり、かつ転位密度はひずみのみを独立変数とする関数(温度や結晶方位は一定と仮定)である場合、式(1)と式(2)より以下の式(3)が得られる。

$$\frac{d\sigma_D}{d\varepsilon} = \frac{\partial \sigma_D}{\partial \rho} \frac{\partial \rho}{\partial \varepsilon} = \frac{1}{2} \alpha \mu b k_1 M - \frac{1}{2} k_2 \sigma_D \quad (3)$$

それゆえ、Taylor の式と Kocks-Mecking のモデルが成立すれば、引張試験で得られる応力—ひずみ線図から加工硬化率 $d\sigma_D/d\varepsilon$ と応力 σ_D のプロット(Kocks-Mecking プロット)により直線関係が示され、直線の切片と傾きからそれぞれ k_1 および k_2 が得られる。比較的ひずみ量が小さい時には、Al-Mg 合金では、固溶 Mg 原子濃度の増大により合金の強度と式(2)における k_1 は増大し、 k_2 は減少することが報告されている^{6,7)}。Al-Cu 合金においても、固溶 Cu 原子濃度の増大により合金の強度と式(2)における k_1 は増大し k_2 は減少することが報告されている^{7,8)}。一方、高ひずみ域すなわち高転位密度域では、転位セルが形成されるので、この場合はもはや低ひずみ域で示される Kocks-Mecking プロットでの直線関係は高ひずみ域では成立しないと予想される。しかし、高ひずみ領域まで含めた Kocks-Mecking モデルの検討は十分されていない。

また、複数種の固溶原子が存在する場合、それらの固溶濃度が小さければ、個々の固溶原子が形成する局所的ひずみ場が重複する可能性は小さく、材料強度は各種固溶原子の強度への寄与量の線形和で表現できると考えられる。Myhr ら⁹⁾ は、Al-Mg-Si 合金において析出物が形成される時の降伏強度について議論しており、析出物の降伏強度への寄与に加え、残存する固溶 Mg 原子と固溶 Si 原子による降伏応力の増分を残存固溶 Mg 原子と残存固溶 Si 原子による降伏強度増分の線

形和として計算し、この計算値を用いて析出物と固溶 Mg 原子と固溶 Si 原子が存在する場合の合金強度を算出した。この強度値の硬さへの換算値は硬さの実験値と良い一致を示した⁹⁾。しかし、これまで、複数種の固溶原子が固溶状態にて存在する場合、各固溶原子の降伏応力と塑性変形応力への寄与に関して定量的に比較検討した報告はない。

本研究では、Al-Mg-Si 合金の過飽和固溶状態を用いて、固溶 Mg 原子と固溶 Si 原子が共存する場合の降伏応力と塑性変形応力へのこれら原子の寄与量に関して、加算則が成立するかどうかという観点から定量的な比較検討を行った。

2. 実 験

Table 1 は使用した合金の成分である。これら合金中の Mg と Si 以外の元素の添加量は合金に依らずほぼ同じである。合金 P は添加元素を極力少なくした合金(純 Al)、合金 B は Mg と Si の成分比が 2 : 1 であるバランス合金、合金 ES は合金 B よりも Si を過剰に含有した合金である。これらの合金に対して、実験室にて鋳造、均質化熱処理、熱間圧延、冷間圧延、溶体化熱処理を施した。均質化熱処理では 560℃ にて 6 時間保持の処理を施した。熱間圧延の圧延開始温度は 530℃ であり、板厚を 72 mm から 4 mm までの圧延を施した。冷間圧延では板厚 4 mm から 1 mm までの圧延を施した。冷間圧延材から引張方向を圧延方向に平行とした JIS5 号引張試験片を作製した。試験片の標点間距離は 50 mm である。これらの試験片に 550℃ の大気炉中に 30 分間保持する溶体化熱処理を施した。熱処理後は速やかに氷水への焼入れを実施した。その後、室温にて引張試験を実施するまでの間、試験片を液体窒素中に保管することで過飽和固溶状態を維持した。

Table 2 は、本研究にて使用した Mg の添加量が異なる規格 Al-Mg 合金である 5052 合金と 5182 合金の成分を示す。厚さ 1 mm のこれらの合金から JIS5 号引張試験片を作製し、室温にて引張試験を行った。引張方向は圧延方向に平行とした。これら合金では Mg は固溶状態である。

Table 1 と Table 2 に記載の合金の平均結晶粒径は 50~100 μm であった。結晶粒径の降伏強度への影響はほぼ同じとみなし、これらの合金間の強度差は固溶 Mg 原子と固溶 Si 原子の濃度差によるとして解析を行った。

引張試験では、降伏応力を正確に測定するために降伏点までのひずみ域では引張速度を 1 mm/min とした。0.2% 耐力値

Table 1 Alloy compositions for Al-Mg-Si alloys and pure Al.

