

고진공 고압 다이캐스팅으로 제조된 AA365 합금의 미세조직과 기계적 특성에 미치는 T6 열처리의 영향

전준협*, 손승배***, 이석재***, 정재길***,†
*전북대학교 신소재공학부, **전북대학교 신소재개발연구센터

Effect of T6 heat treatment on the microstructure and mechanical properties of AA365 alloy fabricated by vacuum-assisted high pressure die casting

Junhyub Jeon*, Seung Bae Son***, Seok-Jae Lee***, Jae-Gil Jung***†

*Division of Advanced Materials Engineering, Jeonbuk National University, Jeonju 54896, Republic of Korea

**Research Center for Advanced Materials Development, Jeonbuk National University, Jeonju 54896, Republic of Korea

†Corresponding author: Contact email: jgjung@jbnu.ac.kr

Abstract We investigate the effect of T6 heat treatment on the microstructure and mechanical properties of AA365 (Al-10.3Si-0.37Mg-0.6Mn-0.11Fe, wt.%) alloy fabricated by vacuum-assisted high pressure die casting by means of thermodynamic calculation, X-ray diffraction, scanning and transmission electron microscopy, and tensile tests. The as-cast alloy consists of primary Al (with dendrite arm spacing of 10~15 μm), needle-like eutectic Si, and blocky α-AlFeMnSi phases. The solution treatment at 490 °C induces the spheroidization of eutectic Si and increase in the fraction of eutectic Si and α-AlFeMnSi phases. While as-cast alloy does not contain nano-sized precipitates, the T6-treated alloy contains fine β' and β' precipitates less than 20 nm that formed during aging at 190°C. T6 heat treatment improves the yield strength from 165 to 186 MPa due to the strengthening effect of β' and β' precipitates. However, the β' and β' precipitates reduce the strain hardening rate and accelerate the necking phenomenon, degrading the tensile strength (from 290 to 244 MPa) and fracture elongation (from 6.6 to 5.0%). Fractography reveals that the coarse α-AlFeMnSi and eutectic Si phases act as crack sites in both the as-cast and T6 treated alloys.

(Received May 8, 2024; Received May 21, 2024; Accepted May 24, 2024)

Keywords: Aluminum alloy, High pressure die casting, Heat treatment, Microstructure, Tensile property

1. 서 론

2015년 파리 협정 이후 최근 각국의 정부는 CO₂ 배출량을 줄이기 위해 노력하고 있다 [1,2]. 이를 위해 다양한 연구 분야에서 CO₂ 배출량을 줄이기 위한 연구를 진행하고 있다 [3-5]. 재료과학 분야 특히 자동차 소재에서는 CO₂를 줄이기 위한 방법으로 철강 대신 비강도가 높은 알루미늄으로의 소재로 대체되고 있다 [6]. 알루미늄 자동차 부품의 경우 복잡한 형상을 요구하기 때문에 고압 다이 캐스팅으로 제품이 제조된다. 고압 다이 캐스팅 방법은 고압 고속으로 용탕이 금형에

장입되어 높은 생산성을 가지며 정밀한 제품을 제조할 수 있다는 장점이 있다. 하지만 용탕 주입 시 주입부에서 공기에 노출되고 이에 따라 주물 내부에 기공이 형성된다는 단점이 있다. 고진공 고압 다이 캐스팅 방법의 경우 금형을 폐쇄하고 금형 내부를 진공 상태로 만들어 진공도의 차이로 용융금속을 장입한다 [7]. 이 때문에 금속의 공기 노출이 적고, 제품 내부에 기공이 적다는 장점이 있어, Al-Si 다이캐스팅 소재 [8] 및 알루미늄 기지 복합재 [9] 등에 적용된 바 있다.

AA365 합금은 높은 용접성, 낮은 수축률, 상대적으로 낮은 용융점과 우수한 기계적 특성으로 인해 다이

†Corresponding author. E-mail jgjung@jbnu.ac.kr
Copyright © The Korean Society for Heat Treatment

