

B01 A7075 合金における新しい加工熱処理プロセス

鈴木理史 (首都大学東京), 張田雅正 (首都大学東京), 北薮幸一 (首都大学東京)

Masashi Suzuki (Tokyo Metropolitan University), Harita Masanobu (Tokyo Metropolitan University),
Kitazono Koichi (Tokyo Metropolitan University)

1. 緒言

7000 系アルミニウム合金のひとつである A7075 合金は, その優れた比強度により航空機用構造材料として広く利用されている. 近年, A7075 合金に対する加工熱処理(TMT)として強ひずみ加工が注目されている. その一例として, 強ひずみ加工の一種である HPT 加工と, その後に時効処理を施すことによって, 引張強さを 930 MPa まで上昇させたことが報告されている¹⁾. しかし, 強ひずみ加工は試験片形状が限定されるため, 工業的な生産には適用が困難である. さらに, 強ひずみ加工のような結晶粒を超微細化させる強化方法では延性が低下する.

他にも様々な TMT が試みられており, 中でも鋳塊段階から最終溶体化までといった時効処理前の区間に, 加工および熱処理を行う中間加工熱処理 (ITMT) が靱性の改善に有効であるという種々の報告がなされている^{2,3)}. この ITMT には長い工程と多くのエネルギーを必要とするという欠点がある. そこで, Wangtu ら⁴⁾は従来の ITMT を改良した NTMT という加工熱処理を考案し, 工程を短縮させることに成功した. しかし, それでもなお NTMT は工程が複雑であるため, 7000 系アルミニウム合金における TMT には改良の余地があると考えられる.

そこで, 本研究では A7075 合金に対し, これまで行われてこなかった, 時効前の溶体化処理温度での単軸高温プレスを実施し, 機械的特性と組織の変化を調査した.

2. 実験方法

供試材は UACJ 製 A7075P-T6(Al-1.57%Cu - 2.51%Mg - 0.20%Cr - 5.74%Zn)の圧延材(厚さ 5 mm, 幅 25 mm, 長さ 50 mm)を用いた. これを電気炉で 753 K, 86.4 ks 等温保持した後炉冷し, 焼鈍材(O 材)を作製した. 次に O 材を 693-753 K に保持し, ひずみ速度 $3.0 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ で圧縮ひずみ 40%まで圧縮した後, 直ちに氷水中へ焼入れた. プレス時間は全て 1.8 ks とした. これらの試験片をそれぞれ 693 K 材, 723 K 材, 753 K 材とする. また, 723 K でプレスを行わずに 7.2 ks 保持してから焼入れた試験片も作製した. これを SHT 材とする. これらの試験片をトーマス科学器械恒温油槽 T-300 を用いて 403 K シリコンオイル中にて 1.8 - 172.8 ks の時効処理を施した. 作製した試験片の TMT 履歴を Fig.1 に示す.

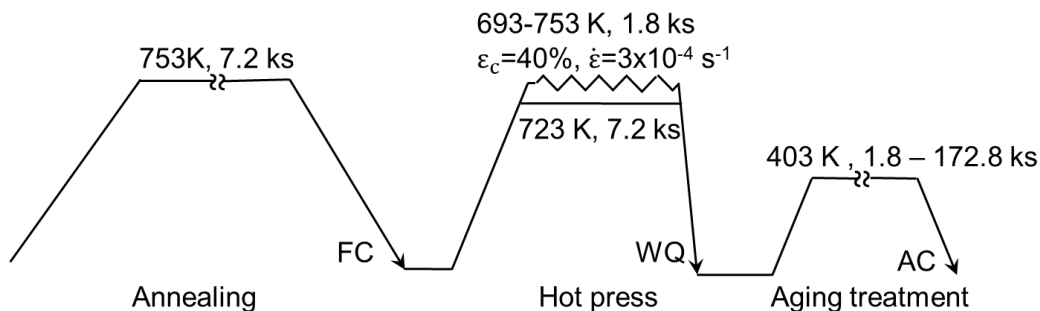


Fig.1 Schematic diagram of TMT process.

