

実用アルミニウム合金の強度特性の歪み速度依存性

Strain Rate Dependency of Mechanical Properties in Commercial Aluminum Alloys

○准 増田智一 (豊橋技科大・院)
非 戸田裕之 (豊橋技科大・工)

正 小林俊郎 (豊橋技科大)

Tomokazu MASUDA, Graduate Student of Toyohashi University of Technology
Toshiro KOBAYASHI and Hiroyuki TODA, Toyohashi University of Technology,
1-1, Hibarigaoka, Tempaku-cho, Toyohashi-shi, Aichi

Key Words: Hopkinson bar test, High strain rate, Strain gage, Al-Mg alloy

1 緒 言

アルミニウム合金は比重が低く、構造物を軽量化できるため、自動車や車両等の構造用部材として使用されている。複雑化・高速化した輸送機器の安全性を高い次元で保証するためには、衝突を想定した高速負荷条件下での材料の力学的性質を詳しく知ることが、これまで以上に重要となる。

一般的に、金属材料は、動的負荷下と静的負荷下とでは力学的応答が異なることが知られている¹⁾。静的負荷から動的負荷に至るまで歪み速度が増加すると、一般に強度は上昇する。但し、何らかの脆化要因(例えば切欠き)が存在した場合等には、高歪み速度下ではそれが強調されて出現する場合があるので注意が必要である²⁾。また、高歪み速度下では、変形が断熱的に生じることもあり、この断熱特性は、流動応力を減少させ、変形の不安定性を促進する³⁾。

本研究では、インストロン万能試験機、電気油圧サーボ式高速負荷試験機およびスプリットホプキンソン棒法を用い、幅広い歪み速度範囲にわたって、2種類の実用Al-Mg系合金の引張試験を行い、変形応力の歪み速度依存性を評価した。試験後の試験片は、SEMを用い、変形前後の破面形態の歪み速度による変化を調査した。

2 実験方法

用いた供試材は、5052-H112および5083-H112の2種類の加工硬化型Al-Mg系合金である。Table Iに、その化学組成を示す。すべての試験片は、引張軸方向が圧延方向となるように採取した。

引張試験には、径の異なる二段の平行部を有する試験片を用いた⁴⁾。試験片の大径部には、歪みゲージ(KFG-1N-120-C1-23, 共和電業)を貼付することで荷重を検出した。この方法によって、試験機に取り付けたロードセルを利用して衝撃試験を行う場合に、荷重信号に重畳する振動波の影響を抑制することができる。

静的引張試験は、容量98 kNのインストロン万能試験機(5583, Instron社)を用い、負荷速度を 8.6×10^{-5} m/s

とし、室温で行った。荷重は、試験機のロードセルで測定し、変位は、試験片に取り付けたクリップゲージで測定した。荷重および変位信号は、パーソナルコンピュータ(PROLINEA4/66, COMPAQ社)で記録した。

歪み速度 10^3 s^{-1} 以下の衝撃引張試験は、容量49 kNの電気油圧サーボ式高速負荷試験機(EHF-U5H-20L, 島津製作所)を用いて、室温で行った⁴⁾。負荷速度は、0.01 m/sから12 m/s範囲で変化させた。荷重は、二段平行部付き試験片から、変位は、試験片の小径部に貼付した歪みゲージおよび油圧アクチュエータに内蔵された変位検出器により測定した。

歪み速度 10^3 s^{-1} 以上の衝撃引張試験は、引張型スプリットホプキンソン棒式高速衝撃試験機(HBT-153NE-HST31, 野村計機)を用い、負荷速度を30 m/sとして室温で行った。伝播する応力波を記録するために、入力棒および出力棒には、試験片からそれぞれ625 mm離れた位置に歪みゲージを2枚ずつ貼付した。2枚の歪みゲージが対辺2アクティブゲージ法のブリッジ回路となるように結線し、それらの出力電圧より歪みを電気信号として検出し、動歪み計(CDV-700A, 共和電業)で増幅した。

衝撃試験によって検出される信号は、デジタルストレージオシロスコープ(DS-9121, 岩崎通信機)で一時記録した後、GP-IBインターフェイスを介してパーソナルコンピュータ(PC9801UF, 日本電気)に転送した。

