[Research Paper] 대한금속 · 재료학회지 (*Korean J. Met. Mater.*), Vol. 58, No. 12 (2020) pp.830-842
DOI: 10.3365/KJMM.2020.58.12.830

오스테나이트계 경량철강의 냉각 조건에 따른 미세조직, 기계적 특성 이해 및 대형 슬라브 내부 특성 분포 예측 연구

김태하[1,2] · 최윤석[1*] · 김경원[2] · 박성준[2] · 박준영[3] · 정경재[4] · 한흥남[4] · 신종호[5]**

[1]부산대학교 재료공학과
[2]한국재료연구원 철강재료연구실
[3]한국재료연구원 원자력공인검사단
[4]서울대학교 재료공학부
[5]두산중공업 기술연구원

Microstructures and mechanical properties of austenitic light-weight steels, and prediction of property distribution in large-scale slab

Tae-Ha Kim[1,2], Yoon Suk Choi[1*], Kyeong-Won Kim[2], Seong-Jun Park[2], Jun Young Park[3], Kyeongjae Jeong[4], Heung Nam Han[4], and Jong-Ho Shin[5]**

[1]*School of Materials Science and Engineering, Pusan National University, Busan 46241, Republic of Korea*
[2]*Department of Steels, Korea Institute of Materials Science, Changwon 51508, Republic of Korea*
[3]*Authorized Nuclear Inspection Department, Korea Institute of Materials Science, Changwon 51508, Republic of Korea*
[4] *Department of Materials Science and Engineering and Research Institute of Advanced Materials, Seoul National University, Seoul 08826, Republic of Korea*
[5]*Corporate Research and Development Institute, Doosan Heavy Industries and Construction Co. LTD, Changwon 51711, Republic of Korea*

Abstract: The effects of the cooling rate, after solution heat treatment, on the microstructures and mechanical properties of Fe-22Mn-8Al-0.8C-0.02Nb (low carbon) and Fe-20Mn-8Al-1.1C-0.1Nb (high carbon) light-weight steels were systematically investigated. The cooling process was controlled to achieve six different cooling rates, ranging from -0.016 to -465.1 °C/s. Under the slowest cooling rate (furnace cooling), intra-granular and inter-granular precipitations of κ-carbides were observed throughout the austenite grains. The higher the C content was, the larger the size of the inter-granular κ-carbides was. The formation of κ-carbides resulted in an increase in yield strength, and a decrease in elongation and impact absorbed energy. In the Fe-20Mn-8Al-1.1C-0.1Nb, the inter-granular precipitation of κ-carbides caused a drastic decrease in the impact absorbed energy and the inter-granular brittle fracture. To predict the distribution of yield strength and impact absorbed energy at production scale (a 10-ton scale slab), finite element analysis was conducted for water cooling and air cooling conditions. The average cooling rates at the center of the slab under water cooling and air cooling were predicted to be -0.126 and -0.031 °C/s, respectively. Based on predicted cooling rates, the distribution of mechanical properties was determined. The prediction suggested that a large-scale slab of the light-weight steel with low C content would have good toughness at the center of the slab regardless of cooling condition.

(Received November 2, 2020; Accepted November 23, 2020)

Keywords: light-weight steel, cooling rate, κ-carbide, mechanical properties, finite element analysis

1. 서 론

지구온난화 문제 심화에 따라 이산화탄소를 포함한 온실가스의 배출 규제가 강화되고 있으며, 이에 따라 자동차 산업에서는 연비 향상을 위한 부품 경량화의 중요성이 높

- 김태하: 석사과정, 최윤석·한흥남: 교수, 김경원·박성준·박준영·신종호: 연구원, 정경재: 박사과정
**Corresponding Author: Prof. Yoon Suk Choi*
[Tel: +82-51-510-2382, E-mail: choiys@pusan.ac.kr]
***Corresponding Author: Dr. Seong-Jun Park*
[Tel: +82-55-280-3431, E-mail: hyega@kims.re.kr]
Copyright ⓒ The Korean Institute of Metals and Materials

