다이캐스팅 공정에 사용된 개량형 STD61 열간 금형 표면의 미세조직에 관한 연구

유하영¹·이승준¹·강민우^{1,2}·이석진¹·양원준³·정재석⁴·김병훈⁵·이영국^{1*}

¹연세대학교 신소재공학과

²현대자동차 소재기술개발팀

³재료연구소 산업지원/안전본부

⁴두산 중공업(주) 기술 연구원

⁵두산 중공업(주) 주단BG

Study on the Surface Microstructure of a Modified STD61 Steel Mold Used for the Die Casting Process

Ha-Young Yu¹, Seung-Joon Lee¹, Minwoo Kang^{1,2}, Suk-Jin Lee¹, Won Jon Yang³, Jae Suk Jeong⁴,
Byung-Hoon Kim⁵, and Young-Kook Lee^{1*}

¹Department of Materials Science and Engineering, Yonsei University, Seoul 03722, Republic of Korea

²Research and Development Division, Hyundai Motor Company, Hwaseong 18280, Republic of Korea

³Industrial Support/safety divisions, Korea Institute of Materials Science, Changwon 51508, Republic of Korea

⁴Corporate R&D Institute, Doosan Heavy Industries & Construction, Changwon 51711, Republic of Korea

⁵Casting & Forging BG, Doosan Heavy Industries & Construction, Changwon 51711, Republic of Korea

Abstract: The surface microstructure and crack formation of an aluminum die-casting mold were investigated. The mold was made of a modified STD61 steel, and was used for more than 165,000 cycles. The mold surface consisted of four layers; an oxidized layer, a decarburized layer, a network carbide layer and a tempered martensite matrix. The depth down to the hardest network carbide layer was ~200 μm . Inside the matrix, M_3C transition carbides were dissolved so that solute C joined pre-existing M_{23}C_6 and MC carbides to make them coarse. About 60% of thermal fatigue cracks had a depth less than 200 μm due to the hard network carbide layer, which obstructed the propagation of cracks. Cracks of over 200 μm were filled with oxide wedges of Al and Si which was which flown from the molten alloy as well as the Fe oxide.

(Received March 2, 2016; Accepted April 7, 2016)

Keywords: alloys, casting, microstructure, scanning electron microscopy (SEM), thermal fatigue crack

1. 서 론

다이캐스팅 (die casting)공정에 사용되는 금형은 고온 (600-700 $^{\circ}\text{C}$)과 고압 (20-80 MPa)의 가혹한 작업환경에서 사용되기 때문에 [1-4], 높은 고온 강도와 인성을 갖는 열간 금형강들이 다이캐스팅용 금형으로 사용되고 있다.

고온 강도와 인성의 향상을 위해 다이캐스팅용 금형강은 균질화, 열간단조, 어닐링, 오스테나이트화 및 유냉, 다단 템퍼링 등의 복잡한 가공열처리 과정을 통해 제조된다 [5-10]. 각 열처리 단계에서 일어나는 야금학적 변화를 간단히 언급하

면 다음과 같다. Ma 등 [5]은 1200 $^{\circ}\text{C}$ 에서 8 시간 동안 균질화 열처리한 결과, Cr, Mo, V과 같은 합금원소의 편석이 해소되어 균질화 되고, 그 결과 경도가 균질화 이전 시편에 비해 소폭 증가하였다고 보고하였다. 또한, Park 등 [6]은 열간단조 공정 중에는 반복되는 재결정에 의해 주조조직이 분해되고, 균질한 화학 조성을 갖는 베이나이트를 관찰하였다고 보고하였다.

열간단조 이후에 통상 A_{c1} - A_{c3} 사이의 온도에서 실시되는 어닐링 열처리는 약 5% 분율을 갖는 탄화물들과 페라이트 기지를 가지는 금형강에서, 망상 탄화물을 제거하는 동시에 기존에 생성된 탄화물들의 용해를 통한 편석 해소 및 구상화를 위해 수행된다 [7,8]. 어닐링 이후에는 A_{c3} 온도보다 약 100 $^{\circ}\text{C}$

*Corresponding Author: Young-Kook Lee

[Tel: +82-2-2123-2831, E-mail: yklee@yonsei.ac.kr]

Copyright © The Korean Institute of Metals and Materials

Fig. 1. Schematic diagram showing the heat treatment process of modified STD61 steel.

이상 높은 온도에서 오스테나이징이 실시되는데, 이때 생성된 많은 탄화물들이 재용해되며, 분해온도가 높은 일부의 탄화물이 남아서 오스테나이트 결정립 성장을 억제시킨다 [7,8]. 또한 유냉 공정을 통해 기지조직은 오스테나이트에서 경한 상인 마르텐사이트로 바뀌게 된다. 마지막으로 다단 템퍼링 공정은 잔류 오스테나이트의 분해와, MC, $M_{23}C_6$, M_7C_3 와 같은 다양한 종류의 탄화물들의 추가 석출을 통해 고온 강도와 충격 인성을 크게 향상시키기 위해 실시된다 [6,9-11].