캐스팅용 소재로 많이 사용된다 [10-13]. AA365 다이캐스팅 소재는 T4, T5, T6, T7 등 다양한 열처리를 통해 요구되는 물성을 구현한다. 그 중 T6 열처리는 용체화 열처리와 인공시효로 이루어져 있으며, 침상의 공정 Si의 구상화 및 β - Mg_2Si 계열 준안정상 석출을 통해 소재의 연성과 강도를 향상시키는 열처리로 알려져있다 [8,9,14]. 한편, T6 열처리가 Al-Si-Mg 다이캐스팅 소재의 경도와 인장강도를 저해한다는 결과도 보고된 바 있다 [10]. 이와 같이 상반된 연구 결과는 소재 및 다이캐스팅 공정이 다르므로 인해 발생한 구조 및 열처리 조직의 차이 때문인 것으로 생각된다. 한편, 고진공 고압 다이캐스팅으로 제조된 Al-Si 합금의 기계적 특성은 공정 Si 및 Mg 포함상의 변화와 밀접한 관계가 있다고 보고된 바 있으며 [8], 기공 및 철 함유 금속간화합물이 다이캐스팅 소재의 파단을 야기하는 것으로 보고된 바 있다 [11]. 이처럼 다이캐스팅 소재의 미세조직과 기계적 특성은 매우 밀접한 관계를 가진다. 그러나, 기존 연구는 주로 이차상에 의한 크랙의 생성과 전파 관점으로 물성 변화를 해석하였으며, 석출물 규명 및 전위와의 상호작용 관점에서는 연구가 다소 부족하다.

본 연구에서는 고진공 고압 다이캐스팅으로 제조된 AA365 합금의 미세조직과 인장특성에 미치는 T6 열처리의 영향을 조사하였다. 주조재 및 T6 열처리재의 이차상과 석출상을 분석하였으며, 각 미세조직적 인자가 항복강도, 인장강도, 가공경화속도, 연신율 등 인장특성에 미치는 영향을 조사하였다.

2. 실험방법

본 연구에서는 고진공 고압 다이캐스팅으로 제조된 두께 2 mm의 AA365 (Al-10.3Si-0.37Mg-0.6Mn-0.11Fe-0.07Ti-0.02Cu-0.02Sr, wt.%) 소재를 사용하였다. 다이캐스팅 소재의 T6 열처리를 위해 490°C에서 90분 용체화처리 한 뒤 회전속도 600 RPM의 바람을 통해 공냉하였고, 이후 190°C에서 81분 시효처리한 뒤 수냉하였다. 조직관찰용 샘플과 인장시험용 ASTM E8 sub-size 판상 시편 (gauge: 25 mm) [15]을 주조재 및 T6 열처리재로부터 채취하였다.

다이캐스팅 소재의 미세조직을 규명하기 위해

Cu-K α 타겟을 이용하여 X 선 회절 분석 (XRD, Shimadzu, XRD-6100)을 진행했다. X선 회절 실험은 2 θ 기준 20°-120°까지 진행했으며, 스캔 속도는 4°/min이었다. 미세조직 관찰을 위해 시편을 #800, #1000, #1200의 SiC 샌드 페이퍼 및 3 μ m, 1 μ m의 다이아몬드 연마제를 이용하여 연마하였고, 2% Nital 용액을 이용하여 에칭하였다. 주조재 및 T6 열처리재의 미세조직은 광학현미경(OM, Nikon, Epiphot 200), 주사전자현미경 (SEM, Hitachi, SU-70)을 이용하여 관찰하였다. DAS (dendrite arm spacing) 및 이차상의 상분율은 OM과 SEM 미세조직 사진과 ImageJ 프로그램을 사용하여 측정하였다. 다이캐스팅 소재의 석출물은 투과전자현미경(TEM, JEOL, JEM-ARM200F)과 에너지 분산 분광법(EDS)을 이용하여 분석하였다. TEM 시편은 저온 집속 이온빔 (Cryo-FIB, Hitachi, Ethos NX5000)을 이용하여 제작하였다. 다이캐스팅 소재의 인장시험은 만능시험기 (Instron 5569)를 이용해 10⁻¹ s⁻¹속도로 수행하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1. 열역학 계산

