[논문] 한국소성가공학회지, 제 30 권 1 호, 2021
Transactions of Materials Processing, Vol.30, No.1, 2021
http://dx.doi.org/10.5228/KSTP.2021.30.1.5

(Mg + Al_2Ca)로 개량된 AA7075 합금의 미세조직, 기계적 특성, 그리고 고주기 피로 특성에 미치는 T6 및 T73 열처리의 효과

황유진[1] · 김관영[2] · 김규식[1] · 김세광[3] · 윤영옥[3] · 이기안[1,#]

Effect of T6 and T73 Heat Treatments on Microstructure, Mechanical Responses and High Cycle Fatigue Properties of AA7075 Alloy Modified with Mg and Al_2Ca

Y. J. Hwang, G. Y. Kim, K. S. Kim, Shae K. Kim, Y. O. Yoon, K. A. Lee
(Received January 11, 2021 / Revised January 22, 2021 / Accepted January 27, 2021)

Abstract

The effects of heat treatments (T6 and T73) on the microstructure, mechanical properties, and high cycle fatigue behavior of modified AA7075 alloys were investigated. A modified 7075 alloy was manufactured using modified-Mg (Mg-Al_2Ca) instead of the conventional element Mg. Based on the microstructure, the average grain size was 4.5 μm (T6) and 5.2 μm (T73). Regardless of heat treatment, the modified AA7075 alloys consisted of Al matrix containing homogeneously distributed Al_2CuMg and $MgZn_2$ phases with reduced Fe-intermetallic compound. Room temperature tensile tests showed that the properties of modified 7075-T6 (Y.S.: 622MPa, T.S: 675MPa, elongation: 15.4%) were superior to those of T73 alloy (Y.S.: 492MPa, T.S: 548MPa, elongation: 12.8%). Experimental data show that the fatigue life of T6 was 400 MPa, about 64% of its yield strength. However, the fatigue life of T73 alloy was 330 MPa and 67%. Irrespective of the stress level, all crack initiation points were located on the specimen surface, and no inclusions acting as stress concentrators were seen. Superior mechanical properties and high cycle fatigue behavior of modified AA7075-T6 alloy are attributed to the fine grains and homogeneous distribution of small second phases such as $MgZn_2$ and Al_2CuMg, in addition to reduced Fe-intermetallic compounds.

Keywords: Modified AA7075, Ca, Heat Treatment, Microstructure, Tensile, High Cycle Fatigue

1. 서 론

알루미늄 합금은 기계적 성질, 내식성, 내구한도, 성형성이 우수하며 철강 소재에 비해 약 60% 경량화가 가능하여 사용량이 증가하고 있다 [1-3]. 이에 따라 경제적인 방법으로 우수한 특성을 나타내는 알루미늄 합금의 개발이 꾸준히 진행되어 왔다 [3,4].

1. 인하대학교 신소재공학과, 박사과정
2. 안동대학교 재료공학과, 석사과정
3. 한국생산기술연구원, 연구원
Corresponding Author : Department of Materials Science & Engineering, Inha University, E-mail: keeahn@inha.ac.kr
ORCID : 0000-0003-2149-3871

최근 항공기 및 자동차용 부품에 사용되기 위해서 우수한 기계적 성질과 피로 수명을 얻을 뿐만 아니라 높은 생산성 및 경제성을 가질 수 있는 개량된 AA7075 알루미늄 합금이 제시되었다 [4].

새로운 AA7075 합금은 용탕 과정에서 CaO를 첨가하여 새롭게 만들어진 modified Mg (Mg+Al_2Ca)을 일반적인 Mg 원소 대신 첨가하여 만들어진 소재이며 이를 개량 (modified) AA7075 합금이라고 한다. 이와 관련하여 Mg 합금에 Al_2Ca 이 첨가된 개량 Mg 합금(Eco-Mg 합금)은 기존 Mg 합금에 Ca의 효

과를 도입하여 미세한 미세조직과 우수한 기계적 특성을 나타냈다고 보고된 바 있다 [5].

현재까지 AA7075 합금은 항공기 등의 수송 기계 부품 외판 및 구조용 재료로 적용 시도되고 있었다. 이를 위해서 이 합금은 우수한 기계적 특성 및 안정성이 보장되어야 한다 [6]. 그 중에서도 기존 금속 재료 파괴의 90% 이상을 차지하는 피로 특성은 가장 중요하게 고려되어야 할 기계적 물성 중 하나이다 [7]. Xue 등[8]에 따르면 Al 합금 내부에 존재하는 조대한 강화상 또는 비금속 개재물은 항복 강도 이하의 반복적인 응력이 가해지는 경우 균열을 빠르게 발생시켜 피로 특성을 감소시킨다고 제시한 바 있다. 또한 Al-Rubaie 등[9]은 피로 변형을 주었을 때 고집성 슬립 밴드(persistent slip band)가 형성되어 파괴를 유발하며 이는 초기 미세조직에 민감하게 영향을 받는다고 보고하였다 [10]. AA7075는 대표적인 열처리 경화형 알루미늄 합금으로 여러 선행 결과에서 다양한 시효방법을 통해 석출된 상들의 경화 효과에 따라 기계적 특성이 큰 차이를 나타낸다고 알려져 있다 [11,12].

앞서 언급한 개량 알루미늄 소재에서도 열처리 효과는 중요할 것으로 예상된다. Kim 등[3]은 개량 AA2024에서 미량의 Ca의 첨가의 영향으로 기존 보고된 알루미늄 합금보다 우수한 기계적 특성이 나타난다고 보고하였다. 상기 방법으로 Ca이 첨가되어 제조된 개량 마그네슘 및 개량 알루미늄 합금의 기계적 특성이 더 향상될 수 있다는 연구 결과[4,13]는 제시된 바 있지만, 현재까지 개량 AA7075 합금을 이용하여 열처리 방법에 따라 미세조직 및 기계적 특성, 고주기 피로 거동을 비교한 연구는 부족한 실정이다.

본 연구에서는 (Mg+Al_2Ca)를 첨가한 개량된 7075 합금을 제조하고 기존 7075 합금에서 대표적으로 적용되고 있는 피크 시효(peak aging) T6 열처리와 과시효(over aging) T73 열처리를 각각 수행하였다. 그리고 열처리 조건에 따른 개량 7075 합금들의 미세조직 변화, 인장 및 고주기 피로 특성을 조사하였으며 그 변형 거동을 미세조직과 연계하여 해석하였다.

2. 실험 방법

본 연구에서는 (Mg+Al_2Ca)를 AA7075 의 첨가 합금 원소로 사용하여 개량된 AA7075 을 제조했다. 이를 위하여 합금은 1% CaO 를 첨가하여 제조된 modified-Mg (i.e. (Mg+Al_2Ca))를 원소재 합금 원소들(Al, Zn, Mg 등)과 함께 장입하고 유도 용해(induction melting) 후 잉곳트(ingot)로 제조하였다. 제조된 개량 AA7075 합금의 화학 조성은 Table 1 에 나타난 것과 같으며 특징적인 것은 (Mg+Al_2Ca) 첨가에 따라 Ca 이 미량 존재하였다. 주조된 잉곳트는 300 ℃로 재가열하여 12 m/min 의 압출 속도로 최종 직경 30 mm 까지 열간 압출했다. 그 후 압출된 봉상 소재를 T6 및, T73 열처리를 각각 수행하였다. T6 및 T73 를 위한 용체화(solid solution) 열처리는 465°C 에서 2hr 동안 동일하게 시행하고 급랭했다. T6 열처리를 위한 인공 시효(artificial aging)은 120°C/24hr (이하 T6 로 명명) 그리고 T73 는 107°C/7hr 그리고 177°C/7hr 조건(이하 T73 로 명명)으로 각각 수행되었다.