아지고 있다. 자동차 부품 경량화를 위하여 알루미늄 합금과 플라스틱 소재의 적용이 증가하는 추세이나, 낮은 소재 가격과 높은 강도/강성/내구성 등의 장점으로 인해 여전히 철강 소재가 많이 사용되고 있다. 철강 소재를 이용한 부품 경량화를 위하여 DP강(dual phase steel), CP강(complex steel), TRIP강(transformation-induced plasticity steel), TWIP강(twinning-induced plasticity steel), 마르텐사이트강 (martensitic steel) 등의 다양한 AHSS강(advanced high strength steels)이 개발되어 왔으며 [1-8], 이를 이용하여 부품의 두께 또는 크기를 줄여 경량화하는 방향으로 기술 개발이 이루어져 왔다. 한편, 발전 산업에서는 발전 효율을 높이기 위하여 풍력발전기와 화력 발전에 사용되는 증기터빈 및 가스터빈 모두 대형화되는 추세이며, 이를 뒷받침하기 위한 부품 경량화의 필요성이 커지고 있다. 풍력발전기의 경우 하부 구조물의 슬림화 및 운반/설치 비용의 절감을 위해 경량화가 요구되고, 증기터빈 및 가스터빈의 경우 대형화에 따라 커지는 원심력을 견딜 수 있도록 블레이드 경량화가 요구된다.

경량철강은 원자량이 작은 치환형 원소인 Al을 다량 함유하여 일반 강재 대비 낮은 밀도를 가지므로, 자동차 및 발전설비 부품 경량화에 기여할 수 있는 소재로 주목받고 있다. 경량철강은 합금조성에 따라 다양한 미세조직과 특성을 가질 수 있으며, 그 중 Fe-Mn-Al-C 합금계에 기초한 오스테나이트계 경량철강이 우수한 기계적 특성과 10% 이상의 경량화 효과를 얻을 수 있어 많은 연구가 이루어져 왔다 [9-15]. 오스테나이트계 Fe-Mn-Al-C 합금은 고용 강화 효과가 높은 Al과 C를 다량 함유하여 300계 스테인리스강 등의 오스테나이트계 합금에 비해 높은 항복강도를 가진다. 오스테나이트계 Fe-Mn-Al-C 합금은 높은 Mn 및 C 함량에 의해 상온에서도 오스테나이트가 충분히 안정하여 마르텐사이트 변태에 의한 강화 효과를 얻을 수 없는 반면, 500~600 °C의 온도에서 시효시 오스테나이트 결정립 내에서 스피노달 분해(spinodal decomposition)와 규칙화에 의해 기지와 정합성을 갖는 미세한 κ-탄화물이 형성되어 큰 폭의 석출 강화 효과를 얻을 수 있는 것으로 알려져 있다 [16-17]. κ-탄화물 형성에 미치는 합금 원소들의 영향에 대한 연구도 많이 이루어진 바 있으며, C와 Al 및 Si는 κ-탄화물 형성을 촉진하고 [18-21], Mn과 Mo 등은 κ-탄화물 형성을 지연시키는 효과가 있는 것으로 보고되었다 [21-23]. 한편 고온에서 장시간 시효되는 경우 결정립계에 조대한 κ-탄화물이 형성되어 연성 및 충격특성이 크게 저하될 수 있고 [24,25], 매우 장시간 시효되거나 Mn 및 Al 함량이 높은 조성에서는 β-Mn상이 형성되어 극히 취약해질 수 있다고 알려져 있다 [26-29].

오스테나이트계 경량철강이 시효에 의해 강화 효과를 얻을 수 있다는 점은 분명히 장점이지만, 산업적 활용을 위하여 대형 소재를 제조하는 경우 주조, 열간 압연/단조, 균질화 열처리 등의 제조 공정 후 냉각 과정에서 크기 효과(mass effect)에 의한 국부적 과시효와 그로 인해 소재의 연성이 심각하게 저하될 수 있다는 점을 고려해야 한다. Park 등은 냉각조건을 제어한 연속냉각 실험을 통해 Al 함량에 따른 과시효 효과를 비교한 바 있다 [30]. 본 연구에서는 상이한 C 함량을 갖는 경량철강의 연속냉각 실험을 통해 미세조직 및 기계적 특성의 냉각속도 의존성을 파악하고, 유한요소법을 이용한 대형 소재의 냉각 공정 모사 결과와 결합하여 소재 내부의 특성 분포를 예측하였으며, 이를 통해 경량철강 대형 소재의 제조 가능성 및 냉각 조건의 영향을 고찰하였다.