그림 1(a)는 MatCalc Ver. 5.64 [16]를 이용하여 계산한 AA365 합금의 온도에 따른 평형 상분율 변화를 보여준다. AA365 합금의 용점은 약 575°C이며, 공정 Si, α -AlFeMnSi, β - Mg_2Si 상이 주요한 이차상임을 알 수 있다. 그림 1(b)는 용체화 및 시효 열처리로 구성된 T6 열처리에 따른 이차상의 분율 변화를 나타낸다. 490°C의 용체화처리 시 Si와 α -AlFeMnSi의 분율이 증가하였는데, 이는 고진공 고압 다이캐스팅 공정의 높은 냉각속도로 인해 Si와 α -AlFeMnSi상이 주조 시 충분히 생성되지 않아, 용체화처리 시 용체화 처리 온도에서의 평형 상분율 (Si: ~9%, α -AlFeMnSi: ~2%)에 도달한 것으로 생각된다. 고온 안정상인 α -Al₈FeMnSi₂상은 용체화처리 시 큰 변화가 없는 것으로 계산되었다. 190°C에서 시효처리하면 Mg/Si 계 석출상인 β - Mg_2Si 와 U1-MgAl₂Si₂ [17] 상이 생성되는 것으로 계산되었다. 상기 열역학 계산을 통해 AA365 다이캐스팅 합금을 T6 열처리하면 Si 및 α -AlFeMnSi이차상과 β - Mg_2Si 등 석출상의 분율이 증

가함을 예상할 수 있다.

3.2. 미세조직 분석

그림 2는 T6 열처리 전 후 AA365 시편의 XRD 분석 결과로 Al, Si, α -AlFeMnSi 상이 존재함을 알 수 있다. T6 열처리재에서 Si 피크가 다소 높았는데, 이는 용체화처리 시 Si가 추가로 생성될 수 있음을 알려주는 열역학 계산 결과와 일치한다.

그림 3과 그림 4는 주조재와 T6 열처리재의 OM 및 SEM 미세조직 사진을 보여준다. 두 시편 모두 초정 Al과 공정 Al-Si, α -AlFeMnSi 상이 존재하였다. 주조재와 T6 열처리재의 DAS는 10~15 μm 정도로 두 시편에서 큰 차이가 없었다. T6 열처리 후 침상의 공정

Si 상이 구상화되었으며, 초정 Al 내부에 작은 Si 상들이 생성되었음을 확인할 수 있다. 주조재와 T6 열처리재의 Si 상분율은 각각 $7.4 \pm 1.2\%$, $9.2 \pm 0.6\%$ 로 측정되었다. 열처리 여부와 관계없이 두 합금에서 α -AlFeMnSi 상이 관찰되었고, 상분율은 주조재와 T6 열처리재에서 각각 $0.8 \pm 0.1\%$ 및 $1.3 \pm 0.6\%$ 이었다. T6 열처리한 샘플에서 Si와 α -AlFeMnSi 상의 분율이 높았는데, 이는 고진공 고압 다이캐스팅 공정의 높은 냉각속도가 주조 시 Si와 α -AlFeMnSi 상의 생성을 억제하여, 용체화처리 시 평형 상분율까지 추가적으로 생성될 수 있음을 나타내는 열역학 계산 결과와 일치한다.

그림 5(a)와 5(b)는 다이캐스팅 주조재에 존재하는

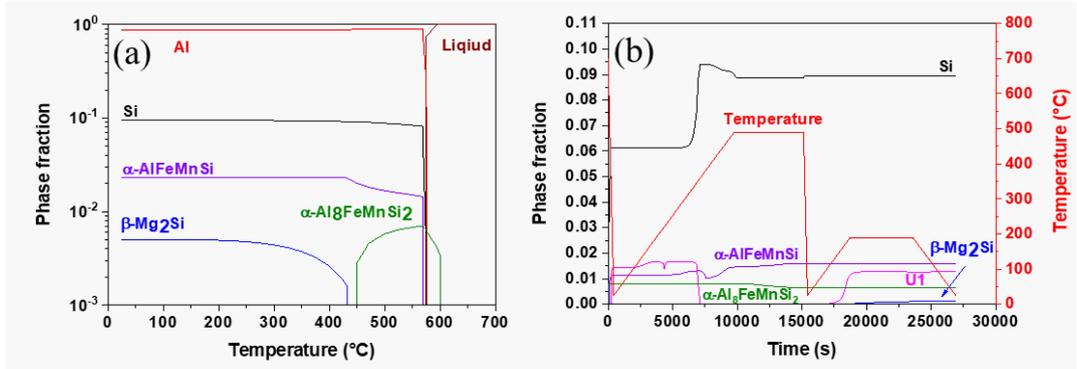


Fig. 1. (a) Equilibrium phase fraction with temperature and (b) change in phase fraction during T6 heat treatment calculated using MatCalc software.