다이캐스팅용 금형강의 고온 강도와 인성은 이러한 석출물의 종류, 분율, 크기 등과 밀접한 관계가 있기 때문에 [6,8,12], 합금 원소 조절을 통한 석출물 거동에 관한 연구들이 활발히 이루어지고 있다. 최근 연구들은 V와 Si의 함량을 줄이고 Mo과 Mn의 함량을 증가시키는 방향으로 진행되고 있다 [6-9,13]. V은 충격 인성에 악영향을 미치는 V(C, N) 정출 탄화물을 석출시키고 [7], Si은 탄소의 확산속도를 늦춰 $M_{23}C_6$, MC와 같은 미세 탄화물의 분율을 감소시켜 고온 강도를 떨어뜨린다 [7,13]. Mn은 강의 경화능을 향상시키고, Mo은 M_2C , M_6C 와 같은 미세한 탄화물들을 석출시키면서 고온 강도를 증가시킨다는 연구결과들이 보고된 바 있다 [6,7,9].

한편, 다이캐스팅 공정 중 발생하는 금형의 표면 손상은 금형의 수명을 감소시킬 뿐만 아니라, 다이캐스팅 제품의 품질을 저하시킨다 [14]. 표면 손상은 크게 알루미늄 용융 금속에 의한 용손, 고온 마모, 그리고 열피로 균열 등으로 구별되며 [2,10,14-17], 이 중 열피로 균열이 표면 손상의 70% 이상을 차지한다고 알려져 있기 때문에, 열피로 균열의 발생 원인에 관한 연구가 주목받고 있다 [2,14,18-21].

Klobčar 등 [2], Lee 등 [18] 그리고 Persson 등 [14,19]은 금형의 표면에는 주로 저싸이클 (최대 30,000 싸이클) 열피로 응력에 의해 열피로 균열의 두 가지 형태인 히트체크 (heat

check)와 균열 (crack)이 발생한다고 보고하였다. 통상적으로 히트체크는 금형의 표면에서 관찰되는 다이캐스팅 공정 중의 열피로 현상에 의해 발생하는 거북잔등 모양의 비교적 깊이가 얇은 열피로 균열을 말한다 [2,14,18-20]. 반면, 균열은 히트체크와는 달리 금형 내부까지 깊이 성장한 열피로 균열을 말하는데 [14,18], 이러한 균열의 성장은 반복되는 열피로 응력 이외에도 균열 내부에 생성되는 산화 웅지 (oxide wedge)의 팽창과 수축에 의해서도 영향을 받는 것으로 알려져 있다 [21].

이러한 열피로 균열에 관한 대부분의 실험실적 연구는 [2,14,18-21] 균열이 시작하는 저싸이클 (최대 30,000 싸이클)에 국한되어있다. 따라서, 실험실적 결과를 이용하여 고싸이클 (최소 100,000 싸이클 이상) 사용된 금형의 열피로 균열을 예측하기는 힘들다. 실제로 고싸이클 사용된 금형에서의 히트체크 및 균열 그리고 표면에서부터 깊이 별 미세조직 변화를 체계적으로 관찰한 결과가 매우 부족한 실정이다.

따라서, 본 연구에서는 합금설계를 통해 고온강도 및 인성을 증대시킨 개량형 STD61 강으로 제작된 금형을 사용하여, 현장에서 165,000 싸이클 이상 AI 다이캐스팅을 수행한 다음, 다이캐스팅 전후의 미세조직 변화와 열피로 균열의 분포를 자세히 밝히고자 하였다.

2. 실험 방법

본 연구에서는 다이캐스팅 전후의 미세조직 변화를 관찰하기 위해 두 개의 시편을 사용하였다. 다이캐스팅 전의 미세조직과 경도 등을 조사하기 위해서 개량형 STD61 열간 금형강을 100 kg의 주괴 (ingot)로 제작하였다. 그 주괴의 화학 조성은 Fe-(0.35-0.45)C-5.0Cr-(1.0-1.5)Mo-<0.5Mn-<2.0(Si+V) (wt%)이다. 주괴는 실제 현장에서 사용하는 다이캐스팅용 금형의 시제품 제작 과정과 동일하게 약 1200 °C 이상의 온도에서 1 시간 유지 후 열간단조하고, 850-900 °C 구간에서 2 시간 동안 어닐링 열처리하였다. 그 후에 그림 1과 같이, 1000-1030 °C 구간에서 오스테나이징 후 유냉하고, 580-600 °C 구간에서 다단 템퍼링을 진행하였다. 또한, 실제 현장에서 사용하는 금형처럼 샷피닝 (shot peening) 및 침류질화처리를 하였다.