各試験片のプレス軸と垂直な面を#2400 までの湿式研磨と、その後の 3 μm ダイヤモンドペーストおよびコロイド状シリカ懸濁液を用いたバフ研磨によって鏡面に仕上げた。この研磨面に対して、島津製作所製微小硬度計 HMV-2T を用いてビッカース硬さ測定を行った。硬さは各試験片において 7 点で測定し、最高値と最低値を除外した 5 点の平均から求めた。

ピーク時効時の各試験片に放電加工を施し、引張試験片を作製した。引張試験片の平行部の長さとは幅はそれぞれ 9, 3.5 mm とした。引張試験は初期ひずみ速度 $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ で行い、試験中のひずみはひずみゲージと光学式変位計を用いて測定した。

時効前後の試験片に対して日本電子製 SEM JSM-6510A を用いて組織観察を行った。時効前の試験片に対しては EBSD 分析も行った。分析のソフトウェアは TSL 製 OIM7 を使用した。

3. 結果および考察

各試験片の時効曲線を Fig.2 に示す。全ての試験片で時効時間 86.4 ks においてピーク硬さが得られた。ピーク硬さは 693 K 材, 723 K 材, 753 K 材, SHT 材でそれぞれ 160, 180, 195, 183HV であった。

各試験片の応力 - ひずみ曲線を Fig.3 に示す。プレス温度が高いほど、強度は向上するが伸びは低下している。また、SHT 材は 723 K 材と比較して強度は同等程度だが伸びが低下している。

各引張試験片の破面を SEM を用いて観察した。これを Fig.4 に示す。693 K press 材では破面全体に延性破壊によるディンプルが観察された。4 つの試験片のうち最も延性が高かったのは、これに起因すると思われる。723 K press 材, 753 K press 材, SHT 材ではへき開破面がディンプルよりも多く見られ、また、それぞれの割合は 3 つの試験片で同程度であった。そのため、破面全体における延性破壊、脆性破壊の割合も同程度であると考えられる。

それぞれの試験片の時効前後の組織観察結果を Fig.5 に示す。図中で確認できる白い粒子は XRD 分析の結果から η 相の析出物であることが分かっている。黒い穴は研磨の際に析出物が抜け落ちたものと考えられる。693 K 材では時効前でも粗大な析出物が見られるため、高温プレスによって析出物が十分に固溶していなかったと言える。723 K 以上の温度でプレスおよび溶体化処理を施した試験片では時効前の粗大な析出物が少ない。プレス温度を高くすることでより固溶量が増加し、その後の時効処理における析出強化を促進させたと考えられる。723 K 材と SHT 材は組織、機械的特性に違いがあまり見られないため、単軸高温プレスによって処理時間を短縮する効果が得られたと言える。

EBSD 分析によって作成した IPF map および KAM map を Fig 6, Fig 7 に示す。IPF map より、693 K, 723 K, 753 K press 材の結晶粒径はそれぞれ 33.1, 15.4, 20.0 μm であった。723 K press 材の結晶粒径が最も小さかったのは、693 K press 材では温度が低いため動的再結晶があまり起こらず、753 K press 材では温度が高いために結晶粒が粗大化したことに起因したと考えられる。Fig.7 より、723 K press 材では他の試料と比較して KAM 値が大きい。そのため、723 K press 材では方位差が大きい領域が核生成サイトとして働き、1 つ 1 つの析出物が微細に析出したと考えられる。

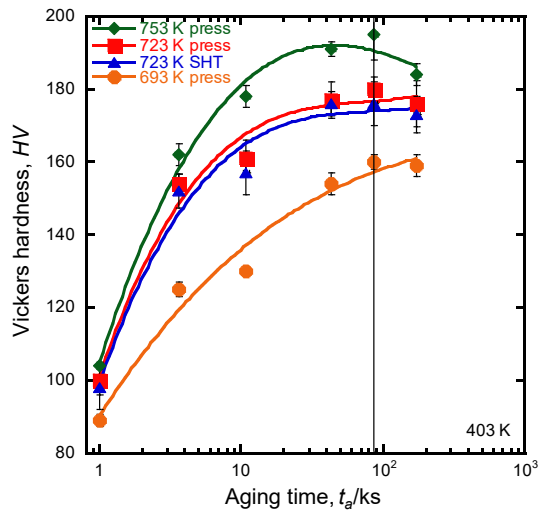


Fig.2 Age hardening curves at 403 K of hot pressed alloy plates at 693, 723, 753 K A7075 and solution heat treated A7075 alloy.