Table 1 Chemical compositions of modified AA7075 alloy used in this study (in wt.%)

	Al	Zn	Mg	Cu	Cr	Si	Fe	Mn	Ca
Standard AA7075	Bal.	5.1-6.1	2.1-2.9	1.2-2.0	0.2-0.3	<0.4	<0.5	<0.3	-
Modified AA7075	Bal.	6.04	2.62	1.74	0.24	0.11	0.11	0.03	0.041

미세조직 관찰을 위해 SiC 연마지를 이용한 연마(grinding), 그리고 1μm Al_2O_3 슬러리(slurry)를 이용한 경면 연마(mirror finishing) 단계가 포함된 표준 금속 준비 방법을 이용했다. 미세조직 관찰 전, 화학적 에칭을 수행하였으며 이 때 10 ml H_2PO_4 + 100 ml H_2O 용액을 사용했다. 에칭 후 광학 현미경과 주사 전자 현미경(TESCAN VEGA II LMU), EDS 와 EPMA (Shimadzu EPMA-1600)을 이용해 결정립 크기, 2 차상 크기 및 분포, 합금 원소 분포 등의 미세조직을 관찰했다. 이와 함께 상 분석을 위해 Cu 타겟을 이용한 XRD (X-ray diffraction, Rigaku D/MAX-2000) 분석을 2 theta(θ) 30~80 조건에서 수행하였다.

개량 AA7075 T6 및 T73 합금의 경도를 마이크로 비커스 경도계(Akachi, AVK-C100)로 10 g, 20 회 측정하여 그 평균값을 제시했다. 인장 및 고주기 피로 시험을 위하여 Fig. 1 에서 제시한 것과 같이 ASTM E8M 규격에 따라 표점 거리(gauge length) 24 mm, 표점 직경 5 mm 의 봉상 시편으로 재가공하여 사용했다. 상온 인장 특성 평가를 위하여 MTS 810 장비를 사용했으며 초기 변형률 속도를 1×10^{-3} s^{-1} 조건으로

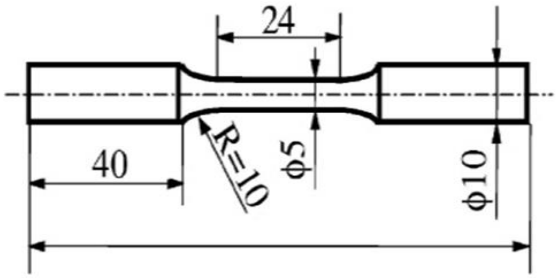

Fig. 1 Tensile and high-cycle fatigue test specimens according to ASTM E8M

각각 3번씩 실험하여 대표적인 인장 특성을 도출했다. 고주기 피로 시험은 Instron 8501 장비를 사용하였으며 상온에서 응력 제어, 응력비 (R)는 0.1 (인장-인장), 10 Hz의 주파수, 싸인 파(sinusoidal wave) 반복하중 조건을 적용하여 실시했다. 응력에 대한 대표적인 피로 수명을 얻기 위하여 각 반복 응력 조건당 2~3번의 실험을 수행하였으며 피로한은 ~10^7 사이클에서 파괴가 발생하지 않는 최대 응력으로 설정했다. 인장 및 고주기 피로 시험 후 파단면은 FE-SEM 및 EDS를 사용하여 관찰했다.

3. 결과 및 고찰

3.1 열처리 조건에 따른 개량 AA7075 합금의 미세조직

T6 및 T73로 각각 열처리한 개량 AA7075 알루미늄 합금들의 거시적인 미세조직들을 Fig. 2에 나타냈다. 압출재의 단면에서 관찰한 결과, 두 합금 모두 등방형(equiaxed) 결정립을 나타내고 있었으며 결정립계에서 괴상의 2차상이 확인되었다 (Fig. 2 화살표) 이 2차 상은 T73 열처리를 수행한 합금에서 다소 크게 나타났다. T6와 T73의 상 분석을 위해 X-ray 회절 패턴을 분석하였으며 그 결과 Fig. 3에 제시했다. 열처리 조건에 관계없이 Al 기지 상과 Al_2CuMg과 $MgZn_2$ 상들이 동일하게 존재했으며, 두 열처리 조건에 따라 검출되는 피크들의 변화는 크지 않았다. 즉 XRD 분석 결과를 바탕으로 Fig. 2 미세조직에서 관찰되었던 2차상들은 Al_2CuMg과 $MgZn_2$로 유추되었다.

SEM을 이용하여 미세조직 및 상분석을 추가적으로 진행했으며 그 결과를 Fig. 4에 나타냈다. T6 합금의 평균 결정립 크기는 4.5 ㎛, T73 합금의 평균 결정립 크기는 5.2 ㎛로 측정되었다. 두 합금의 경우, 평균 결정립 크기가 미미한 차이를 나타내고 있었다. 그러나 본 연구의 두 개량 합금들 모두 기존 AA7075 합금들의 평균 결정립 크기(평균 50~70㎛ [14,15])와 비교하여 상대적으로 작게 확인되었다. 이 결과는 CaO를 이용하여 제조된 (Mg+Al_2Ca)를 합금 원소로 첨가에 의한 것으로 사료된다. 보고된 문헌에 따르면 Al 합금과 Mg 합금에서 칼슘 원소의 첨가를 통하여 결정립의 미세화가 가능하다고 제시

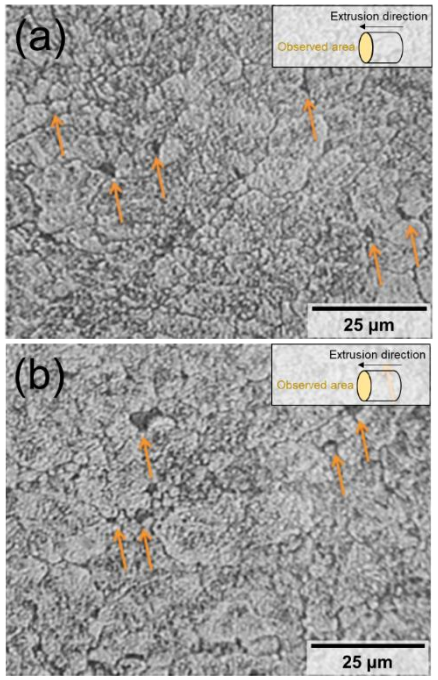

Fig. 2 Optical microscope images of (a) modified AA7075-T6 and (b) modified AA7075-T73 alloys