3 結 果

Fig. 1には、5083-H112合金における代表的な応力-歪み曲線を示す。ここでは、例として低歪み速度($4.3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$)、中間の歪み速度($0.8 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$)および高歪み速度($1.0 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$, $3.0 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$)における試験結果を示す。得られた応力-歪み曲線は、2種類の合金共に歪み速度依存性を示している。さらに、転位が溶質原子をdragすることによるといわれるセレーション(P-L効果)らしきものが、一部高歪み速度下でも認められているのが注目される。一方、 $0.8 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ の歪み速度における応力-歪み曲線では、セレーションが消失していた。また、最大荷重点以降、不安定破壊に至る過程において、静的負荷下では最大荷重点に達した後に直ちに破断に至った。しかし、この過程の計測は、測定精度上困難であるものと考えられる。一方、約 $3.0 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$ での高歪み速度下では、最大荷重点に達した後に約5%の塑性歪みを生じ、破断に至っている。

Table I Chemical compositions of testing materials (mass%).

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
5052-H112	0.09	0.25	0.03	0.04	2.50	0.19	0.01	0.01	bal.
5083-H112	0.14	0.20	0.03	0.65	4.64	0.11	-	0.02	bal.

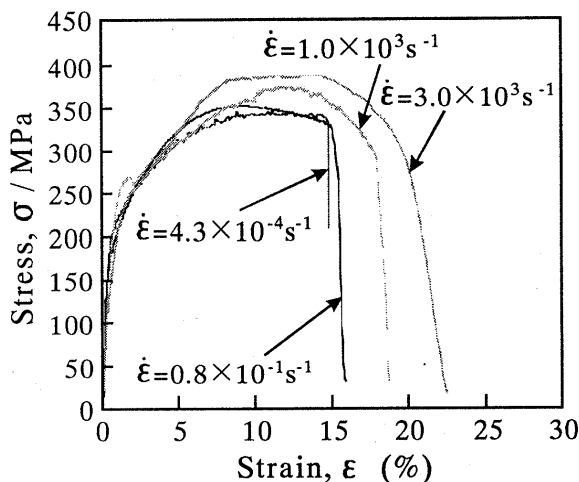


Fig. 1 Typical stress-strain curves of the 5083-H112 alloy at various strain rates.

4 考 察

Fig. 2 には、5052-H112 合金および 5083-H112 合金の引張強度の歪み速度による変化を示す。引張強度は、2 種類の合金共に $4.3 \times 10^{-4} \sim 1.0 \times 10^2 \text{ s}^{-1}$ の歪み速度範囲において、強度が歪み速度の増加と共に減少する負の歪み依存性を示した。一方、 $1.0 \times 10^2 \text{ s}^{-1}$ 以降は、逆に正の歪み速度依存性を示した。通常、材料が高速変形を受ける場合の応力-歪み関係は、転位の運動に対する熱活性化過程で支配され、歪み速度の増加に伴い、流動応力が増加することが知られている。そして、BCC 金属と比較して、FCC 金属は歪み速度依存性が相対的に低いと言われている⁵⁾。実用アルミニウム合金として用いられている 6061-T6 および 7075-T6 等の合金について、歪み速度の増加に伴う流動応力の増加量は、20 % 程度である⁶⁾。一方で、セレーションを伴う Al-Mg 合金の場合、歪み速度の増加に伴って流動応力が減少するという負の歪み速度依存性も報告されている。新倉らの場合には、歪み速度が $1.0 \times 10^1 \text{ s}^{-1}$ の時、引張強度が最小になることを報告している⁷⁾。また、Korbel らは、セレーションが現れる場合に負の歪み速度依存性が生じると報告している⁸⁾。

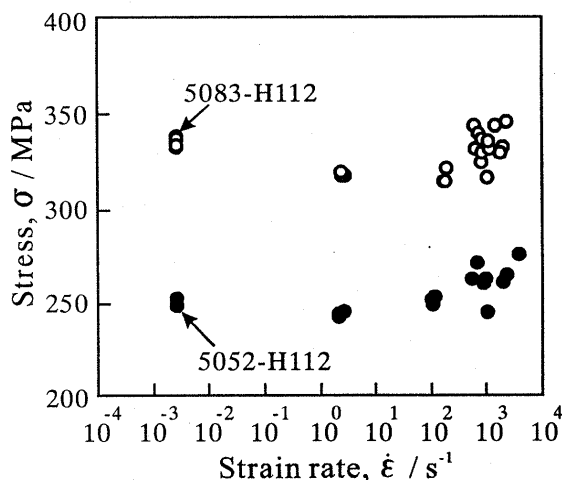


Fig. 2 Variation of ultimate tensile strength with nominal strain rate.