한편, 다이캐스팅 후의 미세조직과 균열들의 관찰을 위한 시편은 다음과 같이 준비되었다. 앞서 설명한 주괴와 동일한 화학조성을 갖는 시제품용 금형을 오스테나이징 후 유냉, 다단 템퍼링, 샷피닝 및 침류질화처리하였다. 이러한 열처리 공정을 거쳐 제작된 금형은 실제 AI 다이캐스팅 공정에서 165,000 싸

Fig. 2. Optical micrographs of (a) a mold used for more than 165,000 cycles for Al die casting and (b) a part taken from a yellow dashed circle in (a).

이클 이상 사용되었다. 이 때, 다이캐스팅 공정은 최고 온도 680 °C 와 20 MPa 이상의 고압의 조건에서 진행되었다.

다이캐스팅 전후의 탄화물 석출거동에 대한 예측을 위해 해당강종의 평형 상분율을 Thermo-Calc 프로그램 (TCFE7 database)을 이용하여 계산하였다. 다이캐스팅 전후 미세조직과 균열 관찰 및 경도 측정을 위해, 다이캐스팅 전 시편은 다단 템퍼링까지 한 시편과 침류질화처리까지 한 시편 두 개를 사용하였다.

다이캐스팅 후 미세조직 변화를 관찰하기 위한 시편은 실제 사용된 다이캐스팅 금형 내 노란색 점선으로 표시한 부분에서 채취되었다 (그림 2(a)). 그 채취된 시편 (그림 2(b))의 크기는 약 가로 21 mm, 세로 57 mm, 높이 30 mm 이었다. 그 시편을 가로방향으로 이등분한 다음, 잘린 시편의 단면들을 주사전자현미경 (FE-SEM, JEOL, JSM-7001F)을 사용하여 시편 표면에서부터 내부로 들어가면서 깊이 별 미세조직과 열피로 균열을 관찰하였다.

다이캐스팅 전후 시편들의 미세조직과 열피로 균열 관찰을 위해 시편들을 기계연마하고 4% 나이탈 용액을 사용하여 15 초 동안 부식시킨 후, 광학현미경 (OM, Olympus, BX41M)과 주사전자현미경, 에너지 분산 분광법 (EDXS, Oxford, INCA Energy)를 이용하였다. 다이캐스팅 전후 시편의 경도 분석은 비커스 경도기 (Mitutoyo, 810-129K)를 이용하여 98.03 mN의 하중을 주고 10 회 이상 측정하여 평균값을 사용하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 다이캐스팅 전후 미세조직 변화

Fig. 3. Variation in equilibrium mole fraction of precipitates as a function of temperature in the modified STD61 steel calculated by Thermo-Calc with TCFE7 database. The red and blue vertical lines mean average tempering temperature and maximum die casting temperature, respectively. The black and light green vertical lines mean A_{e1} and A_{e3} temperatures, respectively.

개량형 STD61 금형강에서 나타나는 평형 석출물들의 종류와 분율들을 알아 보기 위해 Thermo-Calc를 이용하여 평형 상분율을 계산하였으며, 그 결과를 그림 3에 나타내었다. 그림 3으로부터 평균 템퍼링 온도 (590 °C)에서의 평형 석출물들은 Cr-rich $M_{23}C_6$ 탄화물과 V-rich MC 탄화물이고, $M_{23}C_6$ 탄화물의 분율 (6.6%)이 MC 탄화물의 분율 (1.1%)보다 더 높음을 알 수 있다. 한편, 가장 높은 다이캐스팅 온도 (680 °C)에서도 $M_{23}C_6$ 탄화물과 MC 탄화물이 평형 석출물들이지만, 평균 템퍼링 온도에 비해, $M_{23}C_6$ 탄화물 분율이 6.6%에서 6.3%로 소폭 감소하고, MC 탄화물 분율이 1.1%에서 1.3%로 소폭 증가함을 알 수 있다.

다이캐스팅 전후 시편의 미세조직 비교를 위해, 먼저 다단 템퍼링까지 완료된 다이캐스팅 전 시편의 단면의 미세조직을 SEM으로 관찰하였다 (그림 4). 다이캐스팅 전 기지조직은 그림 4(a)에서 보이는 바와 같이 미세한 석출물들이 많이 존재하는 템퍼드 마르텐사이트 (tempered martensite)임을 알 수 있었다. 정확한 확인을 위해 비커스 경도 실험 결과, 기지조직의 평균 경도값이 545 Hv로 기존 문헌 [22-25]에서 보고된 템퍼드 마르텐사이트 조직의 경도값들과 유사하였고, 처녀 마르텐사이트 (virgin martensite)경도값 (약 624-721 Hv [6,26])보다 낮음을 확인하였다.

Fig. 4. (a) SEM micrograph taken from the matrix of the multi-tempered specimen and (b) an enlarged SEM micrograph of a region corresponding to a white dashed box in (a).