2. 실험 방법

본 연구에서는 2종의 Fe-Mn-Al-C계 합금을 이용하였으며, 각 합금의 화학조성을 표 1에 나타내었다. 두 합금은 Al 함량이 약 8 wt%, Mn 함량이 약 20 wt%로 유사한 수준이고, C함량이 각각 0.78, 1.10 wt%로 차이가 있으며, 각각의 합금을 'LC', 'HC'로 표기하였다. 두 합금 모두 소량의(0.10 wt% 이하) Nb를 함유하며, 이는 결정립 미세화를 위하여 첨가된 것이다. 각 합금을 진공 유도 용해로(vacuum induction melting furnace) 를 사용하여 40 kg 규모의 잉곳으로 제작하고, 1150 °C로 가열하여 2시간 유지한 후, 900 °C 이상의 온도에서 열간압연하여 두께 13 mm의 판재를 제조하였다. 열간압연에 의한 압연율은 85%였으며, 압연 종료 후 상온까지 수냉하였다. 열간압연 판재는 1050 °C에서 2시간 유지하는 균질화 열처리를 진행 후 상온까지 수냉하였다.

냉각속도에 따른 기계적 특성 및 미세조직 변화를 조사하고자, 각 압연 판재로부터 실험에 사용하기 위한 직육면체 형태의 쿠폰들을 채취하였다. 쿠폰의 폭과 두께는 13 mm이고, 길이는 압연방향(rolling direction, RD)을 따라 80 mm가 되도록 제작하였다. 쿠폰들을 Ar 분위기의 박스(box)형 전기로를 이용하여 1050 °C에서 1시간 동안 유지

Table 1. Chemical compositions of the investigated alloys. (wt.%)

Alloy	C	Mn	Al	Nb	Fe
LC	0.78	21.63	7.93	0.02	Bal.
HC	1.10	19.74	8.08	0.10	Bal.

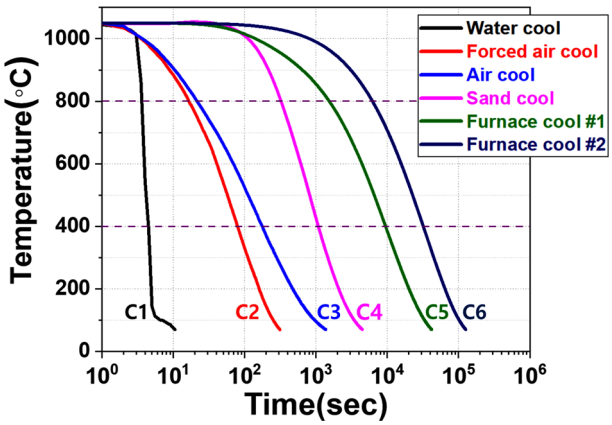

Fig. 1. Cooling curves of test coupons under various cooling conditions.

한 후, 6가지 냉각 방법을 이용하여 냉각하였다. 실험에 사용한 냉각 방법으로는 물속에 침적하는 수냉(water cool), 대기 중에서 바람을 쏘여 냉각하는 강제 공냉(forced air cool), 대기 중에서 자연적으로 냉각하는 공냉(air cool), 모래에 시편을 묻은 상태로 가열 후 대기 중에서 냉각하는 방법(sand cool), 크기와 단열 상태가 다른 2가지 로에서 가열 후 전원을 차단하여 냉각하는 로냉(furnace cool #1 and #2)이 있으며, 각 냉각 조건을 냉각속도가 빠른 조건부터 순서대로 'C1', 'C2', 'C3', 'C4', 'C5', 'C6'로 표기하였다. K-type 열전대(thermocouple)를 부착한 쿠폰을 이용하여 각 냉각 조건에서의 온도 변화를 측정하였고, 측정된 냉각 곡선들을 그림 1에 나타내었다. 각 냉각 곡선으로부터 κ-탄화물이 석출될 것으로 예상되는 800~400 °C 온도 범위에서의 평균 냉각속도를 선형회귀분석을 통해 계산하였으며, 이를 표 2에 나타내었다.