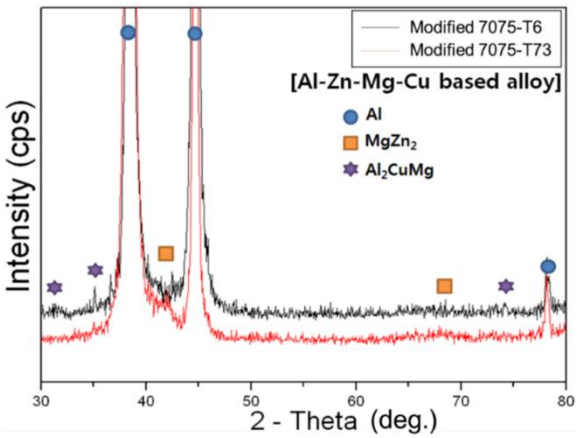

Fig. 3 XRD analysis results of modified AA7075-T6 and modified AA7075-T73 alloys

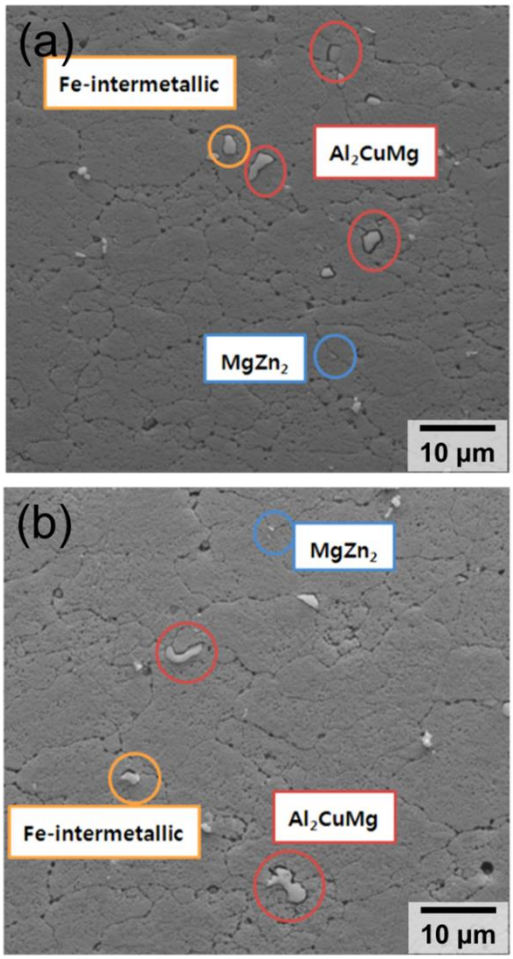

Fig. 4 SEM images showing microstructures of modified AA7075-T6 and AA7075-T73 alloys

Table 2 Results of chemical compositions by energy dispersion spectra at red, orange, and blue circles in the Figure 4 (in wt.%)

		Al	Zn	Mg	Cu	Fe	Ca
Modified AA7075-T6	$MgZn_2$	Bal.	4.374	2.403	1.863	-	0.121
	Al_2CuMg	Bal.	2.628	2.665	4.131	-	0.468
	Fe-intermetallic	Bal.	3.644	4.577	13.082	1.532	-
Modified AA7075-T73	$MgZn_2$	Bal.	4.434	2.142	1.160	0.156	0.093
	Al_2CuMg	Bal.	1.725	7.932	30.384	0.248	0.377
	Fe-intermetallic	Bal.	11.658	1.765	20.217	5.575	0.103

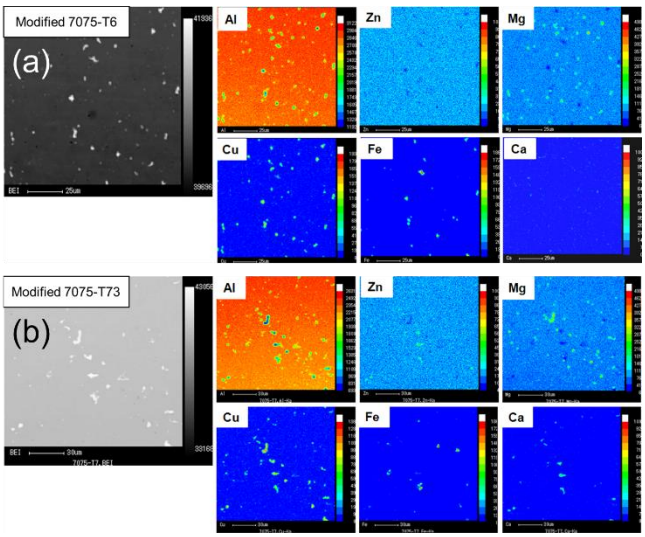

Fig. 5 EPMA analysis results of (a) modified AA7075-T6 and (b) modifiedAA7075-T73 alloys

된 바 있다 [16,17]. 즉, Table 1에서 나타낸 것과 같이 개량 AA7075 합금에서는 Ca 이 소량 존재함에 따라 결정립 미세화 효과가 나타나는 것으로 판단된다. 결정립의 감소는 인공 시효 시, 우선적으로 석출이 될 수 있는 결정립계를 증가시킴에 따라 석출상의 핵 생성 수를 증가시켜 상대적으로 작은 석출물이 균일하게 분포될 수 있을 것으로 기대된다.

Fig. 4에서 표시한 2차상의 종류에 따른 성분을 EDS로 분석했으며 Table 2에 그 결과를 제시했다. 그림과 표에서 확인되는 것과 같이 침상형으로 관찰되는 상은 $MgZn_2$로 확인되었으며 구형은 주로 Fe-intermetallic compounds, 그리고 구형과 괴상형으로 동시에 존재하는 Al_2MgZn 상이 관찰되었다. 일반적으로 시효 처리를 수행한 AA7075 합금의 경우, 수십 나노미터 크기로 $MgZn_2$ (η)이 결정립 내부에 주로 형성된다 [18]. 그러나 본 합금들의 경우 Figure 4에서 나타낸 것과 같이 침상의 $MgZn_2$(η)이 주로 결정립계를 따라 형성되어 있었다. 또한 그 크기는 약 1 μm 이하로 미세하게 관찰되어 기존 문헌에서 보고된 크기와 큰 차이를 보였다. T6 에서 확인되는 Al_2CuMg 상은 평균 2.9 μm 의 크기로 두 강화상 모두 구형의 형태로 고르게 분포되어 있었다. Fe-intermetallic compound 상은 3~5 μm 크기로 나타났으며 산화물은 거의 관찰되지 않았다. T73 합금의 Al_2CuMg 상은 평균 4.3 μm 의 크기로 확인되었으며, Fe-intermetallic compound 는 개량 7075-T6 합금과 유사하게 관찰되었다. 주목할 만한 점은 열처리 조건에 관계없이 개량 AA7075 합금의 Al_2CuMg 와 Fe-intermetallic compound 는 기존 AA7075 합금(10~14 μm) 보다 크기가 미세하다는 것이다 [8,19].

합금 원소 분포를 통해 2차상의 분포를 유추할 수

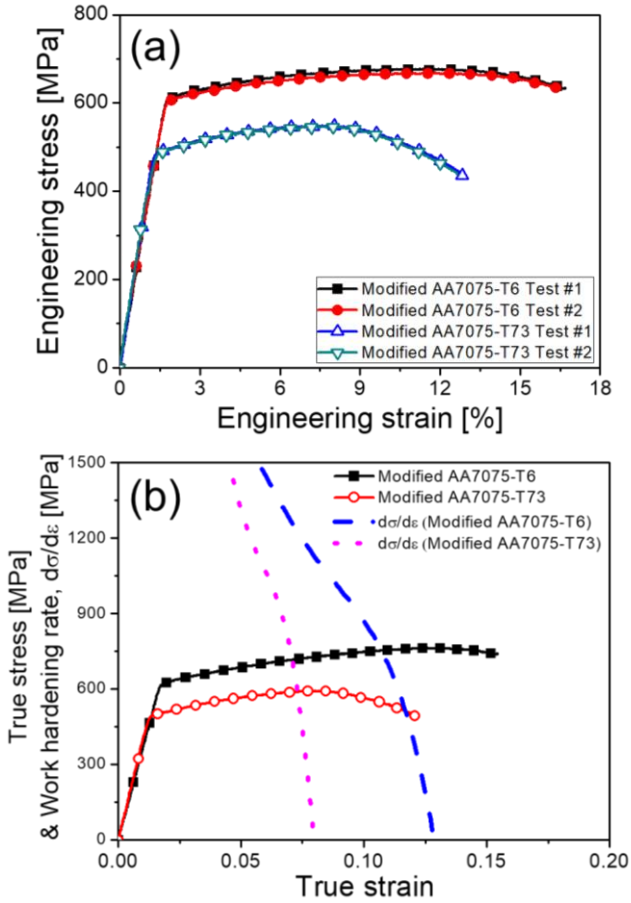

Fig. 6 (a) Room temperature engineering stress-engineering strain curves and (b) true stress and work hardening rate-true strain curves of modified AA7075-T6 and modified AA7075-T73 alloys