Fig. 5. (a) OM image of the cross-section taken from the shot-peened and sulf-nitrided specimen and (b) a hardness profile along the depth from the surface.

Fig. 6. SEM micrographs taken from (a) the compound layer, (b) the diffusion layer and (c) the matrix of the shot-peened and sulf-nitrided specimen.

이 템퍼드 마르텐사이트 조직을 확대하여 관찰한 결과, 그림 4(b)에서와 같이 약 50-100 nm 크기의 구형 탄화물과 약 500 nm 길이의 얇은 판상형태의 탄화물들이 균일하게 분포하고 있음을 확인할 수 있다. 얇은 판상형태의 탄화물은 M_3C 천이 탄화물 (transition carbide)이고, 큰 구형 탄화물들은 $M_{23}C_6$ 탄화물, 작은 구형 탄화물들은 MC 탄화물이라고 판단되는데, 이들 석출물의 형상과 성분 분석에 대해서는 본 저자들의 일부가 이미 조사하여 보고한 바 있다 [6,8].

그림 5와 그림 6에서는 다단 템퍼링 이후 샷피닝 및 침류 질화처리까지 한 시편의 단면 미세조직을 각각 OM 과 SEM 을 이용하여 관찰한 결과를 보여주고 있다. 그림 5(a)를 통해

침류 질화처리까지 한 시편의 가장 바깥 표면에는 약 5 μm 두께의 밝은 층, 그 밑에는 약 50 μm 두께의 어두운 층, 그리고 모재가 존재함을 알 수 있다. 기존 문헌에 따르면 [27], 표면의 밝은 층은 유화철 (FeS)과 질화철 ($\epsilon-Fe_{2-3}N$, $\gamma'-Fe_4N$)로 이루어진 화합물층이고, 어두운 층은 질소 확산층으로 판단된다. 각 층에 대한 보다 자세한 분석을 위해 비커스 경도 실험을 수행하였다. 경도 실험 결과 (그림 5(b)), 표면의 경도가 가장 높고, 표면에서 모재로 들어감에 따라 경도가 감소하는 것을 알 수 있다. 본 연구에서 측정된 표면 경도는 약 950 Hv로써, 기존에 보고된 침류 질화층의 경도값 (1084 Hv)와 유사함을 알 수 있다 [28]. 한편, 확산층의 깊이는 약 70 μm 으로 광

Fig. 7. (a) OM image of the cross-section taken from the specimen after die casting and (b) a hardness profile along the depth from the surface. ① the oxidized layer, ② the decarburized layer, ③ the network carbide layer and ④ the matrix.

Fig. 8. (a) SEM micrograph of the cross-section taken from the normal direction (ND) of the specimen after die casting, (b) EDXS spectra of the layer ①, (c) SEM micrograph taken from the layer ② and (d) EDXS spectra of the layer ②.

학사진 (그림 5(a))의 어두운 층의 깊이 (약 50 μm)보다 더 깊음을 알 수 있다. 모재 부분의 경도값은 약 530 Hv이었는데, 이는 침류질화처리 이전 모재의 경도 약 545 Hv보다 약간 감소함을 알 수 있다.

그림 6에서는 광학현미경 조직 및 비커스 경도 실험을 통해 판단되는 세 가지 층들의 미세조직을 SEM을 이용하여 확대 관찰하였다. 화합물층을 보여주는 그림 6(a)를 보면, 다이캐스팅을 하지 않은 상태임에도 불구하고 화합물층이 깨져 있고, 문헌과 달리 유화철과 질화철의 구분도 명확하지 않음을 알 수 있다. 또한, 화합물층 바로 아래에는 석출물들이 거의 관찰되지 않고 있는데, 이는 숏피닝으로 인해 심하게 변형 받은 부위에서는 확산되어 들어온 질소로 인한 질화물들이 잘 생기지 않는다는 기존 결과와 잘 일치하고 있다 [25]. 확산층을 20,000 배로 확대한 그림 6(b)에서는 기지가 심하게 변형된 것을 볼 수 있어 확산층 깊이까지도 숏피닝에 의한 변형이 있었음을 알 수 있다. 한편, 석출물들에 대해서는 구형 $M_{23}C_6$, MC 탄화물들과 얇은 판상형태 M_3C 탄화물들이 침류

질화처리 전 다단 템퍼링한 시편 내에 석출물들과 유사하게 존재하였다. 침류질화처리된 시편의 모재를 (그림 6(c)) 다단 템퍼링한 시편의 모재 (그림 4(b))와 비교해보면, 침류질화처리 후에 얇은 판상형태 M_3C 탄화물들의 길이가 짧아진 것을 알 수 있다.