다양한 속도로 냉각된 각 합금의 쿠폰들을 이용하여 소형(small-size) 봉상 인장시편(ASTM E8M, gage length 30 mm)과 표준 크기의 v-노치 충격시편(ASTM E23)을 제작하였으며, 충격시편의 노치는 판재의 폭방향(transverse direction, TD)에 수직한 단면에 위치하도록 제작하였다. 제작한 시편을 이용하여 인장시험과 샤르피(Charpy) 충격시험을 실시하였으며, 각 냉각조건당 2회씩 실시하여 측정된 특성의 평균값을 구하였다. 인장시험은 10톤 용량의 인장시험기(Instron 5982, INSTRON)를 이용하였고, crosshead speed 평균 1.5 mm/min의 조건으로 하였다. 인장시험과 충격시험은 모두 상온에서 실시하였다.

시편의 미세조직은 광학현미경(OM, EPIPHOT 300, Nikon)과 주사전자현미경(SEM, JSM-6610LV, JEOL)을 이용하여 관찰하였고, 전계방사형 주사전자현미경(FESEM, JSM-7001F, JEOL)과 이에 장착된 전자후방산란회절 분석장비(EBSD, NordlysNano, OXFORD)를 이용하여 일부 시편의 구성상과 결정립 크기를 분석하였다. 미세조직 관찰을 위한 시편은 쿠폰에서 폭방향(transverse direction, TD)에 수직한 단면을 기계적 연마하고, 8% Nital 용액(HNO3 8%와 ethanol 92%)으로 에칭하여 준비하였다. EBSD 분석을 위한 시편은 기계적 연마 후 colloidal silica 용액을 이용하여 20분간 마무리 연마하여 준비하였다. 충격시험편의 파면은 주사전자현미경(SEM, JSM-6610LV, JEOL)을 이용하여 관찰하였다. 냉각 과정에서 결정립내 또는 입계에 κ-탄화물 형성 여부를 파악하고자, 냉각속도가 가장 빠른 수냉 조건(C1)과 가장 느린 로냉 조건(C6)의 시편들을 투과전자현미경(TEM, JEM-2100F, JEOL)을 이용하여 관찰하였으며, TEM 시편은 80 μm 이하의 두께로 기계적 연마 후 메탄올(90%)과 퍼클로릭 산(HClO4, 10%)을 혼합한 용액을 이용하여 -24도, 18V 조건에서 트윈젯(twin-jet) 연마기를 이용하여 제작하였다.

경량철강 대형 소재 제조시 냉각속도 및 특성 분포를 예측하고자, 10 ton 규모 슬라브 형태의 두께, 폭, 길이가 각각 300, 1000, 4907 mm인 경량철강이 1050 °C의 온도에서 수냉(Water cool, WC)) 또는 공냉(Air cool, AC)) 조건으로 냉각되는 공정을 가정하고, 상용 소프트웨어인 Abaqus/Standard를 이용하여 유한요소해석을 수행하였다. 균질화된 등방 특성을 가정한 유한요소 모델의 열 해석을 위하여 8개의 절점을 갖는 3차원의 선형 육면체 요소(DC3D8)를 사용하였으며, 모델은 총 8000개의 요소들로 구성되었다. 열 전달 과정은 복사, 대류 및 전도를 모두 고려하였으며, 해석에 필요한 소재의 물리적 특성과 열전달계수(heat transfer coefficient) 등은 유사한 오스테나이트계 경량철강의 냉각 모사를 수행한 선행 연구 [30]와 동일한 값을 사용하였다(표 3). 냉각 과정 중 각 적분점에서 구현되는 온도가 800 °C 및 400 °C에 도달하였을 때의 시간들을 기록하여 모델의 평균 냉각속도 분포를 구하였다.

Table 2. Average cooling rate in temperature range between 800~400 °C of various cooling conditions.

	C1	C2	C3	C4	C5	C6
Cooling conditions	Water cool	Forced air cool	Air cool	Sand cool	Furnace cool #1	Furnace cool #2
Average cooling rate (800-400 °C, -°C/s)	465.1	6.323	2.626	0.533	0.051	0.016

Table 3. Physical properties and coefficient values for finite element simulation of cooling processes.