(mass%)								
Alloy	Cu	Si	Fe	Mn	Mg	Zn	Cr	Ti
P	0.05	0.02	0.14	0.05	0.00	0.01	0.04	0.01
B	0.05	0.32	0.13	0.05	0.62	0.01	0.04	0.01
ES	0.05	0.81	0.16	0.05	0.65	0.01	0.04	0.01

Table 2 Alloy compositions for Al-Mg alloys.

(mass%)								
Alloy	Cu	Si	Fe	Mn	Mg	Zn	Cr	Ti
5052	0	0.1	0.3	0	2.4	0	0.2	0
5182	0	0.1	0.3	0.3	4.4	0	0	0

を降伏応力値として求めた。引張試験中での Al-Mg-Si 合金における Mg-Si クラスターの形成の影響を最小限にとどめるため、降伏点以降のひずみ域では引張速度を 10 mm/min とした。ひずみはゲージ長さ 50 mm での伸び計から計測した伸びより算出した。

3. 結果と考察

3.1 引張試験結果

Fig. 1 に合金 P, 合金 B, 合金 ES, Fig. 2 に5052合金と5182合金の引張試験で得られた公称応力－公称ひずみ曲線を示す。両図において、固溶原子量の増加に従い、降伏応力と引張応力はともに増大する傾向が示された。Table 3 にはこれら応力－ひずみ曲線より求められた引張特性値を示す。

3.2 降伏応力の評価

固溶原子周辺に形成される弾性ひずみ場が重ならないほど固溶濃度が小さい場合、合金の降伏応力 σ が固溶 Mg 原子と固溶 Si 原子の降伏応力増分の線形和として表されるならば、以下の式(4)が得られる。

$$\sigma = \sigma_0 + k_{Mg}C_{Mg}^{1/2} + k_{Si}C_{Si}^{1/2} \tag{4}$$

ここで、 σ_0 , C_{Mg} , C_{Si} は、それぞれ、母相 Al の降伏応力、固

溶 Mg 濃度、固溶 Si 濃度であり、 k_{Mg} と k_{Si} は係数である。Table 1 から C_{Mg} と C_{Si} は、合金 P ではそれぞれ 0 at% と 0.02 at%, 合金 B ではそれぞれ 0.76 at% と 0.34 at%, 合金 ES ではそれぞれ 0.80 at% と 0.87 at% と算出される。 σ は Table 3 に記載の σ_y 値である。Al 中の Mg 原子の弾性ひずみ場が重ならない濃度は 15 at% 以下、Al 中の Si 原子の弾性応力場が重ならない濃度は 1.0 at% 以下と推定される¹⁾。したがって、式(4)は成立すると仮定した。これらを式(4)に代入することで、 $\sigma_0=21$ MPa, $k_{Mg}=3.8$ MPa/at%^{1/2}, $k_{Si}=40$ MPa/at%^{1/2} が得られた。

Table 4 は規格純 Al 合金の成分と降伏応力¹⁰⁾を示す。これら合金の成分値は、合金 P, 合金 B, 合金 ES における、Mg 濃度と Si 濃度以外の成分値と近い。本測定で得られた σ_0 (21 MPa)はこれらの規格合金の降伏応力(15 MPa)に近いため、本実験で得られた σ_0 は母相 Al の降伏応力値を示している。

Fig. 3 は規格 Al-Mg 合金における固溶 Mg 濃度(at%)の1/2乗と降伏応力値の関係を示したものである。本研究で得られた、5052合金と5182合金における降伏応力値と固溶 Mg 濃度の1/2乗との関係は、過去の文献値¹¹⁾のそれと良い一致を示している。Fig. 3 中の傾斜から $k_{Mg}=38\pm3$ MPa/at%^{1/2}が得られた。Al-Mg-Si 合金の過飽和固溶状態で得られた k_{Mg} の大きさは 3.8 MPa/at%^{1/2}であり、Al-Mg 合金で得られたその1/10である。Al-Si 合金での固溶 Si 濃度あたりの降伏応力の増加量は、Al-Mg 合金での固溶 Mg 濃度あたりのそれよりもわずかに小さいことが報告されている¹²⁾。本測定では $k_{Mg}\ll k_{Si}$ であり、得られた k_{Si} は Al-Si 合金でのそれよりも大きかった。以上の結果は、Mg と Si が過飽和固溶状態での Al-Mg-Si 合金の降伏応力は固溶 Mg による降伏応力増分と固溶 Si による降伏応力増分の線形和で示すことができないことを示唆する。