그림 7(a)는 다이캐스팅 공정에 실제로 사용된 금형의 단면 미세조직을 OM으로 관찰한 사진이다. 시편은 약 10 μm 두께의 밝은 층 (①)과 약 50 μm 두께의 어두운 층 (②), 그 아래 약 120 μm 두께의 회색 층 (③), 그리고 모재 (④)로 구성되어 있다. 사진에는 또한 약 200 μm 깊이의 열피로 균열이 함께 보이고 있다. 그림에서 관찰되는 각 층이 무엇인지를 분석하기 위해, 먼저 깊이 별 경도를 측정하였다 (그림 7(b)). ① 층의 평균 경도값은 약 262 Hv를 나타냈었고, ② 층의 평균 경도값은 약 360 Hv로 ① 층과 비교하여 약 100 Hv 증가하였다. ③ 층에서는 평균 경도값이 약 600 Hv로 크게 증가하였고, ④ 층은 약 550 Hv로 ③ 층과 비교하여 약 50 Hv 감소하였다.

Fig. 9. SEM micrographs taken from (a) Zone A, (b) Zone B, (c) Zone C in the layer ③, and (d) the layer ④ in fig. 8. (e) An enlarged SEM micrograph of a region corresponding to a white dashed box in (d).

먼저 ① 층에 대해 생각해 보면, ① 층의 경도값 (약 262 Hv)이 침류질화처리된 시편의 화합물층 경도값 (약 950 Hv) 보다 매우 낮고, 산화철 (FeO (300 Hv), Fe₃O₄ (450 Hv), Fe₂O₃ (1050 Hv)) [29]중 FeO의 경도값과 유사함을 알 수 있다. 또한, 다이캐스팅 후에는 금형 표면에 산화층이 생성된다는 연구결과들도 보고된 바 있다 [2,18]. 따라서, ① 층이 질화층이 아닌 산화층으로 예상되는 바, 이를 확인하기 위해 금형의 단면 미세조직을 SEM으로 관찰하고 (그림 8(a)), ① 층의 화학성분을 EDXS로 분석하였다. 그림 8(b)에서 보이는 바와 같이, ① 층에서 다량의 산소가 검출되는 것으로 보아 이 층이 산화층임을 확인할 수 있었다. 이러한 결과는 다이캐스팅 공정 동안 침류질화처리로 생긴 표면 화합물층이 깨져서 탈락되고, 대신 산화층이 형성되었음을 의미한다. 그러나, 본 연구에서는 165,000 사이클 후 시편만 분석했기 때문에, 다이캐스팅 공정 중 정확히 어느 시점에서 화합물층이 탈락 되었으며, 언제 산화층이 형성되기 시작했는지는 불행히도 알 수 없다.

② 층은 다이캐스팅 전 존재하였던 많은 탄화물들이 크게 줄어 탄화물의 분율이 매우 낮고 (그림 8(c)), SEM-EDXS 결과 (그림 8(d))에서 C의 함량이 낮으며, ① 층과 다르게 O가 관찰되지 않았다. 따라서, 다이캐스팅 공정 동안, ② 층에서는 탈탄이 진행되었다고 생각되는데, 그 탈탄층의 생성과정은 다음과 같이 설명할 수 있다.

고온의 다이캐스팅 공정 중에 최 표면에 있던 얇은 화합물 층과 확산층이 마모되면서 제거되고, 그 후 산화층 (① 층)이 형성되며, 이 산화층을 통해 대기중의 O₂가 금형 내부로 유입된다. 시편 내부에서는 다이캐스팅 온도에서 열역학적으로 불안정한 M₃C 전이 탄화물이 분해되어 생기는 C가 시편 표면으로 확산하여, 산화층 밑에 도달한 O₂와 만나 CO (반응

(1))나 CO₂ (반응 (2))를 통해 탈탄된다 [30,31].

반응 (1)을 통해 생성된 CO는 다시 O₂를 만나 추가로 산화 (반응 (3))되어 CO₂ [31]가 된다. 반응 (2)와 반응 (3)으로 생긴 CO₂는 다시 시편 내부의 C와 결합하여 CO로 환원되며, 이 반응 역시 탈탄을 야기시킨다 (반응 (4)).

즉, 산화층 (① 층)아래에서는 위의 화학반응들을 통해 시편 표면 아래의 C가 CO₂나 CO의 형태로 시편 밖으로 나가는 탈탄이 일어나기 때문에 [30,31], ② 층에서는 탄화물의 분율이 낮아지면서 (그림 8(c)), 모재보다 낮은 경도값을 갖는다. 이와 같이 다이캐스팅 공정 중에 탈탄이 일어나며, 그로 인해 경도값이 낮은 탈탄층이 존재하는 결과는 Ramezani 등 [30]의 연구결과와 잘 일치하고 있다.

모재보다 약 50 Hv 높은 경도값을 나타내는 ③ 층에 대한 자세한 분석을 위해 A, B, C 세 위치로 나누어 미세조직을 관찰하였다 (그림 9). ③ 층 내 세 위치 모두에서 망상의 석출물들이 관찰되었고, 표면에 가까운 A 영역에서 그 망상 석출물의 분율과 크기가 작아지는 것을 알 수 있었다. 이러한 망상

Fig. 10. Distribution of the depth of cracks formed at the mold surface after die casting of over 165,000 cycles.