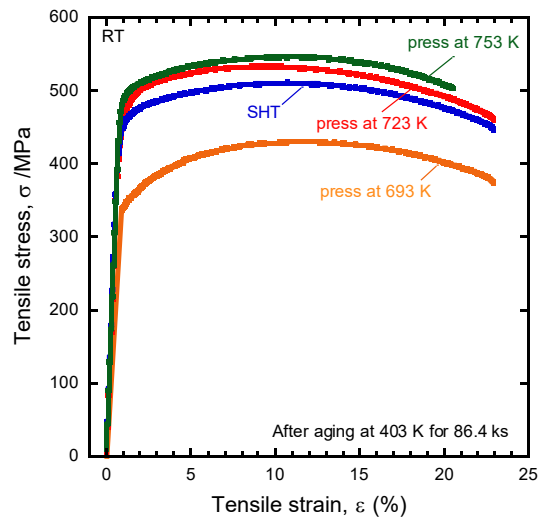


Fig.3 Stress-strain curves at room temperature of hot pressed alloy plates at 693, 723, 753 K A7075 and solution heat treated A7075 alloy.

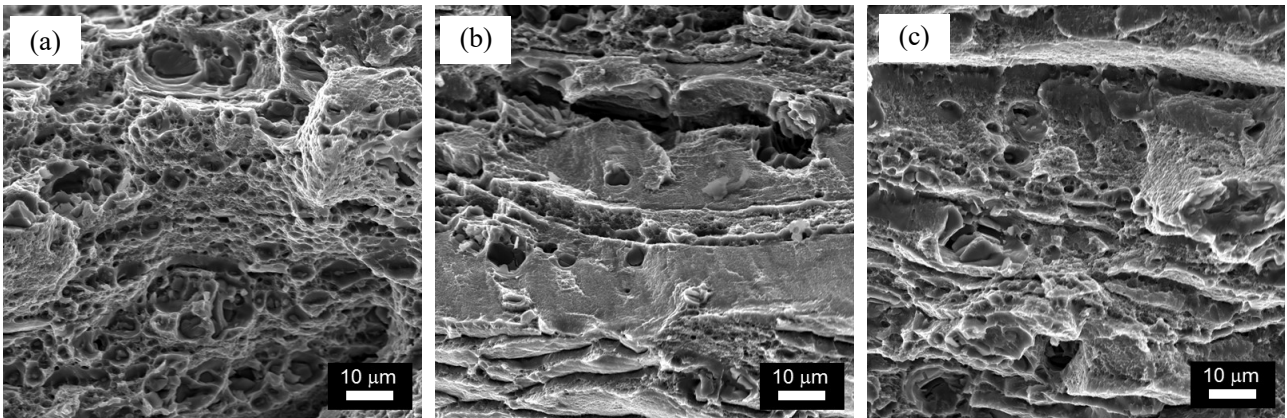


Fig.4 Fracture surface of (a) 693 K pressed, (b) 723 K pressed, (c) 753 K pressed A7075 alloy.