Density (g/cm^3)	Thermal conductivity (W/m°C)	Heat capacity (J/kg°C)	Emissivity	Heat transfer coefficient for air cooling (W/m^2 K)	Heat transfer coefficient for water cooling (W/m^2 K)
6.8	8.0 @25 °C 11.6 @350 °C	551 @25 °C 585 @350 °C	0.85	5	1000

실험적으로 6가지의 서로 다른 냉각법들을 통해 얻은 각 합금들의 평균 냉각속도(표 2) 및 기계적 특성값들과 선형 보간법(linear interpolation)을 이용하여 유한요소 모델의 부위별 특성 분포를 예측하였다. 예를 들어 평균 냉각속도가 C1과 C2인 경우의 실험으로 얻은 특성값이 각각 Y1, Y2이고, 어느 절점에서 유한요소해석 결과로 얻어지는 평균 냉각속도 Cn이 C1과 C2 사이의 값이면, 그 절점에서의 특성값 Yn은 아래와 같이 계산하였다.

$$Yn = Y1+(Y2-Y1)(Cn-C1)/(C2-C1) \quad (1)$$

유한요소해석 결과로 얻어지는 평균 냉각속도의 값이 표 2의 C1-C6 사이에 위치하지 않는 경우에는 C1과 C2 또는 C5과 C6 조건에서 얻은 특성값을 이용하여 외삽법(extrapolation)으로 물성 값들을 예측할 수도 있으나, 본 연구에서는 계산으로 얻은 평균 냉각속도값들이 모두 C1-C6 범위 내에 있어 외삽법은 적용하지 않았다. 절점에서의 평균 냉각속도 및 특성 예측값들을 계산하는 코드를 Abaqus의 사용자 서브루틴 UMATHT에 구현하여 해석을 수행하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 미세조직

실험에 사용한 합금들의 미세조직 분석에 참고하기 위해 상용 열역학 계산 프로그램인 Thermo-Calc와 TCFE9 데이터베이스를 이용하여 온도에 따른 평형 상분율 변화를 구하여 그림 2에 나타내었다. 두 합금 모두 1400 °C 부근에서 페라이트(BCC) 상이 우선적으로 응고하여 형성되었다가 온도가 낮아짐에 따라 없어지고, 1000 °C 부근에서는 오스테나이트(FCC) 기지를 갖는 것으로 계산되었다. κ-탄화물이 형성되기 시작하는 온도는 LC와 HC 합금에서 각각 724, 795 °C이고, 더 낮은 온도에서는 페라이트와 β-Mn 상이 형성될 수 있는 것으로 예측되었다. 두 합금 모두 Nb가 첨가되어 NbC가 형성되는 것으로 예측되며, NbC 형성 온도는 LC와 HC 합금에서 각각 1068, 1310 °C이다. 평형상태를 전제로 하는 열역학 계산 결과는 평형 상태가