석출물들의 생성원리는 다음과 같이 설명될 수 있다. 다이캐스팅 공정 중에 M_3C 천이 탄화물이 분해되면서 용질 C가 생성된다. 용질 C에 의해 금형 내부와 표면의 화학 퍼텐셜 (chemical potential)차가 생기면서, 용질 C는 표면으로 확산한다. 주로 초기 오스테나이트 결정립계와 마르텐사이트 하부조직 계면을 따라 표면으로 확산하던 용질 C가 그 계면들에 농축되면서 $M_{23}C_6$ 탄화물로 재석출된다 [32]. 이렇게 재석출된 $M_{23}C_6$ 탄화물들이 주변의 기존 탄화물들과 연결되면서 입계 망상 탄화물이 형성되는 것으로 판단된다. ③ 층이 모재보다 약 50 Hv 높은 경도값을 나타내는 이유는 이러한 입계를 따라 재석출한 망상 탄화물들 때문인 것으로 생각된다.

한편, A 영역에서 망상 탄화물의 분율과 크기가 더 작은 이유는 탈탄층에 가까운 A 영역에서 오스테나이트 결정립계와 마르텐사이트 하부조직 계면을 따라 C가 탈탄층으로 일부 빠져나가, 재석출할 수 있는 C의 함량이 줄어들었기 때문인 것으로 생각된다.

모재인 ④ 층의 다이캐스팅 전, 후의 미세 조직의 변화를 비교해보면 (그림 4(b), 그림 6(c), 그림 9(e)), 다이캐스팅 후 모재에서는 다단 템퍼링 시편이나 침류질화처리된 시편의 모재에서 공통적으로 관찰되던 얇은 판상형태의 M_3C 천이 탄화물들이 사라지고, 조대한 구형 탄화물들이 더 많이 생긴 것을 볼 수 있다. 이는 다이캐스팅 공정 중에 M_3C 천이 탄화물이 분해되면서 구상화 되고, 동시에 M_3C 천이탄화물의 분해로 생긴 용질 C가 구형의 $M_{23}C_6$ 와 MC 탄화물 계면으로 이동하면서 조대화가 일어난 것이라 생각된다.

3.2 다이캐스팅 후 열피로 균열

165,000 사이클 이상 사용된 다이캐스팅 후의 금형 표면에서는 미세조직의 변화뿐만 아니라 금형의 표면손상, 열피로 균열의 생성 및 성장도 관찰할 수 있다. 금형에서 채취된 시

Fig. 11. (a) SEM image showing thermal-fatigue cracks. Chemical composition of oxides inside cracks (b) O, (c) Al and (d) Si. A region circled in yellow in (a) indicates the oxide wedge.

편 (그림 2(b))을 가로방향으로 이등분한 후, 그 양쪽 단면들에 존재하는 열피로 균열들을 확대하여 관찰하였을 때, 총 90 개의 열피로 균열들이 관찰되었고, 그들의 평균 깊이는 약 249.2 μm , 최대 깊이는 약 977.6 μm 이었다.

다이캐스팅 후 표면에서의 자세한 열피로 균열들의 깊이 분포를 그림 10에 나타내었다. 열피로 균열들은 깊이에 따라 다음과 같이 세 그룹으로 나눌 수 있다. 탈탄층인 ② 층 내까지 전파된 50 μm 이하의 균열들 (11.1%), ③ 층 범위 내까지 전파된 50-200 μm 의 균열들 (47.8%), 모재인 ④ 층까지 전파된 200 μm 이상의 균열들 (41.1%).

165,000 사이클 사용한 다이캐스팅용 금형의 표면에서는 약 200 μm 이하의 균열이 대부분을 차지하는데 (58.9%, 그림 10), 이 결과는 다이캐스팅 공정 중에 금형의 표면에서 얇은 깊이의 균열들이 높은 비율로 존재한다고 보고된 기존의 연구 결과와 일치한다 [18]. 이와 같이 다이캐스팅 후 시편의 표면에서 200 μm 이하의 균열이 대부분을 차지하는 이유는 다음과 같다.

200 μm 깊이는 ③ 층에 해당되는데, ③ 층에서는 조대화된 탄화물 및 입계 망상 탄화물의 추가석출에 의해 경도값이 모재보다도 오히려 더 높다 (그림 7(b)). 경도값이 증가하면 균열이 내부까지 전파하기 위해 필요한 에너지가 증가하기 때문에 균열의 성장이 억제된다 [2,19,33]. 따라서, 약 60%의 200 μm 이하의 깊이를 갖는 균열들은 탄화물의 분율이 높은 ③ 층이 생긴 후에 생성 및 성장했다는 사실을 알 수 있다. 그러나, 200 μm 이상의 깊이를 갖는 균열들의 생성 및 성장 시기는 명확하지는 않다.