있다. EPMA 를 통하여 각각의 열처리에 따른 합금 원소 분포를 분석하였으며 그 결과를 Fig. 5 에 도시했다. 두 합금 모두 마그네슘(Mg) 및 아연(Zn) 원소는 합금의 전체에 미세하고 균일하게 분포하고 있었다. 이 결과를 통하여 결정립계를 따라서 형성된 $MgZn_2$ (η)만 있는 것이 아니라 알루미늄 기지 조직에 수십 나노 미터 크기로 균일하게 형성되었을 것으로 예측 가능하였다. Al_2CuMg 를 구성하는 구리(Cu) 원소의 경우 T73 열처리를 수행함에 따라 T6 열처리된 합금보다 특정 위치에 많이 편석된 경향을 보였다. 그리고 칼슘(Ca)도 T6 열처리를 한 경우, 더욱 균일하게 미세하게 분포하고 있는 결과를 나타냈다 [20]. 결과적으로 개량 AA7075-T6 합금이 개량 AA7075-T73 합금보다 미세한 2 차 상들이 균일하게 분포되었다는 것을 알 수 있었다.

Table 3 Room temperature hardness and tensile properties of modified AA7075-T6 and modified AA7075-T73 alloys

	Modified AA7075-T6	Modified AA7075-T73
Vickers hardness ($HV_{0.3}$)	238	163
Tensile yield strength (MPa)	622	492
Ultimate tensile strength (MPa)	675	548
Uniform plastic strain (%)	10.7	7.2
Elongation at fracture (%)	15.4	12.8

3.2 개량 AA7075 합금의 경도 및 상온 인장 특성

개량 AA7075 합금의 열처리 조건에 따른 기본적인 기계적 특성의 변화를 경도 및 인장 시험을 통하여 평가했으며 그 결과를 Table 3 과 Fig. 6 에 제시했다. T6 합금의 평균 경도 값은 238 HV, T73 은 163 HV 로 측정되었으며 두 합금의 경도 값의 차이는 75 HV 로 T6 가 높게 나타났다. 상온 인장 시험 결과, 경도 값으로 예상할 수 있듯이 T6 의 강도 특성이 T73 보다 우수하였다. T6 와 T73 합금의 항복 강도는 각각 622 MPa, 492 MPa, 최대 인장 강도는 각각 675 MPa, 548 MPa 으로 측정되었다. 여기서 흥미로운 점은 일반적으로 강도 증가함에 따라 연신율은 낮아지는 강도-연성 tradeoff 현상이 나타나지 않고 T6 합금이 높은 연신율을 나타낸다는 것이다. 균일 변형률(uniform strain, $d\sigma/d\varepsilon=\sigma_{flow}$ 기준[21])을 확인한 결과, T6 합금의 균일 변형률은 10.7 %, T73 합금은 7.2 %로 균일 변형량에서도 T6 합금이 더욱 높은 것을 알 수 있었다. 또 하나의 주목할 만한 결과로는 T6 소재에서 변형 경화 속도(strain hardening rate)가 T73 보다 모든 변형률 영역에서 높은 값을 나타내는 것이다. 개량 AA7075 의 상온 인장 특성을 기존 Al 7075 합금과 비교하여 Fig. 7 에 제시하였다. T73 합금은 일반적인 AA7075 합금의 기계적 특성의 범주에 들어가는 것을 확인할 수 있다. 반면 T6 소재의 경우에는 기존 소재보다 높은 강도와 연신율을 나타냈다 [22-29].

우수한 인장 특성을 나타내는 두 합금의 인장 파단면을 SEM 및 EDS로 분석하여 Fig. 8에 도시하였다. T6 및 T73 합금에서 단면 수축율들은 확연히 높지는 않았으나 상대적으로 T73의 단면 수축율이 높게 나타났다. 파면을 고배율로 확인해보면 연성 파괴의 대표적인 형태인 딤플(dimples)들이 두 조건에

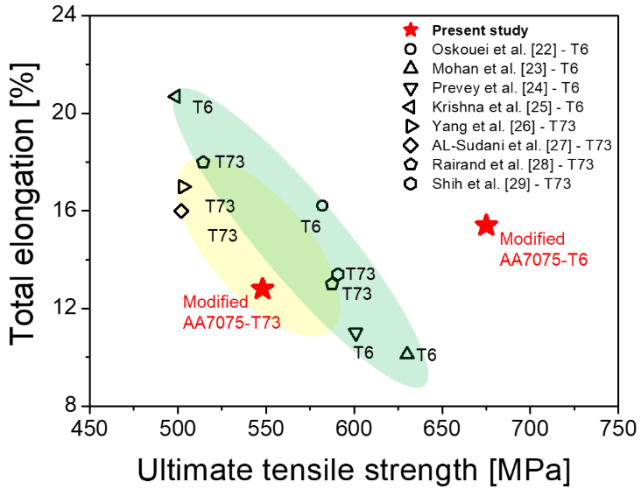

Fig. 7 Graph of ultimate tensile strength and elongation compared to several literatures [22-29]

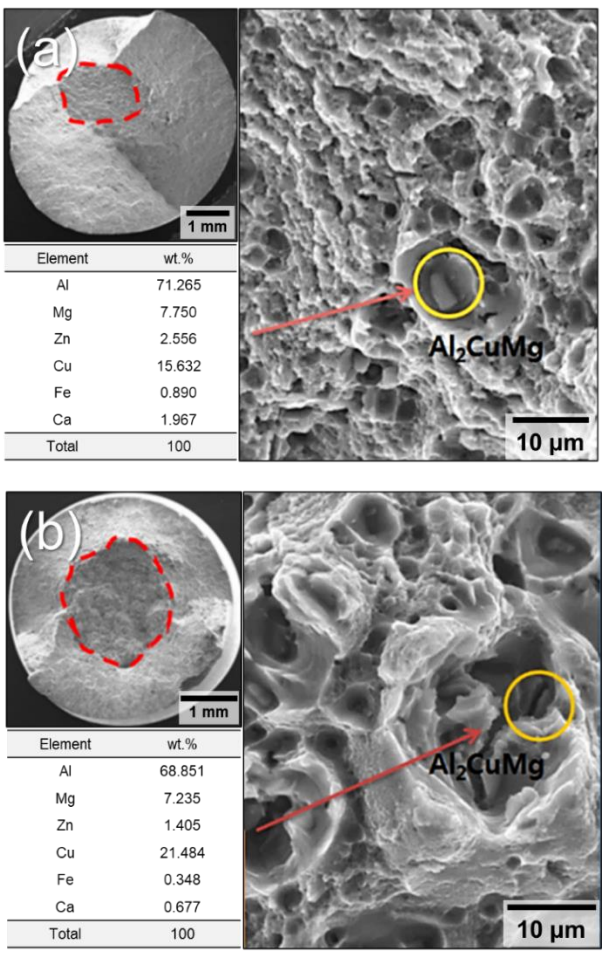

Fig. 8 Tensile fracture surfaces of (a) modified AA7075-T6 and (b) modified AA7075-T73 alloys