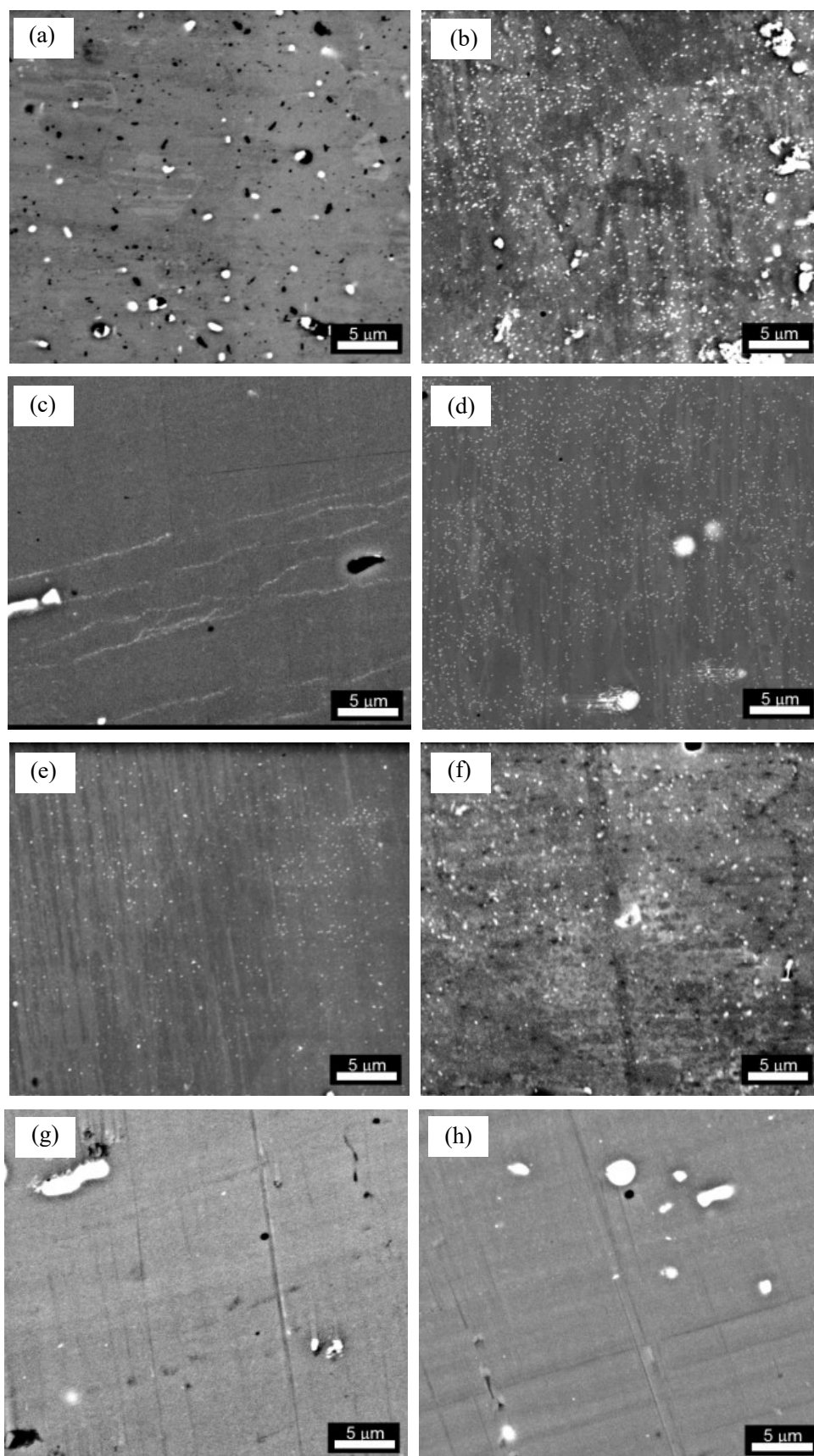


Fig.5 SEM micrographs of specimens before and after aging of (a)(b) 693 K pressed, (c)(d) 723 K pressed, (e)(f) 753 K pressed, (g)(h) 723 K solution heat treated A7075 alloy.