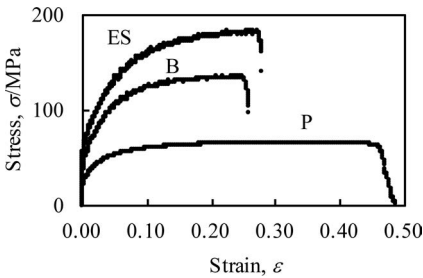


Fig. 1 Stress-strain curves in Al-Mg-Si alloys and pure Al.

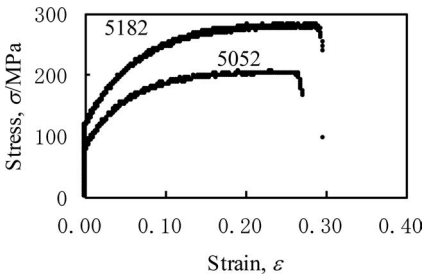


Fig. 2 Stress-strain curves in Al-Mg alloys.

Table 3 Tensile properties for various alloys.

Alloy	Yield strength, σ_y /MPa	Tensile strength, σ_{TS} /MPa	Total elongation, e /%
P	27	65	45
B	47	135	26
ES	62	183	30
5052	80	204	26
5182	121	282	30

Table 4 Alloy compositions and yield strength.

	(mass%)							
	Cu	Si	Fe	Mn	Mg	Zn	Ti	σ_0 /MPa
1070	0.04	0.20	0.25	0.03	0.03	0.04	0.03	30
1080	0.03	0.15	0.15	0.02	0.02	0.03	0.03	15
1085	0.03	0.10	0.12	0.02	0.02	0.03	0.01	15

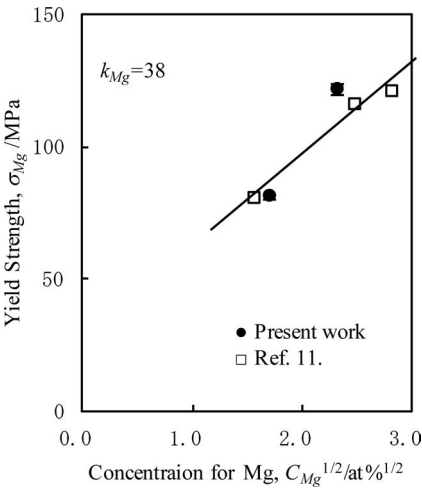


Fig. 3 Relation between yield strength and concentration of Mg in Al-Mg alloys.

式(4)で示された線形和が過飽和固溶状態での Al-Mg-Si 合金において成立しない原因として以下の2点が考えられる。

第一の原因としては、固溶 Mg 原子が形成するひずみ場と固溶 Si 原子が形成するひずみ場が重複するために、両固溶原子の降伏応力の寄与量が固溶濃度の1/2乗に比例しないことが考えられる。Al 中の固溶 Mg 原子のひずみ場同士が重なる濃度は 15 at% 以上、Al 中の固溶 Si 原子のひずみ場同士が重なる濃度は 1.0 at% 以上と考えられている¹⁾。本研究では、それぞれ 0.80 at% と 0.87 at% であるので、お互いの固溶原子によるひずみ場は重ならず、線形和が成立しても良いことが期待される。従来の研究においては、異種原子が固溶共存する場合、これら原子のひずみ場が重なる濃度に関して線形和の不成立を示唆する報告はない。Mg 原子は原子半径が Al より著しく大きく(+11%)、一方 Si 原子は小さい(-7%)¹³⁾。したがって、両元素が共存する場合には原子間に相互作用が働き、降伏強度への影響に関して上記のような結果をもたらした可能性が考えられる。BCC Fe 中に Fe 原子よりも原子半径の大きい Cu 原子と原子半径が小さい Si 原子が共存する場合にも、同様に強度が両原子の相互作用の影響を受けることが報告されている¹⁴⁾。