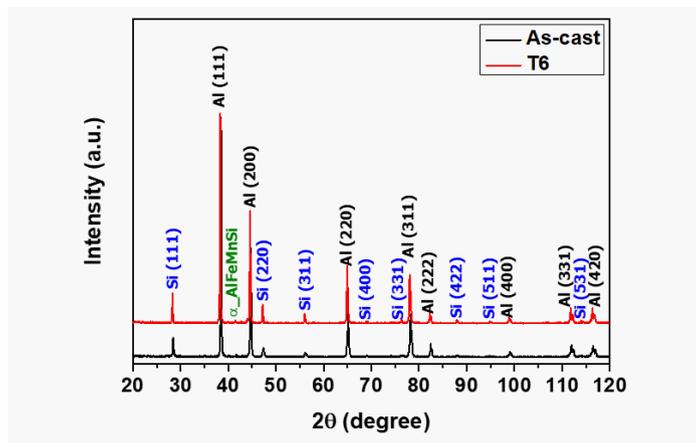


Fig. 2. XRD result of as-cast and T6-treated AA365 alloys.

1 μm 이하의 침상의 공정 Si에 대한 TEM 분석 결과이다. 공정 Si에는 쌍정과 적층결함이 존재하였는데, 이는 적층 결함이 일어나기 쉬운 Si 자체의 낮은 적층 결함 에너지 (50-60 mJ/m^2) 때문인 것으로 생각된다 [18,19]. 그림 5(c)는 주조재의 Al 기지에 대한 고배율 TEM (HRTEM) 및 푸리에변환 (FFT) 사진으로, 상을 특정할 만한 석출물이 존재하지 않음을 보여준다. 이는 다이캐스팅 공정의 빠른 냉각속도로 인해 석출물을 형성하는 고용원자 (Mg, Si 등)가 용질의 형태로

존재함을 의미한다.

그림 6(a)는 T6 열처리재의 TEM 사진으로, Al 기지 내부에 다양한 석출상이 존재함을 보여준다. 약 100 nm 크기의 상은 $\text{Al}_3(\text{Fe},\text{Mn})_2\text{Si}_2$ 으로 (그림 6(b)), 용체화처리 시 생성된 것으로 생각된다. T6 열처리재에는 20 nm 이하의 미세한 석출물이 존재하였다. HRTEM 및 FFT 분석을 통해 10 nm 이상의 비교적 조대한 석출상은 β' 으로 Al 기지와 방위관계 ($[001]_{\text{Al}}$

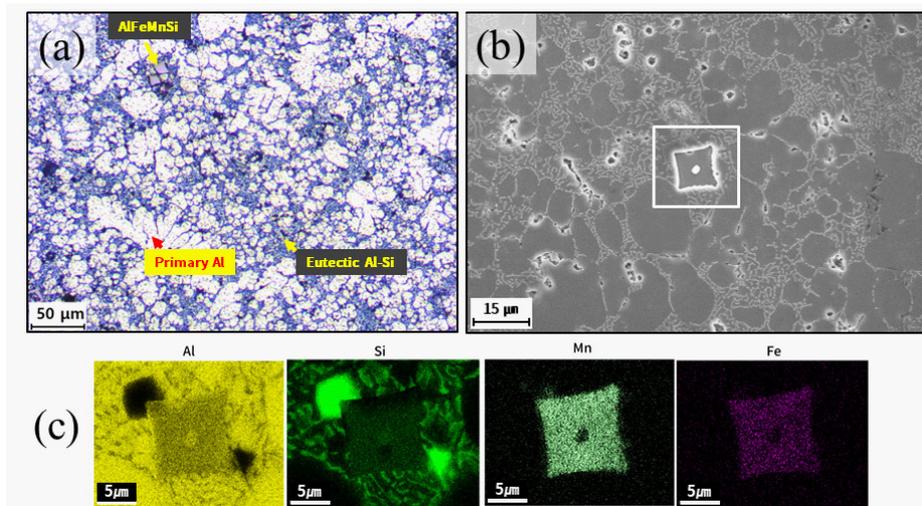


Fig. 3. (a) OM and (b) SEM images and (c) EDS mapping data for as-cast AA365 alloy.