그림 11은 깊이가 다른 몇 개의 균열들 내부의 화학성분

분석 결과를 보여주고 있다. 균열들의 내부는 그림 11(b)에 보이는 바와 같이 모두 산화물로 채워져 있음을 알 수 있다. 깊이가 얇은 균열의 내부에서는 Al과 Si이 거의 관찰되지 않기 때문에 균열 내 회색의 산화물은 주로 산화철임을 알 수 있다. 한편, 그림 11(a)의 왼쪽에 있는 가장 깊게 성장한 균열을 살펴보면, 크게 앞서 설명한 회색의 산화철과 밝은 흰색과 짙은 회색으로 구성된 노란선으로 표시된 영역으로 나눌 수 있다. 노란선으로 표시된 영역에서 밝은 흰색부분에서는 주로 Si 산화물들이 관찰되었고, 짙은 회색부분에서는 주로 Al 산화물들이 관찰되었다. Al과 Si는 다이캐스팅에 사용된 용융금속의 성분들이기 때문에, 노란색으로 표시된 영역은 다이캐스팅 공정 중에 금형의 표면에 열피로 응력에 의해 이미 형성되어 있던 균열 내부로 용융금속이 들어가고, 산화되면서 형성된 산화 웅지임을 알 수 있다. 이러한 산화 웅지는 산화철과 다른 열팽창 계수를 갖고 있으므로 열피로 균열을 조장하는 것으로 알려져 있다 [17]. 그림 11로부터 깊이가 얇은 균열에서는 산화 웅지가 아직 형성되지 않은 반면에, 깊게 성장한 균열에서는 산화 웅지가 잘 발달됨을 알 수 있었다.

4. 결 론

실제 현장에서 165,000 사이클 이상 다이캐스팅이 수행된 금형에서 다이캐스팅 전후의 미세조직 변화와 열피로 균열 생성거동에 대해 조사하여 다음과 같은 결론을 얻을 수 있었다.

1. 다이캐스팅 전 침류질화처리된 시편의 표면은 유화철과 질화철이 혼합된 화합물층 (약 5 μm , 약 950 Hv)과 질소 확산층 (약 70 μm , 약 920-550 Hv), 그리고 모재 (약 530 Hv)로 구성되어 있었다. 그러나, 165,000 사이클 이상 다이캐스팅 금형으로 사용된 후에는 산화층 (① 층, 약 10 μm , 약 262 Hv), 탈탄층 (② 층, 약 50 μm , 약 360 Hv), 망상 탄화물층 (③ 층, 약 120 μm , 약 600 Hv), 그리고 모재 (④ 층, 약 540 Hv)로 변화되었음을 알 수 있었다.

2. 165,000 사이클 이상 다이캐스팅한 개량형 STD61 강 표면에는 존재하는 네 종류의 층 중에는 망상 탄화물층의 경도가 가장 높았는데, 그 이유는 그 층에서 입계 망상 탄화물을 포함한 탄화물의 분율이 가장 높았기 때문이다. 또한, 표면에 가까울수록 망상 탄화물의 크기와 분율이 감소하였는데, 이는 표면에 가까울수록 탈탄층과 가까워서 탈탄이 쉽게 일어나, 망상 탄화물을 형성하기에 필요한 용질 C가 부족하였기 때문이다.

3. 다이캐스팅 후 모재 내 탄화물들을 관찰한 결과, 다이캐

스팅 공정 중에 M_3C 천이 탄화물이 분해되어 구상화 되었고, M_3C 분해로 생긴 용질 C로 인해 M_{23}C_6 탄화물과 MC 탄화물의 조대화가 일어나서, 다이캐스팅 전 침류질화처리된 시편의 모재보다 더 많은 구상 탄화물들이 관찰되었다.

4. 다이캐스팅 후 열피로 균열들의 약 60%가 평균 깊이 200 μm 이하로 ③ 층 이내까지 성장하였다. 이는 입계 망상 탄화물을 비롯하여 ③ 층에서 탄화물의 분율이 크게 증가하고 그로 인해 경도가 높아져 균열의 성장이 어려워졌기 때문이다. 따라서, 60% 이상의 열피로 균열들이 ③ 층의 형성 이후에 생성된 것임을 알 수 있다. 한편, 깊이가 200 μm 이상 성장한 균열의 경우에는 균열 내부에 산화철 이외에도 균열을 따라 들어온 용융 금속 원소인 Al과 Si의 산화물인 산화 웅지가 존재하였다.

감사의 글

본 연구는 지식경제부 산업소재 산업융합원천기술 개발사업 (10040066, 자동차 부품용 1.5 GPa 급 Hot Stamping 및 Die casting 용 장수명 열간 금형 소재 제조기술 개발)의 연구비 지원으로 수행되었으며, 이에 감사의 뜻을 밝힙니다.