第二の原因として考えられるのは、焼き入れ空孔の影響である。Al-Mg-Si 合金において、溶体化熱処理直後では固溶 Mg 原子と固溶 Si 原子は焼き入れ空孔と対を形成している¹⁵⁾。Al-Si 合金では、焼き入れ空孔が存在すると降伏応力が增大することが報告されている¹²⁾。それゆえ、Al-Mg-Si 合金においても、過飽和固溶状態であっても固溶 Si 原子は空孔と対を形成し、転位の移動への抵抗を大きくし、降伏応力を増大させたと考えられる。しかし、空孔の降伏応力増大への効果は小さい。そのため、今回得られた降伏応力の差異の主要因は2原子間の相互作用による可能性が高い。本研究では降伏応力の線形和不成立の要因を明確にすることはできなかった。

3.3 塑性変形応力の評価

Fig. 4 には合金 P, 合金 B, 合金 ES の Kocks-Mecking プロットを、Fig. 5 には5052合金と5182合金の Kocks-Mecking プロットを示す。全ての合金において、低応力域すなわち低ひずみ域において $d\sigma_D/d\varepsilon$ と σ_D の間には直線関係が見られた。

Fig. 6 と Fig. 7 は、Fig. 4 と Fig. 5 に示される直線部分から得られた直線の切片の値と傾きの値の固溶 Mg 原子と固溶 Si 原子の原子濃度対に対する変化を示す。両図における縦軸の値の変化はそれぞれ転位の蓄積(加工硬化)と関係する k_1 の変化、および動的ひずみと関係する k_2 の変化を示す。Fig. 6 と Fig. 7 は k_1 と k_2 が固溶濃度の和に依存すること、すなわち加工硬化と動的ひずみが各固溶元素の固溶濃度の線形和で表記できることを仮定して得られた図である。Al-Mg 合金と Al-Cu 合金では、固溶濃度の増加にしたがい、 k_1 は増大し飽和する傾向があり、一方、 k_2 は減少し減少量は低下する⁷⁾。Fig. 6 と Fig. 7 に示された本研究における傾向もこれらと同じである。さらに、Al-Mg 合金における固溶 Mg 濃度の k_1 と k_2 への影響と Al-Mg-Si 合金における固溶 Mg 濃度と固溶 Si 濃度の和の k_1 と k_2 への影響は一本の曲線に乗っており、各

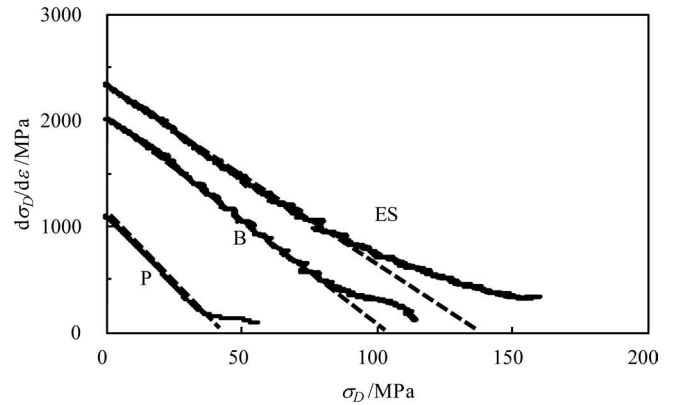


Fig. 4 Work hardening rate vs flow stress for Al-Mg-Si alloys and pure Al.

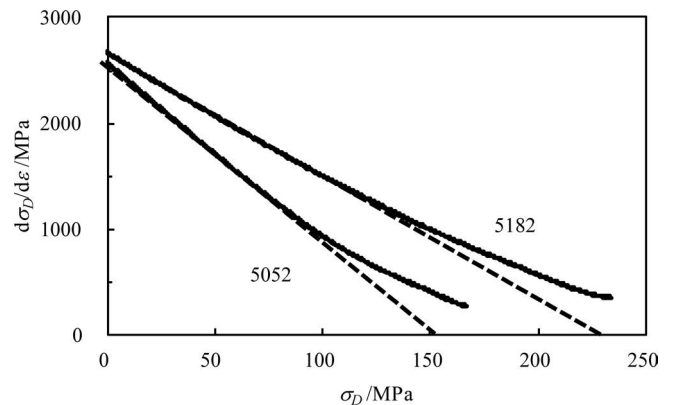


Fig. 5 Work hardening rate vs flow stress for Al-Mg alloys.