서 모두 관찰되었다. 또한 딤플의 크기 분포는 T6 합금에서 더욱 미세한 크기로 고르게 분포되어 있는 것을 알 수 있었다. 개량 AA7075-T6 의 평균 딤플의 크기는 3.8 μm, T73 합금은 6.9 μm 의 크기로 측정되었으며 앞서 미세조직에서 언급한 결정립 크기와 유사한 값을 나타냈다. 미세한 딤플 내부에는 미세한 상들이 존재하는 것을 확인할 수 있었으며 앞선 미세조직의 결과를 기반으로 $MgZn_2$ 상이 존재하는 것으로 예측할 수 있었다. 또한 열처리 조건에 관계없이 상대적으로 큰 딤플들의 내부에는 Al_2CuMg 상이 관찰된 반면 산화물 및 Fe-intermetallic 상은 두 합금의 파단면에서 거의 관찰되지 않았다.

이와 같은 우수한 기계적 특성은 개량 AA7075-T6 합금의 미세한 결정립(Ca 첨가 효과), 2 차 강화상(Al_2CuMg, $MgZn_2$)의 미세화 및 균일한 분포, Fe 계 금속간 화합물의 크기 감소, 게재물 및 산화물의 감소에 기인하는 것으로 판단된다.

3.3 개량 AA7075 합금의 상온 고주기 피로 특성

개량 AA7075 합금의 고주기 피로 실험 결과를 Fig. 9에 나타냈다. T6 합금의 피로한(fatigue limit)은 400 MPa으로 나타났으며, T73 합금은 330 MPa로 측정되었다. 일반적인 AA7075 합금의 고주기 피로한이 약 180 MPa [30]인 것과 비교하여 본 개량 합금들은 매우 우수한 피로 저항성 특성을 가지는 것으로 확인할 수 있었다. 이와 함께 열처리 조건들은 비교해보면, 인장 특성 및 고주기 피로 특성 모두 T6 합금이 더 우수하게 나타났다. 일반적으로 탄성 영역에서의 응력이 반복적으로 가해지는 고주기 피로의 경우 인장 강도가 높을 수록 피로 균열 생성에 대한 저항력이 증가하여 우수한 피로 수명을 나타낸다고 알려져 있다. 이를 바탕으로 본 연구에서 T6 합금의 피로 수명이 T73 합금보다 더 높게 나타나는 것을 설명할 있다. 또한 개량 7075-T6, T73 합금들의 피로 수명을 기존 7075 알루미늄 합금과 비교해 보았으며, 그 결과 2배 이상의 높은 피로 수명을 나타내는 것을 알 수 있었다 [31,32]. 흥미로운 점은 높은 응력이 가해지는 조건(420 MPa 이상)에서는 T6 합금과 T73 합금의 피로 수명들이 유사하게 나타나고 있지만 낮은 응력 조건(420 MPa 이하)에서는 T6 합금의 피로 수명이 극적으로 높아지는 경향을 보

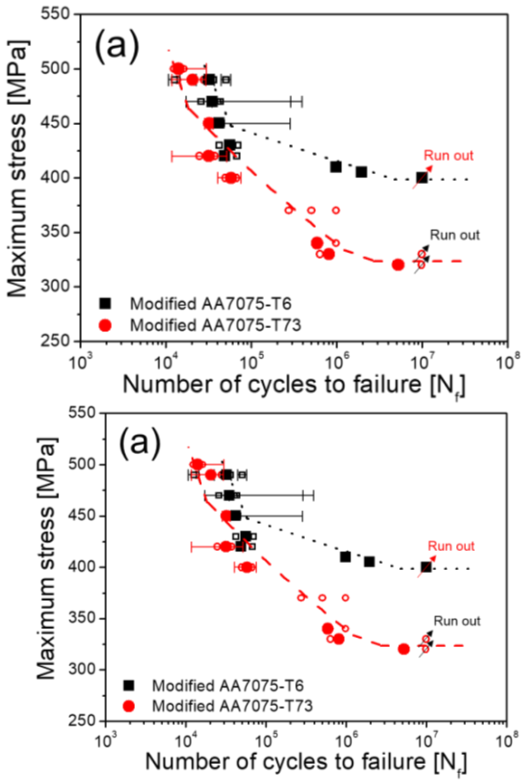

Fig. 9 (a) The fatigue maximum stress-number of cycles to failure curves and (b) normalized max stress-number of cycles to failure curves of modified7075 alloys

였다는 것이다.

피로 수명과 최대응력과의 관계는 Basquin의 식으로 표현될 수 있으며 그 수식은 아래와 같다.

$$N \cdot \sigma_{max}{}^{p} = C \qquad (1)$$

여기서 N 은 피로 수명(fatigue life), σ_max 는 응력폭 또는 최대응력, p 는 응력 민감도로 표현된다. Fig. 9(a)의 파선으로 나타낸 것과 같이 T6 합금의 응력 민감도는 -0.0262 이며 T73 는 -0.0785 로 분석되었다. 이 결과는 T6 합금에서 피로 응력에 반응하는 피로 수명이 상대적으로 민감하다는 것을 의미한다. Fig. 9 (b)에서는 반복 응력에서의 최대 응력을 각각의 항복강도로 나눈 값으로 다시 도시하였다. 한편 피로 강도비(fatigue strength ratio, $\sigma_{\text{fatigue limit}}/\sigma_{ys}$)는 각각 0.64 (T6)와 0.67 (T73)로 계산됨에 따라 큰 차이를 나타내지 않았다. 그러나 항복 강도 대비 0.7 이상의 응력(응력의 절대값은 높음)이 가해질 경우, T6 합금의 피로 수명이 상대적으로 낮다는 것을 알 수 있었다. 이 결과를 통하여 국부적인 응력 집중과 균열 전파에 대한 T6 의 저항이 상대적으로 낮은 것으로 사료된다.

고주기 피로 수명은 일반적으로 균열의 시작이 피로 수명에 많은 부분을 차지하므로 균열 생성 지점을 찾고 그 기구를 규명할 필요가 있다. 이를 위해 T6 및 T73 합금의 피로 파단면을 SEM으로 관찰하여 Fig. 10에 나타냈다. 전체적인 파단면 관찰 결과, 두 시편 모두 응력 크기와 관계없이 표면에서 균열이 시작되는 것을 알 수 있었다. 또한 합금 모두 응력의 크기가 높아짐에 피로 균열이 전파되는 영역 1 (피로 균열 시작점) 부근의 면적이 작아지는 것을 알 수 있었다. 같은 응력 조건에서 두 합금을 비교하였을 때 개량 AA7075-T6 합금에서 영역 1의 면적이 넓게 나타나는 것을 확인할 수 있었다.