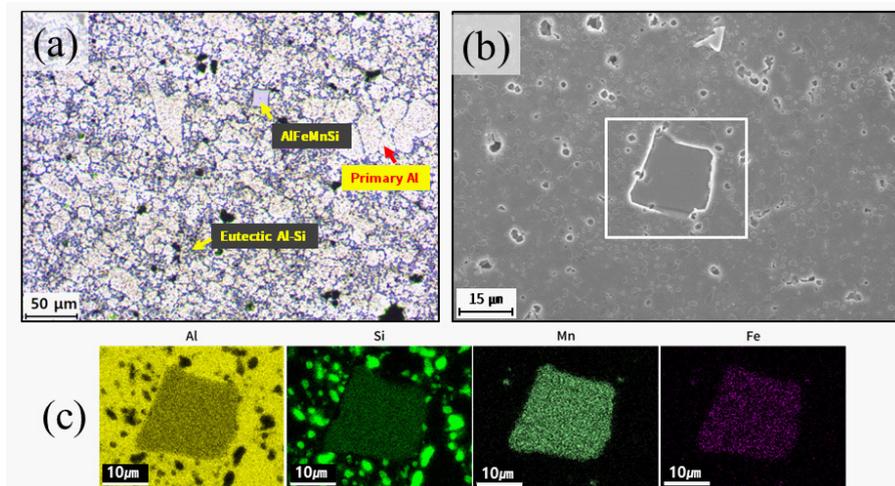


Fig. 4. (a) OM and (b) SEM images and (c) EDS mapping data for T6-treated AA365 alloy.

// $[14\bar{5}1]_{\beta'}$, $(0\bar{2}0)_{Al}$ // $(2\bar{1}\bar{1}0)_{\beta'}$, $(200)_{Al}$ // $(0002)_{\beta'}$) 가 존재하였다. 또한, 10 nm 이하의 미세한 석출물이 관찰되었는데, 침상 형태 및 특정 habit 면의 존재를 통해 β'' 상인 것으로 생각된다 [20-22]. β - Mg_2Si 계 준안정상인 β' 및 β'' 는 190°C의 시효 열처리 시 생성된 것으로, 열역학 계산 결과와 일치한다.

3.3. 인장특성 분석

그림 7(a)는 주조재 및 T6 열처리재의 인장곡선을 나타낸다. T6 열처리재는 다이캐스팅 주조재의 항복강도를 164.6 ± 1.2 MPa에서 186.2 ± 4.5 MPa로 증가시켰다. 그러나, 주조재의 인장강도는 290.0 ± 12.0

물 형성원소가 대부분 고용체의 형태로 존재함에 따라 가공경화 속도가 크나, T6 열처리재는 전위의 우회를 유발하는 석출물의 존재로 인해 가공경화 속도가 작음을 알 수 있다. T6 열처리재의 낮은 가공속도로 인해 인장시험 시 네킹이 빨리 진행됨에 따라 연신율이 감소한 것으로 생각된다.

주조재와 T6 열처리재의 인장 파단면을 그림 8과 그림 9에 나타내었다. 조대한 α -AlFeMnSi상(그림 8)과 공정 Si(그림 9) 근처에서 마이크로 크랙이 관찰됨에 따라, α -AlFeMnSi상과 공정 Si상이 인장 시 크랙의 개시 및 전파처로 작용함을 알 수 있다 [25,26]. T6 열처리에 의한 공정 Si 구상화는 크랙의 생성을

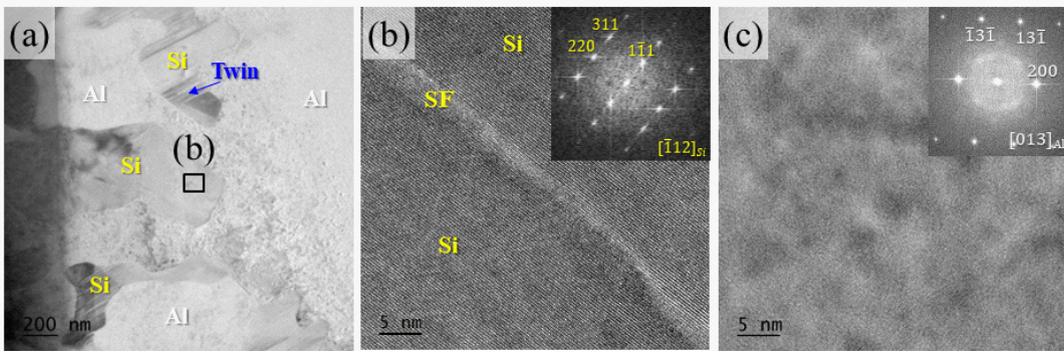


Fig. 5. (a) TEM image showing Si particles in as-cast alloy. HRTEM image and FFT pattern of (b) Si particle containing stacking faults and (c) Al matrix.