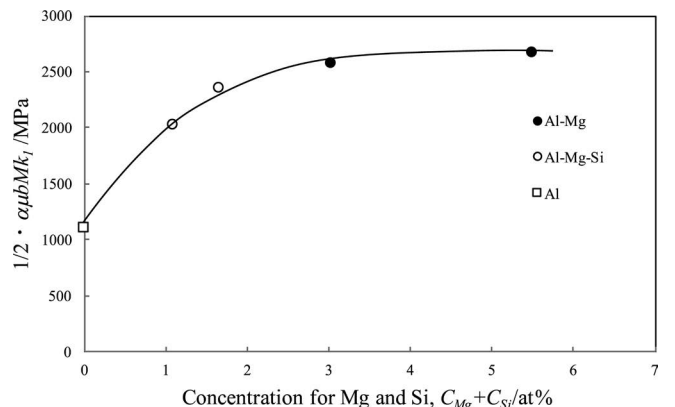


Fig. 6 Concentration dependence of the work hardening intercept of lines in Fig. 4 and Fig. 5.

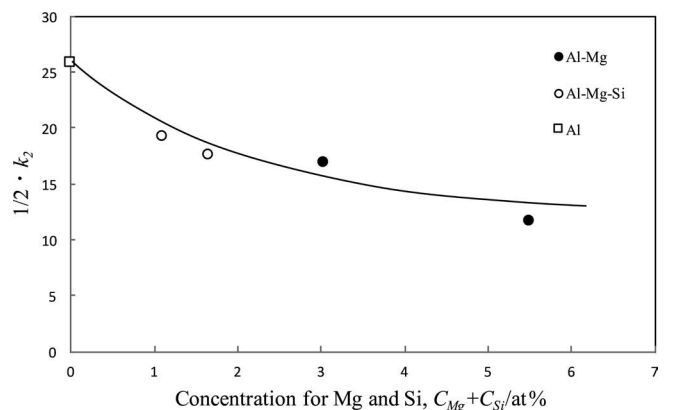


Fig. 7 Concentration dependence of the slope of lines in Fig. 4 and Fig. 5.

原子の固溶濃度の k_1 と k_2 への寄与に大きな差異は見られなかった。これらの結果は、低ひずみ領域における固溶 Mg 原子の加工硬化および動的ひずみへの寄与は固溶 Si 原子のそれらへの寄与と類似していること、および k_1 と k_2 の変化はこれらの固溶原子濃度の和で示されることを示唆する。この結果は、固溶原子の複合添加の影響が、降伏強度と加工硬化および動的ひずみとで異なることを意味する。

Al 中では、固溶 Mg の原子半径と固溶 Si の原子半径は Al のそれよりも、それぞれ著しく大きく、小さい。そのため、固溶 Mg 原子周囲の結晶格子は圧縮の弾性応力場を受け、固溶 Si 原子周囲の結晶格子は膨張の弾性応力場を受ける¹⁾。本研究で得られた結果の原因は現時点で明らかではないが、過去の結果⁷⁾と同じように、固溶原子による転位の蓄積や動的消滅への影響は固溶原子周囲の弾性応力場の種類に大きく依存しないことを示唆している。

一方、高ひずみ域では、Kocks-Mecking プロットの低ひずみ域での直線関係からの逸脱が起こり、応力の増大にしたがいプロットの傾きは小さくなった。式(3)よりこのような傾きの低下は k_2 の低下、すなわち動的消滅量の減少を示す。