지금까지 보고된 7xxx계 알루미늄 합금의 경우 조대한 Fe-intermetallic compound 상이 반복적인 하중을 받아 피로 균열의 생성 및 균열에 영향을 미쳐 피로 특성을 감소시키는 것으로 알려지고 있다[4] 그러나 본 연구에 사용된 개량 7075 알루미늄 합금의 균열 생성 지점을 면밀히 관찰하였음에도 불구하고, 기존 알루미늄 합금과 다르게 피로 파괴에 영향을 미칠 만한 Fe-intermetallic compound 또는 2차상이 관찰되지 않았다. 오히려 개량 AA7075 합금은 열처리 조건에 관계없이 고집성 슬립띠(persistent slip band)가 생성되어 균열이 발생, 전파되는 것으로 나타났다. 개량 AA7075 합금의 피로 거동을 분석하기 위하여 고배율로 파단면과 단면을 관찰한 결과를 Fig. 11에 나타냈다. 피로 균열 전파 부근을 관찰하였을 때 두 합금 모두 “river marking”의 형태로 균열이 전파되었으며 파면상에서 $MgZn_2$과 Al_2CuMg상들이 다량 관찰되었다. 이와 같은 강화상들은 T6 합금이 T73 합금 보다 더 미세하고 균일하게 분포되어 있었으며 이들이 균열의 전파를 효과적으로 방해하는 것으로 사료된다. 피로 균열의 생성 및 전파 영역의 단면을 관찰하여 Fig. 11 (c, d)에 제시하였다. 두 합금 모두 피로 파괴의 시작점을 관찰한 것으로 표면에서 파괴가 진행된 것을 알 수 있었으며 시작점 관찰 결과 45°로 매끄럽게 균열 성장이 진행되었다. 이는 슬립 밴드(slip band)에 의한 피로 균열이 진행된 것으로 해석될 수 있다. 이와 함께 피로 균열의 생성은 조대한 Fe-intermetallic compound 상 및 게재물에 영향을 받지 않았음을 다시 한번 알 수 있었다.

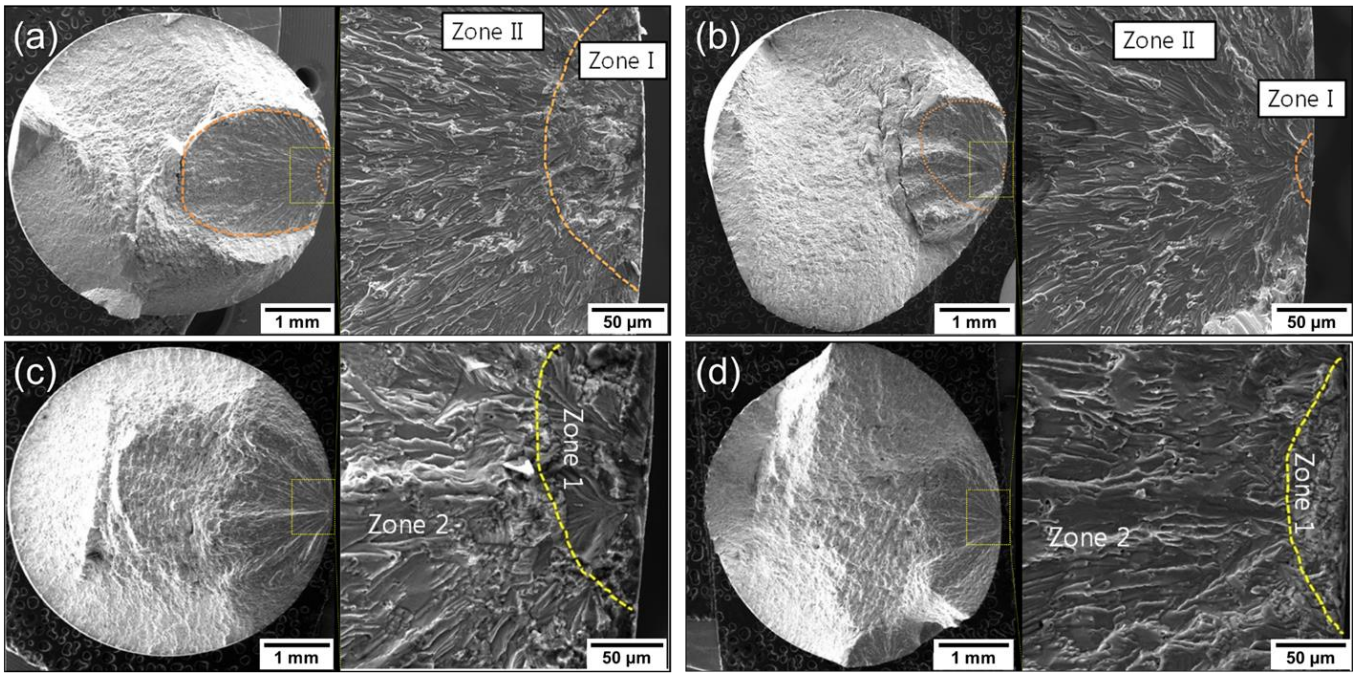

Fig. 10 Fatigue fracture surface images and high-magnification images of fatigue crack starting points; (a) 420MPa, (b) 490MPa of modified 7075-T6 alloy and (c) 420MPa, (d) 490MPa of modified 7075-T73 allo

상기의 결과를 바탕으로 본 개량 AA7075-T6 합금은 미세한 결정립, 미세하고 균일하게 분포된 $MgZn_2$, Al_2CuMg 2차상이 피로 균열 생성 및 전파에 대한 저항성을 향상시킴과 동시에 피로 특성에 악영향을 주는 Fe-intermetallic compound 상의 크기가 미세해짐에 따라 우수한 고주기 피로 특성을 나타내는 것으로 판단된다.

4. 결 론

본 연구에서는 AA7075 합금에 기존의 Mg 대신 ($Mg+Al_2Ca$)를 첨가해 개량시킨 AA 7075 합금을 제조하였으며, 그 합금을 T6 와 T73 처리함으로써 열처리가 인장 및 고주기 피로 특성에 미치는 영향에 대해 조사하였다. 이를 미세조직과 연계해 기구를 규명하고자 했고 다음과 같은 결론을 얻을 수 있었다.

(1) Modified AA7075합금은 열처리 조건에 관계없이 Al기지와 Al_2CuMg, $MgZn_2$이 동일하게 존재했다. 미세조직 관찰 결과 T6 합금과 T73 합금의 평균 결정립 크기는 각각 4.5 μm, 5.2 μm로 일반적인 AA7075 합금의 평균 결정립 크기보다 작게 나타났다. 이는 ($Mg+Al_2Ca$)를 합금 원소로 첨가했기 때문인 것으로 판단된다. 열처리에 관계없이 Al_2CuMg, $MgZn_2$ 상을 포함하는 Al 기지로 구성되어 있으며 Fe intermetallic 이 감소한 것을 확인했다.

(2) T6 합금과 T73 합금의 평균 경도는 각각 238 HV, 163 HV 로 측정되었다. 상온 인장 시험 결과, T6 와 T73 합금의 항복강도는 각각 622 MPa, 492 MPa, 최대 인장강도는 각각 675 MPa, 548 MPa 로 평가되었다. 또한 강도가 증가함에 따라 연신율이 낮아지는 강도-연성 tradeoff 현상이 나타나지 않고 T6 합금이 높은 연신율을 나타냈다. 인장 파단면 분석 결과, T6 합금과 T73 합금의 평균 dimple 크기는 각각 3.8 μm, 6.9 μm 로 결정립 크기와 유사한 값을 나타냈다. 열처리 조건에 관계없이 상대적으로 큰 dimple 의 내부에는 Al_2CuMg 이 관찰된 반면 oxide 및 Fe intermetallic 상은 두 합금의 파단면에서 관찰되지 않았다. 이러한 우수한 기계적 특성은 미세한 결정립, 2 차 강화상의 미세화 및 균일한 분포, Fe 계 금속간 화합물의 크기 감소, 개재물 및 산화물의 감소에 의한 것으로 판단된다.