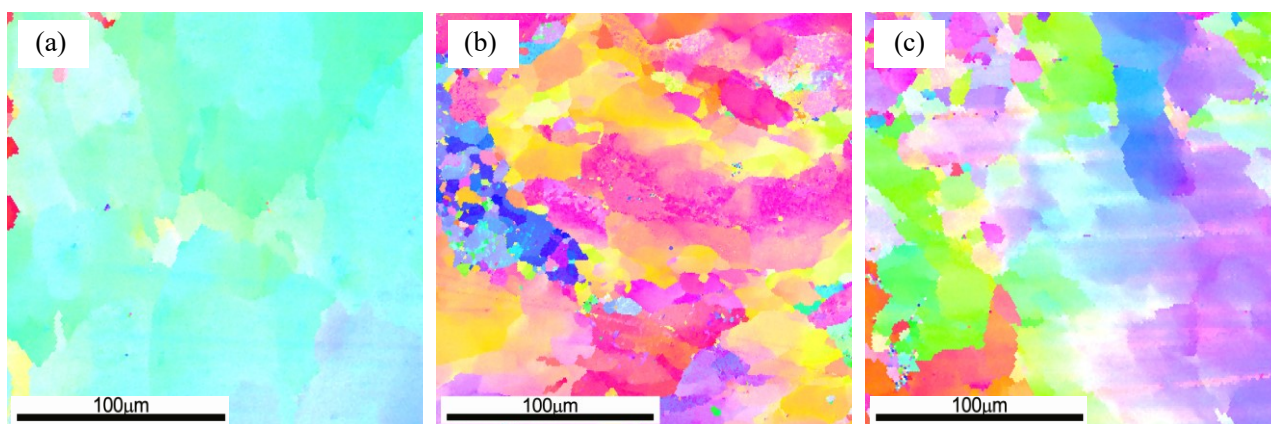


Fig.6 IPF maps of specimens before aging of (a) 693 K pressed, (b) 723 K pressed, (c) 753 K pressed A7075 alloy.

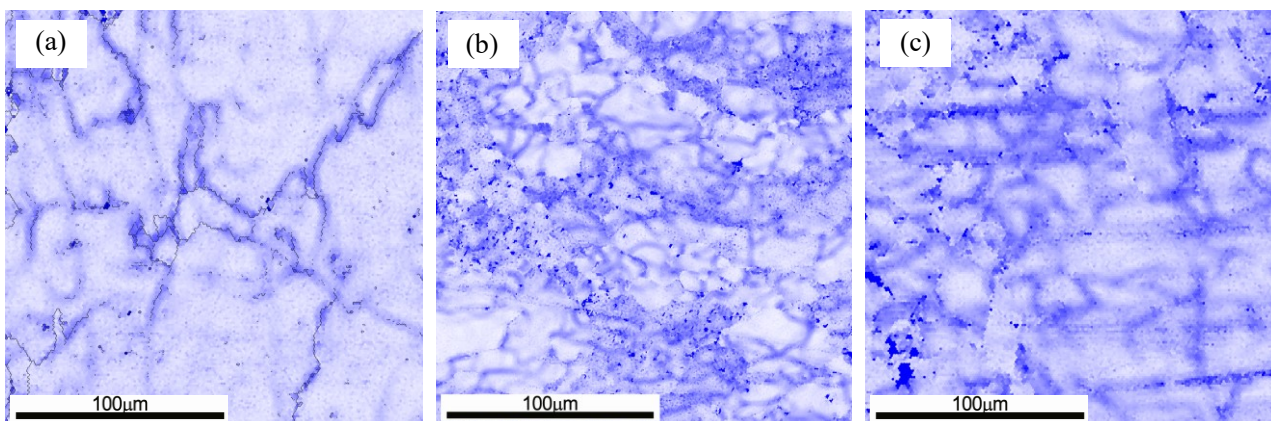


Fig.7 KAM maps of specimens before aging of (a) 693 K pressed, (b) 723 K pressed, (c) 753 K pressed A7075 alloy.

4. 結言

A7075 合金に対し 693-753 K において $\epsilon_c=40\%$ まで 1.8 ks で高温プレスを実施した結果、723 K において通常の溶体化処理と同等の強度を保ったまま伸びが向上した。そのため、溶体化処理の代わりに単軸高温プレスを行うことは、熱処理に要する時間の短縮化についての効果が十分にあった。これは、単軸高温プレスを実施することで析出物の固溶量を増加させ、なおかつ転位密度を上昇させたことによって時効処理時の析出強化を促進したためであると考えられる。

参考文献

- 1) 堀田善治: 軽金属, 60 (2010), 134-141.
- 2) 新家光男, 羽生日登志, 小林俊郎: 軽金属, 35(1985), 512-519.
- 3) 小菅張弓, 竹内寛司: 日本金属学会会報, 21(1982), 104-113.
- 4) W. Huo, L. Hou, H. C. L. Zhuang, J. Zhang : Mater. Sci. En. A, 618 (2014), 244-253.