MPa에서 243.5 ± 1.4 MPa으로, 연신율은 $6.6 \pm 1.4\%$ 에서 $5.0 \pm 0.2\%$ 로 T6 열처리 시 감소하였다. T6 열처리에 의한 항복강도 증가 (21.6 MPa)는 190°C에서의 피크시효처리 시 생성된 20 nm 이하의 미세한 β' / β'' 상의 석출강화 효과가 주요 원인으로 생각된다. 알루미늄 합금에서 석출물의 반지름이 2~3 nm 이하일 때는 전위의 전단 강화 기구가 작동하며, 보다 큰 석출물의 경우에는 Orowan 강화 기구가 작동하는 것으로 알려져 있다 [23]. 고용체를 포함하여 전위에 의해 전단가능한 미세한 석출물은 변형 시 전위의 동적회복을 지연시켜 가공경화 속도를 높인다. 반면 Orowan 강화 기구가 작동하면 동적 회복이 용이해져 가공경화 속도가 감소한다 [24].

그림 7(b)는 주조재 및 T6 열처리재의 가공경화 곡선을 나타낸다. 주조재는 빠른 냉각속도로 인해 석출

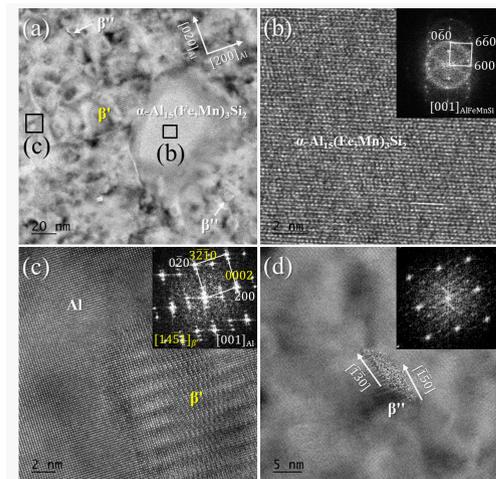


Fig. 6. (a) TEM image showing various precipitates in T6-treated alloy. HRTEM image and FFT pattern of (b) α - $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$, (c) β' , and (d) β'' precipitates.

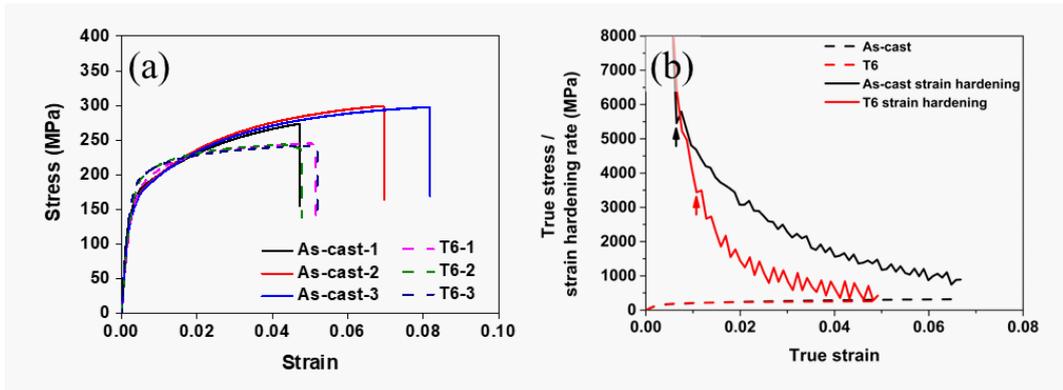


Fig. 7. (a) Tensile stress-strain and (b) strain hardening curves of AA365 alloys with and without T6 heat treatment.