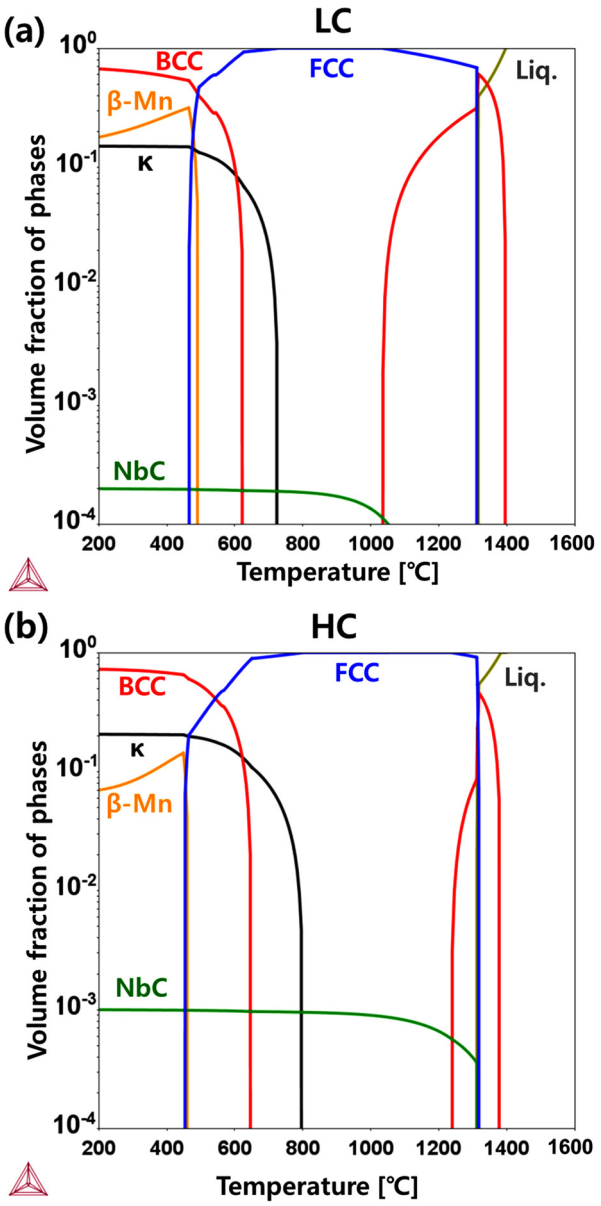

Fig. 2. Equilibrium phase fraction of (a) LC and (b) HC alloys according to temperature.

아닌 실제 합금의 구성상과 차이를 보일 수 있으며, 오스테나이트계 경량철강의 경우 고온에서 오스테나이트 기지를 확보할 수 있는지 여부와 기계적 특성에 영향이 큰 κ-탄화물, 페라이트 및 β-Mn 상이 냉각 중에 형성되는지 여부를

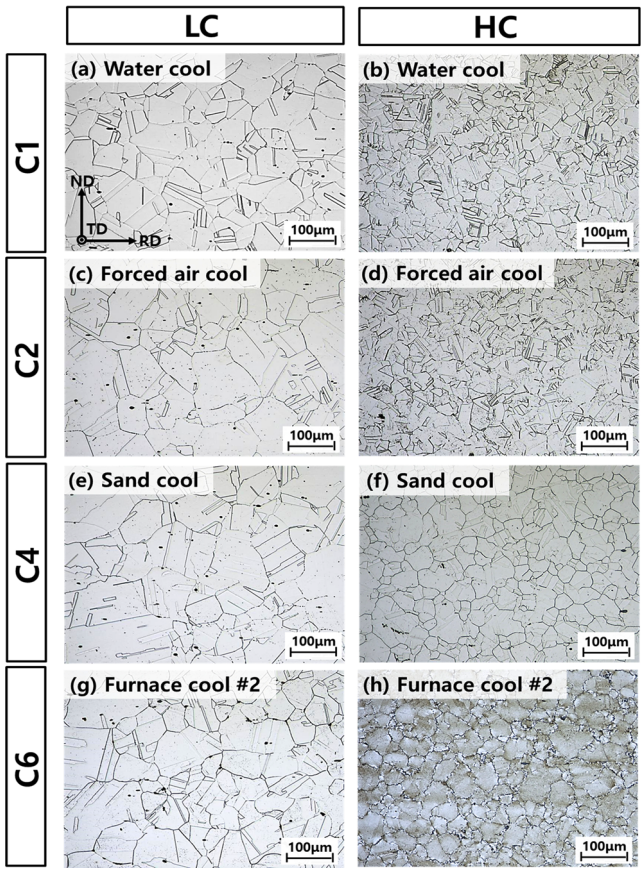

Fig. 3. OM micrographs of LC and HC alloys cooled from 1050 °C under (a,b) C1, (c,d) C2, (e,f) C4 and (g,h) C6 cooling conditions.

확인할 필요가 있다.

LC 및 HC 합금의 6가지 냉각 조건 중 4가지 조건(C1, C2, C4, C6) 시편의 미세조직을 광학현미경으로 관찰한 이미지를 그림 3에 나타내었다. 가장 냉각속도가 빠른 C1 조건에서 두 합금 모두 어닐링 트윈이 포함된 오스테나이트 기지 조직을 보이며(그림 3(a),(b)), 냉각속도가 느린 조건의 시편들도 전체적으로 유사한 조직을 보이나, HC 합금의 C6 시편의 경우 입계 부근에 제 2상이 석출된 형태를 보인다(그림 3(h)). 전체적으로 HC 합금의 결정립 크기가 LC 합금 대비 더 미세한 경향을 보이며, 이는 그림 2에서 확인할 수 있듯이 HC 합금에 NbC가 더 많이 형성되고 그로 인해 균질화 열처리 온도인 1050 °C에서 결정립 성장을 억제했기 때문으로 사료된다. LC 합금의 경우에는 NbC 형성 온도가 1068 °C로 균질화 열처리 온도 부근이기 때문에 NbC의 체적 분율이 상대적으로 낮아 결정립 성장 억제 효과가 크지 않은 것으로 보인다. 다만 HC 합금에서는 NbC의 일부가 응고가 완료되기 전에 액상에서 정출하는 것으로 판단되며(그림 2(b)), 정출하여 형성되는 NbC는 조대하여 바람직하지 않으므로 이를 보완하기 위하여 NbC 정출이 되지 않는 정도로 Nb 함량을 낮추는 것이 바람직하다고 사료된다.