Fig. 4 より、合金 B と合金 ES における Kocks-Mecking プロットからの逸脱は応力 σ_D が約 90 MPa で起こると考えられ、この値は合金 P での値 35 MPa よりも大きい。また、逸脱が生じるひずみ値での縦軸の加工硬化率 $d\sigma_D/d\varepsilon$ は合金 ES の場合に最も大きく、続いて合金 B の場合であり、合金 P の場合では最も小さい。式(1)より、この応力値の増大は、高ひずみ域における転位下部組織の発達と安定化が合金 B と合金 ES ではより高転位密度な高ひずみにシフトしていると解釈できる。すなわち、この結果は合金 B や合金 ES では塑性不安定現象が合金 P に比べて高ひずみで生じていることを示唆しており、固溶 Mg や固溶 Si の添加で強度とともに一様伸びが同時に向上した結果(Figs. 1, 2)を支持する。Fig. 5 より、固溶 Mg 量の多い5182合金における Kocks-Mecking プロットからの逸脱は応力 σ_D にて約 130 MPa で起こり、これは5052合金における同値の 90 MPa よりも大きかった。また、逸脱が生じる縦軸の加工硬化率 $d\sigma_D/d\varepsilon$ は Mg 量が多い5182合金の方が高い。この結果は、固溶 Mg 量の増大により転位下部組織の発達は遅延し、高転位密度(高ひずみ)にシフトしていることを示す。Waldron の TEM 観察によれば、Mg 添加量の増大にしたがい転位下部組織の発達は遅延し、比較的一様な高転位密度組織が発達する¹⁶⁾。本研究結果は、Waldron の報告と定性的に一致する。これら Kocks-Mecking プロットからの逸脱が発生するひずみ値は、引張速度を 1 mm/min から 10 mm/min に変化させたひずみ値よりも大きく、本実験では引張速度の影響を示していない。

4. 結 論

Al-Mg-Si 合金における降伏応力と塑性変形応力への固溶

Mg 原子と固溶 Si 原子の寄与を把握するため、固溶原子濃度の異なる同合金の引張試験を過飽和固溶状態にて行い、以下の結果を得た。

(1) 降伏応力は、固溶 Mg 原子と固溶 Si 原子の降伏応力寄与量の線形和で表すことはできなかった。この原因として、固溶 Mg 原子と固溶 Si 原子の間での相互作用が働いたことと、固溶原子と対をなした焼き入れ空孔が固溶原子と転位との相互作用に影響を及ぼしたことが考えられたが、明確な原因解明はできなかった。

(2) 低ひずみ域では Kocks-Mecking のモデルが成立し、転位の蓄積と動的消滅量は固溶 Mg の寄与量と固溶 Si 原子の寄与量の線形和で表記できた。

(3) 高ひずみ域では Kocks-Mecking のモデルは成立しなかった。これは転位の再配列に起因すると推測された。転位の再配列は固溶原子により抑制されると考えられた。転位は一様に分布する傾向があり、転位の再配列が生じる転位密度は固溶原子濃度の増加とともに増大することが示唆された。

本研究において使用した合金試料を作製いただいた古河スカイ(現 UACJ)に感謝いたします。

文 献

- 1) H. W. King: J. Mater. Sci. **1**(1966) 79-90.
- 2) J. Friedel: *Dislocations*, (Pergamon Press, Oxford-London, 1964) pp. 389-393.
- 3) G. I. Taylor: Proc. R. Sci. London. A Math. Phys. Sci. **145**(1934) 362-387.
- 4) H. Mecking and U. F. Kocks: Acta Metall. **29**(1981) 1865-1875.
- 5) U. F. Kocks and H. Mecking: Prog. Mater. Sci. **48**(2003) 171-273.
- 6) D. J. Lloyd: Mater. Sci. Forum **519-521**(2006) 55-62.
- 7) N. Yu. Zolotarevsky, A. N. Solonin, A. Yu. Churyumov and V. S. Zolotarevsky: Mater. Sci. Eng. **A502**(2009) 111-117.
- 8) J. Da Costa Teixeira, Y. Brehet, Y. Estrin and C. Hutchinson: Proc. 12th International Conference on Aluminum Alloys, (Yokohama, 2010) pp. 536-541.
- 9) O. R. Myhr, Ø. Grong and S. J. Andersen: Acta Mater. **49**(2001) 65-75.
- 10) Japan Aluminium Association: *Aluminium Handbook*, 7th edition, (Japan Aluminium Association, Tokyo, 2007) p. 243, 252, 271 (in Japanese).
- 11) K. L. Kendig and D. B. Miracle: Acta Mater. **50**(2002) 4165-4175.
- 12) Q. Zhao and B. Holmedal: Mater. Sci. Eng. **A563**(2013) 147-151.
- 13) C. Kittel: *Introduction to Solid State Physics*, 7th edition, (John Wiley & Sons Inc., New York, 1996) p. 78.
- 14) H. Sueyoshi, Y. Futamura, T. Tsuchiyama and S. Takaki: CAMP-ISIJ **16**(2003) 1521.
- 15) B. Klobes, T. E. Staab, M. Haaks, K. Maier and I. Wieler: Phys. Stat. Sol. **2**(2008) 224-226.
- 16) G. W. J. Waldron: Acta Metall. **13**(1965) 897-906.