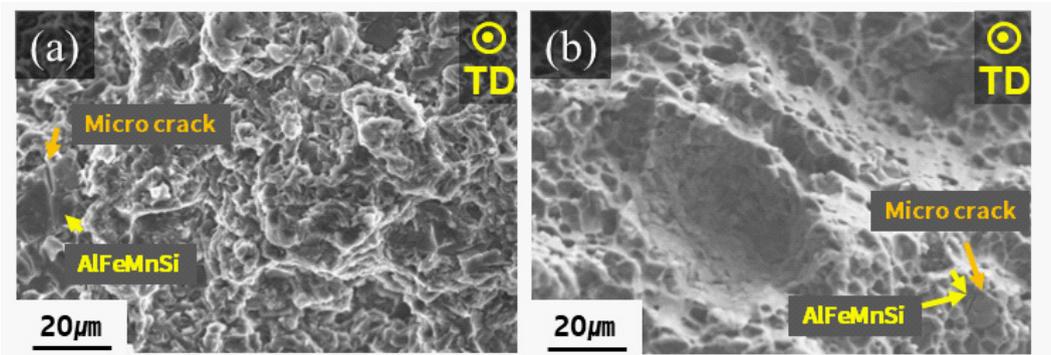


Fig. 8. SEM images showing fracture surfaces of (a) as-cast and (b) T6 heat-treated AA365 alloys (TD: tensile direction).

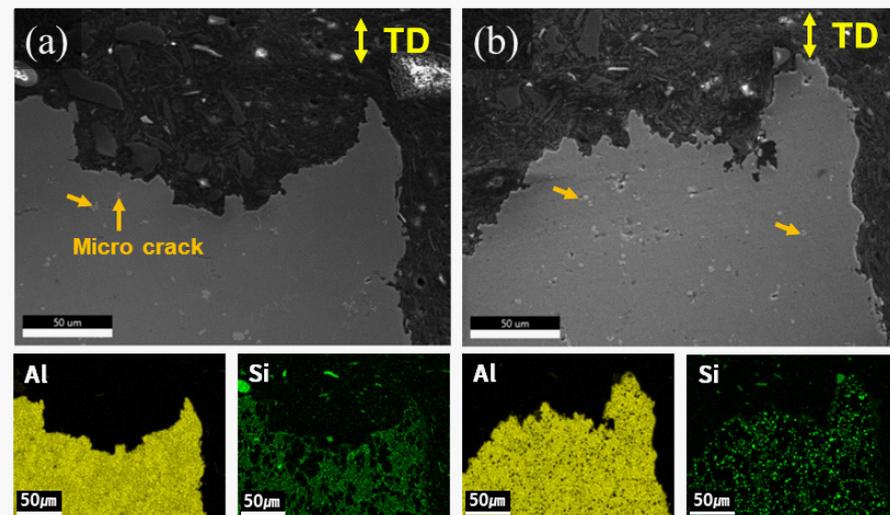


Fig. 9. SEM image and EDS mapping data of the longitudinal section of fractured sample for (a) as-cast and (b) T6-treated AA365 alloys (TD: tensile direction).

억제하여 인장 파단을 지연시키는 것으로 알려져 있다 [27]. 그러나, 본 연구에서 사용한 다이캐스팅 소재는 공정 Si이 구상화에도 불구하고 연신율은 감소하였는데, 이는 앞서 서술한 항복강도는 향상시키나, 가공경화 속도를 감소시켜 조기 네킹을 유발하는 β'/β 석출상 때문인 것으로 생각된다.

4. 결 론

본 연구에서는 고진공 고압 다이캐스팅으로 제조된 AA365 합금의 미세조직과 인장특성에 미치는 T6 열처리의 영향을 조사하였다. 다이캐스팅 주조재는 초정 Al, 침상의 공정 Si, α -AlFeMnSi 상으로 구성되어 있었다. T6 열처리의 용체화처리는 DAS에는 큰 영향을 미치지 않았으나, 공정 Si의 구상화 및 Si과 α -AlFeMnSi 상의 분율 증가를 야기하였다. 다이캐스팅 공정의 빠른 냉각속도로 인해 주조재에는 나노 단위의 석출물이 존재하지 않았으나, T6 열처리재에는 Al 기지 내 20 nm 이하의 미세한 β' 및 β 석출상이 존재하였다. T6 열처리 β'/β 상의 Orowan 석출강화 효과를 통해 다이캐스팅 소재의 항복강도를 21.6 MPa 증가시켰다. 그러나 T6 열처리재의 β'/β 상은 인장 변형 시 가공경화 속도를 감소시킴으로 인해 조기 네킹이 유발하여 인장강도와 연신율을 각각 36.5 MPa, 1.6% 감소시켰다. T6 열처리 여부와 관계없이 조대한 α -AlFeMnSi상과 공정 Si상에서 파단의 시작 및 전파처로 작용하였다.