REFERENCES

1. T. Hatano, H. Takagi, H. Harada, N. Higo and K. Nishikawa, *J. Korea Foundry Soc.* **31**, 43 (2011).
2. D. Klobčar, L. Kosec, B. Kosec and J. Tušek, *Eng. Fail. Anal.* **20**, 43 (2012).
3. Y. Shen, B. Ji and X. Zhou, *Met. Mater. Int.* **20**, 503 (2014).
4. H. Yang, S. Ji, D. Watson and Z. Fan, *Met. Mater. Int.* **21**, 936 (2015).
5. D. Ma, J. Zhou, Z. Chen, Z. Zhang, Q. Chen and D. Li, *J. Iron Steel Res. Int.* **16**, 56 (2009).
6. G. Park, M. W. Kang, J. G. Jung, Y. K. Lee and B. H. Kim, *J. Korean Soc. Heat Treat.* **26**, 72 (2013).
7. B. H. Kim, J. M. Han, Y. K. Lee and G. P. Kang, *Trends Met. Mater. Eng.* **25**, 12 (2012).
8. M. Kang, G. Park, J. G. Jung, B. H. Kim and Y. K. Lee, *J. Alloys Compd.* **627**, 359 (2015).
9. P. Michaud, D. Delagnes, P. Lamesle, M. H. Mathon and C. Levaillant, *Acta Mater.* **55**, 4877 (2007).
10. S. Z. Qamar, A. K. Sheikh, A. F. M. Arif, T. Pervez and R. A. Siddiqui, *AMSE*, **28**, 503 (2007).
11. C. H. Lee, M. G. Park, J. Moon, T. H. Lee, N. H. Kang and H. C. Kim, *Korean J. Met. Mater.* **53**, 312 (2015).
12. C. Y. Kang, S. W. Choi, K. H. Lee, J. Suh, M. H. Oh, *Korean J. Met. Mater.* **54**, 194 (2016).
13. D. Delagnes, P. Lamesle, M. H. Mathon, N. Mebarki and

- C. Levaillant, *Mater. Sci. Eng. A* **394**, 435 (2005).
14. A. Persson, S. Hogmark and J. Bergström, *Surf. Coat. Tech.* **191**, 216 (2005).
15. Z. Dadić, D. Živković and N. Čatipović, *Metalurgija* **55**, 249 (2016).
16. I. M. Park, H. J. Kang, J. Y. Park, E. S. Kim and P. H. Yun *Korean J. Met. Mater.* **54**, 145 (2016).
17. Y. M. Kim, S. W. Choi, Y. C. Kim, C. S. Kang and S. K. Hong, *Korean J. Met. Mater.* **52**, 353 (2014).
18. J. H. Lee and W. J. Yang, *Trends Met. Mater. Eng.* **25**, 35 (2012).
19. A. Persson, S. Hogmark and J. Bergström, *Int. J. Fatigue* **26**, 1095 (2004).
20. J. Kim, S. Hong and J. C. Lee, *J. Korean Soc. Manuf. Process Eng.* **12**, 7 (2013).
21. M. Krauss, B. Scholtes, *J. Mater. Sci. Technol.* **20**, 93 (2004).
22. J. D. Thiele, S. N. Melkote, R. A. Peascoe, T. R. Watkins, *J. Manuf. Sci. Eng.* **122**, 642 (2000).
23. Z. Jia, Y. Liu, J. Li, L. Liu and H. Li, *Int. J. Fatigue* **78**, 61 (2015).
24. G. Telasang, D. M. Jyotsna, N. Wasekar, G. Padmanabham and I. Manna, *Metall. Mater. Trans. A* **46**, 2309 (2015).
25. K. T. Cho, K. Song, S. H. Oh, Y. K. Lee and W. B. Lee, *Surf. Coat. Tech.* **232**, 912 (2013).
26. R. L. Banerjee, *J. Heat Treating* **2**, 147 (1981).
27. I. S. Lee, C. Park and I. M. Park, *Korean J. Mater. Res.* **12**, 568 (2002).
28. Y. Birol, *Surf. Coat. Tech.* **205**, 597 (2010).
29. S. Spuzic, K. N. Strafford, C. Subramaniana and G. Savage, *Wear* **176**, 261 (1994).
30. M. Ramezani, T. Pasang, Z. Chen, T. Neitzert and D. Au, *J. Mater. Res. Technol.* **4**, 114 (2015).
31. D. R. Sain and G. R. Belton, *Metall. Trans. B*, **7B**, 235 (1976).
32. J. Y. Kang, H. Kim, D. Son, J. J. Lee, H. Y. Yun, T. H. Lee and S. K. Park, *J. Korean Soc. Heat Treat.* **28**, 181 (2015).
33. D. Mellouli, N. Haddar, A. Köster and H. F. Ayedi, *Eng. Fail. Anal.* **45**, 85 (2014).