(3) 고주기 피로 시험 결과, T6 합금의 피로한도는 400 MPa 로 나타났으며 T73 합금의 피로한도는 330 MPa 로 측정되었다. 일반적인 AA7075 합금보다 매우 우수한 고주기 피로특성을 가지는 것으로 확인

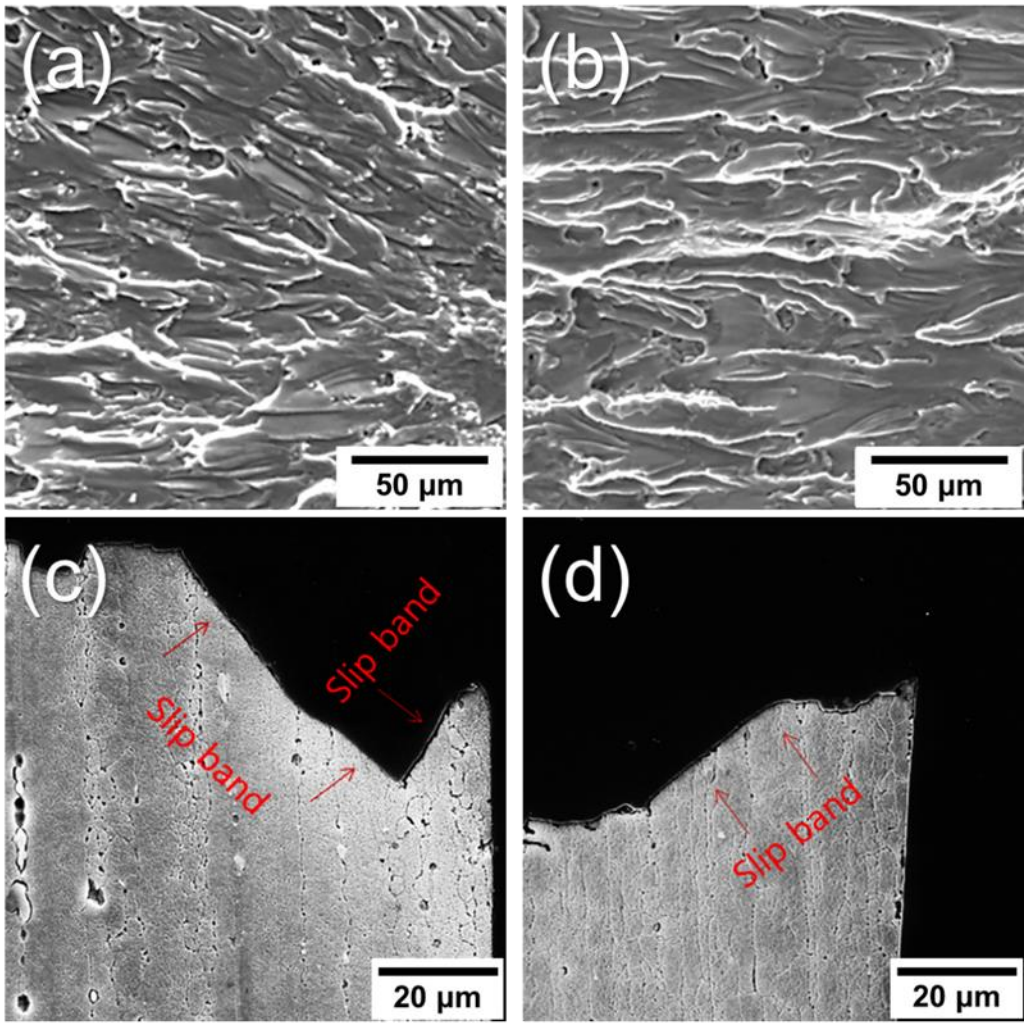

Fig 11. Fatigue fracture surfaces and high magnification images of fatigue crack propagation region and cross section images of fatigue fracture specimens; (a), (c) modified AA7075-T6 and (b), (d) modified AA7075 T73 alloys

되었다. 피로 파단면 관찰 결과 두 시편 모두 응력 크기와 관계없이 표면에서 균열이 시작되었다. 또한 균열 생성 지점 관찰 결과 피로 파괴에 악영향을 미치는 Fe-intermetallic compound 또는 2차상이 관찰되지 않았으며 고집성 슬립띠에 의해 균열 발생 전파된 것으로 판단된다. 피로 균열 전파 부근 관찰 결과 $MgZn_2$, Al_2CuMg 상이 다량 관찰되었다. 이와 같은 강화상들이 균열 전파를 효과적으로 방해하는 것으로 판단된다. 따라서 미세한 결정립, 균일하게 분포된 2차상이 피로 균열 생성 및 전파에 대한 저항성을 향상시켰으며 동시에 피로 특성에 악영향을 미치는 Fe-intermetallic compound의 크기가 미세해짐에 따라 우수한 고주기 피로 특성을 나타낸 것으로 판단된다.

REFERENCES

[1] J. S. Park, S. Y. Sung, B. S. Han, C. Y. Jung, K. A. Lee, 2009, High temperature fatigue deformation behavior of automotive heat resistant aluminum alloys. Kor. J Met. Mater., Vol. 48, pp. 28-38. http://doi.org/10.3365/KJMM.2010.48.01.028

[2] W. S. Miller, L. Zhuang, J. Bottema, A. J. Wittebrood, P. D. Smet, A. Hazler, A. Vieregge, 2000, Recent development in aluminium alloys for the automotive industry, Mater. Sci. Res. Eng. Vol. 280, pp. 37-49.

https://doi.org/10.1016/S0921-5093(99)00653-X

[3] S. H. Kim, K. S. Kim, S. K. Kim, Y. O. Yoon, K. S. Cho, K. A. Lee, 2013, Microstructure and mechanical properties of Eco2024-T3 aluminum alloy. Adv Mater, Vol. 602-604, pp. 623-626. https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.602-604.623

[4] G. Y. Kim, K. S. Kim, J. C. Park, S. K. Kim, Y. O. Yoon and K. A. Lee, High cycle fatigue and fatigue crack propagation behaviors of modified A7075-T73 alloy, 2013, Korea J. Met. Mater. Vol. 52, No. 4, pp. 283-291. http://doi.org/10.3365/KJMM.2014.52.4.283

[5] J. H. Seo, H. K. Lim, S. K. Kim, 2010, Microstructures and mechanical properties of diecast 0.7% CaO added Modified-Mg parts, Korea Found. Soc., Vol. 30, pp. 224-230. https://doi.org/10.5228/KSTP.2017.26.5.306

[6] D. L. DuQuesnay, P. R. Underhill, H. J. Britt, 2003, Fatigue crack growth from corrosion damage in 7075-T6511 aluminium alloy under aircraft loading. Int. J. Fatigue, Vol. 25, No. 5, pp. 371-377. https://doi.org/10.1016/S0142-1123(02)00168-8

[7] T. Zhao, Y. Jiang, 2008, Fatigue of 7075-T651 aluminum alloy. Int. J. Fatigue, Vol. 30, No. 5, pp. 834-849. https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2007.07.005

[8] Y. Xue, H. E. Kadiri, M. F. Horstemeyer, J. B. Jordon, H. Weiland, 2007, Micromechanisms of multistage fatigue crack growth in a high-strength aluminum alloy. Acta Mater., Vol. 55, pp. 1975-1984. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2006.11.009

[9] K. S. Al-Rubaie, M. A. Del Grand, D. N. Travessa, K. R. Cardoso, 2007, Effect of pre-strain on the fatigue life of 7050-T7451 aluminium alloy, Mater. Sci. Eng. A, Vol. 464, pp. 141-150. https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.02.024