5. 감사의 글

This work was supported by the Technology Innovation Program, (Development of 3.0 GPa% Grade aluminum alloy and casting analysis technology for high vacuum die casting, NTIS 1415180233, KEIT 20020283) funded By the Ministry of Trade, Industry & Energy (MOTIE, Korea).

참고문헌

[1] C. Schlessner, J. Rogelj, M. Schaeffer, T. Lissner, R. Licker, E. M. Fischer, R. Knutti, A. Levermann, K. Frieler

and W. Hare: *Nat. Clim. Change* **6** (2016) 827-835.
 [2] D. Bodansky: *RECIEL* **25** (2016) 142-150.
 [3] S. Zhang, Q. Fan, R. Xia and T. J. Meyer: *Acc. Chem. Res.* **53** (2020) 255-264.
 [4] J. Wu, Y. Huang, W. Ye and Y. Li: *Adv. Sci.* **4** (2017) 1700194.
 [5] S. Tian, Y. Di, M. Dai, W. Chen and Q. Zhang: *Appl. Energy* **305** (2022) 117796.
 [6] J. Hirsch: *Mater. Forum* **28** (2004) 15-23.
 [7] X. P. Niu, B. H. Hu, I. Pinwill and H. Li: *J. Mater. Process. Technol.* **105** (2000) 119-127.
 [8] K. Ahmmed, "Effect of thermal treatment on tensile properties of a vacuum die cast hypoeutectic Al-Si alloy", 2009.
 [9] Q. Hu, H. Zhao and F. Li: *Mater. Sci. Eng. A* **680** (2017) 270-277.
 [10] F. Liu, H. Zhao and R. Yang and F. Sun: *Materials* **12** (2019) 2065.
 [11] F. Liu, H. Zhao and R. Yang and F. Sun: *Mater. Today Commun.* **19** (2019) 114-123.
 [12] H. Zhao, F. Liu and R. Yang and F. Sun: *Light Metals* (2019) 227-234
 [13] C. Hu, H. Zhao, X. Wang and J. Fu: *Vacuum* **180** (2020) 109561.
 [14] A. Zovi and F. Casarotto: *la metallurgia italiana* (2007) 33-38.
 [15] ASTM E8/E8M-13a, 2013, "Standard test methods for tension testing on metallic materials", ASTM International, West Conshohocken, PA.
 [16] E. Kozeschnik: *Mathematical Modelling of Weld Phenomena* **5**, **349** (2001)
 [17] L. Ding, C. Ji, C. Lu, R. Zang, Y. Weng, Q. Liu, Z. Jia: *Mater. Charact.* **191** (2022) 112167.
 [18] E. Aerts, P. Delavignette, R. Siems and S. Amelinckx: *J. Appl. Phys.* **33** (1962) 3078-3080.
 [19] X. Liu, Y. Zhang, B. Beausir, F. Liu, C. Esling, F. Yu, X. Zhao and L. Zuo: *Acta Mater.* **97** (2015) 338-347.
 [20] B. Zhao, B. Ye, L. Wang, Y. Bai, X. Yu, Q. Wang, W. Yang: *Mater. Sci. Eng. A* **849** (2022) 143463.
 [21] E. Cinkilic, M. Moodispaw, J. Zhang, J. Miao and A. A. Luo: *Met. Mater. Trans. A* **53A** (2022) 2861-2873.
 [22] M. Takeda, T. Kurumizawa, S. Sumen, K. Fukui, T. Endo: *IJMR* **93** (2022) 523-527.
 [23] D. Bardel, M. Perez, D. Nelias, A. Deschamps, C. R. Hutchinson, D. Maissonette, T. Chaise, J. Garnier and F. Bourlier: *Acta Mater.* **62** (2014) 129-140.
 [24] Y. Wang, H. Zhao, X. Chen, B. Gault, Y. Brechet and C. Hutchinson: *Acta Mater.* (2024) 119643.
 [25] G. Fribourg, Y. Bréchet, A. Deschamps and A. Simar: *Acta Mater.* **59** (2011) 3621-3635.
 [26] A. Deschamps, S. Esmacili, W.J. Poole and M. Militzer: *J. Phys. IV France* **10** (2000) Pr6-151.
 [27] J. Wang, J. Zhu, Y. Liu, H. Peng and X. Su: *J. Mater. Res.* **33** (2018) 1773-1781.