しかしながら、本研究の場合は、 $0.8 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ の歪み速度における応力-歪み曲線のみ、セレーションが消失するという結果が得られた。歪み速度が $4.3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1} \sim 0.8 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ まで増加する間にセレーションが歪み速度の増加に伴って減少していったと考えることができる。セレーションの発生は、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いる⁹⁾。すなわち、 $0.8 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ の歪み速度では、固溶 Mg 原子による転位の固着が十分に行われなかったために、セレーションが消失し、流動応力が減少したと考えられる。また、 $0.8 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ の歪み速度まで、歪み速度が増加する毎に Mg 原子による固着のイベントが徐々に生じにくくなったと言える。一方、 $1.0 \times 10^2 \text{ s}^{-1}$ 以上の歪み速度域で再び流動応力が著しく増加し始めることから、この辺りの歪み速度領域から、固溶 Mg 原子による転位の固着とは無関係に、イントリンシックな障害物の影響によって強度が増加する領域に入ることが予測される。また、負の歪み速度依存性が発生することにより、Al-Mg 合金では、低歪み速度側のデータから高歪み速度側のデータを熱活性化過程に基づいて推測することができないということも示された。

発表当日は、上記の考察について、歪み速度急変試験結果、SEM による破面観察写真および TEM による破面近傍のミクロ組織写真を用いて、固溶 Mg、セレーション等の影響の考察を加える。

5 ま と め

5052-H112 合金および 5083-H112 合金の 2 種類の加工硬化型 Al-Mg 系合金を用い、歪み速度 $4.3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ から $3.0 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$ までの歪み速度範囲における引張試験により変形応力の歪み速度依存性を調査した結果、以下の結論を得た。

- (1) $4.3 \times 10^{-4} \sim 1.0 \times 10^2 \text{ s}^{-1}$ の歪み速度までは、歪み速度の増加に伴い、引張強度が減少したが、それより高歪み速度側では、引張強度は増加する傾向を示した。
- (2) 静的負荷で発現したセレーションは、歪み速度の増加に伴い消失していく傾向が見られた。また、 $1.0 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$ 以降の歪み速度域では、再び、セレーションらしきものが一部の応力-歪み曲線で観察された。
- (3) (2)の現象を引張強度の歪み速度依存性の傾向と関連付けて考えると、歪み速度の増加に伴い、固溶 Mg による転位の固着形態が変化したことを証明することができる。また、イントリンシックな領域に入る歪み速度を決定することができた。

参 考 文 献

- 1) U. S. Lindholm, J. Mech. Phys. Solids, **12**, 317 (1964).
- 2) 小林俊郎, “材料強靱学”, p.159 (2000) アグネ技術センター.
- 3) E. E. Magd, M. Brodmann, Mat. Sci. Eng., **A307**, 143 (2001).
- 4) Z. M. Sun, T. Kobayashi, H. Fukumasu, I. Yamamoto and K. Shibue, Metall. Mater. Trans. A, **29A**, 263 (1998).
- 5) 谷村真治, 日本金属学会会報, **29**, 337 (1990).
- 6) T. Nicholas, Exp. Mech., **21**, 177 (1981).
- 7) 新倉正和, 長谷川浩平, 藤田毅, 三田尾真司, 吉原直武, 荒木健治, 込山慶信, 大堀紘一, 軽金属, **47**, 469 (1997).
- 8) A. Korbel and H. Dybiec, Acta Metall., **29**, 89 (1981).
- 9) 吉永日出男, 栗下裕明, 軽金属, **31**, 359 (1981).