[10]S. Lavenstein, Y. Gu, D. Madisetti, J. A. El-Awady, 2020, The heterogeneity of persistent slip band nucleation and evolution in metals at the micrometer scale, Science, Vol. 370, No. 6513, pp. eabb2690. http://doi.org/10.1126/science.abb2690

[11]P. K. Domalavage, J. N. Grant, Y. Gefen, 2007, Structure and properties of rapidly solidified 7075 P/M aluminum alloy modified with nickel and zirconium, Metall Trans A, Vol. 14, pp. 1599-1606. https://doi.org/10.1007/BF02654387

[12]P. Das, R. Jayaganhan, T. Chowdhury, I. V. Singh, 2011, Fatigue behavior and crack growth rate of cryorolled Al 7075 alloy, Mater. Sci. Eng. A, Vol. 528, pp. 7124-7132. https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.05.021

[13]Y. K. Kim, M. J. Kim, S. K. Kim, Y. O. Yoon, K. A. Lee, 2017, Microstructure, tensile strength, and high cycle fatigue properties of Mg+Al2Ca added ADC12 (Al-Si-Cu) alloy, Trans. Mater. Process., Vol. 26, No. 5, pp. 306-313. http://doi.org/10.5228/KSTP.2017.26.5.306

[14]C. E. Campbell, L. A. Bendersky, W. J. Boettinger, R. Ivester, 2006, Microstructureal characterization of Al-7075-T6 chips and work pieces probused by high-speed machining, Mater. Sci. Eng. A, Vol. 430, pp. 15-26. https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.04.122

[15]T. J. Harrison, B. R. Crawford, M. Janardhana, G. Clark, 2011, Differing microstructural properties of 7075-T6 sheet and 7075-T651 extruded aluminium alloy, Procedia Eng. Vol. 10, pp. 3117-3121. https://doi.org/10.1016/j.proeng.2011.04.516

[16]Y. M. Kim, Y. C. Lee, Y. H. Park, 2011, Effect of Ca additions on mechanical properties of Mg-4Al-2Sn-xCa die-casting alloys, Korea Foundry Soc., Vol. 31, pp. 293-301. http://doi.org/10.7777/jkfs.2011.31.5.293

[17]H. W. Park, D. H. Kim, S. Y. Shim, H. K. Kim, B. H. Seong, C. O. Choi, S. G. Lim, 2011, The effect of Ca adiition on the grain growth inhibition during reheating process of Al-Zn-Mg Al alloys for thixe-xtrustion. Korea Foundry Soc., Vol. 31, pp. 347-353. https://doi.org/10.7777/jkfs.2011.31.6.347

[18]A. D. Isadare, B. Aremo, M. O. Adeoye, O. J. Olawale, M. D. Shittu, 2013, Effect of heat treatment on some mechanical properties of 7075 aluminium alloy, Mater. Res., Vol. 16, No. 1, pp. 190-194. http://doi.org/ 10.1590/S1516-14392012005000167

[19]H. G. Jian, F. Jiang, K. Wen, L. Jiang, H. F. Huang, L. L. WEI, 2009, Fatigue fracture of high-strength Al-Zn-Cu alloy, Trans. Nonferrous Met. Soc., Vol. 19, pp. 1031-1036. https://doi.org/10.1016/S1003-6326(08)60402-1

[20]J. F. Li, Z. W. Peng, C. X. Li, Z. Q. Jia, W. J. Chen, Z. Q. Zheng, 2008, Mechanical properties, corrosion behaviors and microstructures of 7075 aluminium alloy

with various aging treatments, Trans. Nonferrous Met. Soc. China, Vol. 18, No. 4, pp. 755-762. https://doi.org/10.1016/S1003-6326(08)60130-2

[21]G. L. Huang, D. K. Matlock, G. Krauss, 1989, Martensite formation, strain rate sensitivity, and deformation behavior of type 304 stainless steel sheet. Metall. Trans. A, Vol. 20, No. 7, pp. 1239-1246. https://doi.org/10.1007/BF02647406

[22]R.H. Oskouei, R.N. Ibrahim, 2011, Restoring the tensile properties of PVD-TiN coated Al 7075-T6 using a post heat treatment, Surf. Coat. Tech., Vol. 15, No. 25, pp. 3967-3973. https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2011.02.041

[23]K. Mohan, J. A. Suresh, Palaniappan Ramu and R. Jayaganthan, 2016, Microstructure and Mechanical Behavior of Al 7075-T6 Subjected to Shallow Cryogenic Treatment, J. Mater. Eng. Perf., Vol. 25, pp. 2185-2194. https://doi.org/10.1007/s11665-016-2052-1

[24]P. S. Prevéy, J. T. Cammett, 2004, The influence of surface enhancement by low plasticity burnishing on the corrosion fatigue performance of AA7075-T6, Int. J. Fatigue, Vol. 26, No. 9, pp. 975-982. https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2004.01.010

[25]L.R. Krishna, Y. Madhavi, T. Sahithi, D.S. Rao, V.S. Ijeri, O. Prakash, S.P. Gaydos, 2019, Enhancing the high cycle fatigue life of high strength aluminum alloys for aerospace applications, Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct. Vol. 42, No. 3, pp. 698-709. https://doi.org/10.1111/ffe.12944

[26]Y. Yang, D.H. Li, H.G. Zheng, X.M. Li, F. Jiang, 2009, Self-organization behaviors of shear bands in 7075 T73 and annealed aluminum alloy, Mater. Sci. Eng. A, Vol. 527, No. 1-2, pp. 344-354. https://doi.org/10.1016/j.msea.2009.08.032

[27]I.M. AL-Sudani, S.A. Al-Rabii, D.S. Al-Fattal, 2020, The effects of anodizing process on the corrosion rate and fatigue life of aluminum alloy 7075-T73, Eng. Tech. J., Vol. 38, No. 1A, pp. 34-42. https://doi.org/10.30684/etj.v38i1A.1594

[28]B. P. Rairand, B. A. Wilcox, W. J. Gallagher, D. N. Williams, 1972, Laser shock-induced microstructural and mechanical property changes in 7075 aluminum, J. Appl. Phys., Vol. 43, No. 9, pp. 3893-3895. https://doi.org/10.1063/1.1661837

[29]T. S. Shih, T. H. Lee, Y. J. Jhou, 2014, The effects of anodization treatment on the microstructure and fatigue behavior of 7075-T76 aluminum alloy, Mater. Trans., Vol. 55, pp. 1280-1285. http://doi.org/10.2320/matertrans.M2014121

[30]T. Gao, Z. Sun, H. Xue, D. Retraint, 2020, Effect of surface mechanical attrition treatment on high cycle and very high cycle fatigue of a 7075-T6 aluminium alloy, Int. J. Fatigue, 139 105798-105811. https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2020.105798

[31]R. H. Oskouei, R. N. Ibrahim, 2011, The effect of a heat treatment on improving the fatigue properties of aluminium alloy 7075-T6 coated with TiN by PVD, Proced. Eng., Vol. 10, pp. 1936-1942. http://doi.org/10.1016/j.proeng.2011.04.321

[32]T. P. Savas, J. C. Earthman, 2014, Fatigue crack nucleation studies on sulfuric acid anodized 7075-T73 aluminum, J. Mater. Eng. Perform., Vol. 23, No. 6, pp. 2131-2138. https://doi.org/10.1007/s11665-014-1000-1