냉각 중에 오스테나이트 외에 다른 상이 형성되었는지 여부와 LC 및 HC 합금의 결정립 크기를 정량적으로 평가하기 위하여, 냉각속도가 가장 빠른 C1 조건과 가장 느

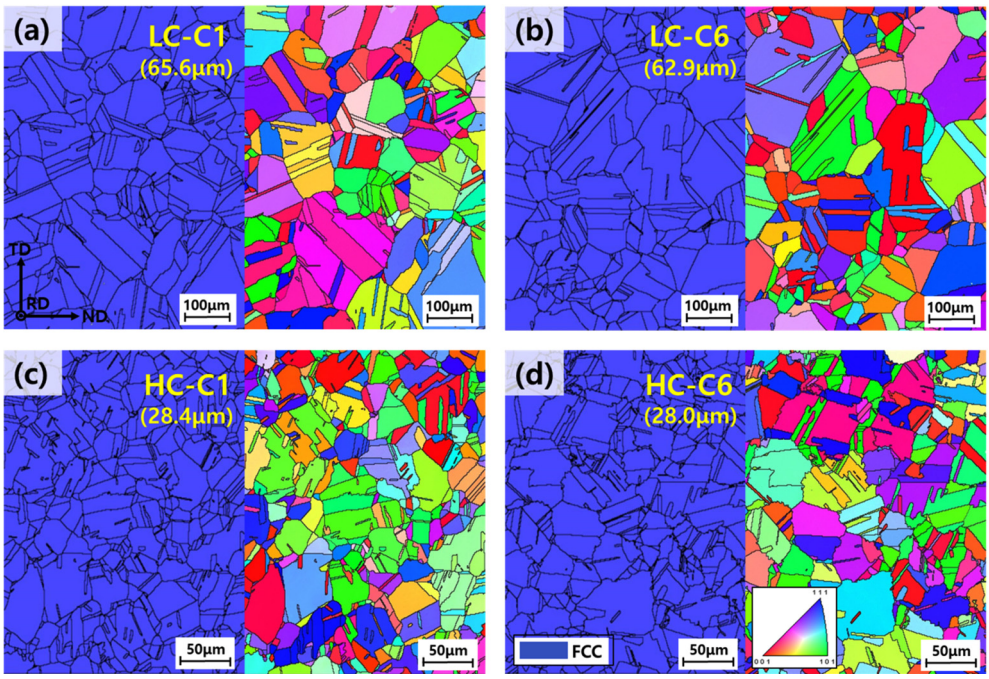

Fig. 4. EBSD phase maps and inverse pole figure maps for the direction normal to the observed plane of (a) LC-C1, (b) LC-C6, (c) HC-C1 and (d) HC-C6 specimens.

린 C6 조건의 시편에 대하여 EBSD 분석을 실시하고 그 결과를 그림 4에 나타내었다. Phase map을 보면 모든 시편에서 FCC 상만 관찰되는 것으로 미루어 냉각 도중에 페라이트나 β-Mn 상이 형성되지 않은 것을 확인할 수 있다. κ-탄화물은 FCC와 유사한 $E2_1$ 또는 $L'1_2$ 결정구조를 가지므로 EBSD 분석에서는 FCC 상으로 인식되기 때문에, 그림 4의 phase map을 통해 κ-탄화물의 형성 여부를 판단할 수는 없다. IPF(inverse pole figure) map으로부터 각 시편들의 결정립 방위가 무작위에 가깝고 집합조직이 발달하지 않은 것으로 보인다. 평균 결정립 크기는 LC 합금의 경우 C1, C6 시편이 각각 65.6, 62.9 μm로 측정되었고, HC 합금의 C1, C6 시편은 각각 28.4, 28.0 μm로 측정되었다. Nb가 첨가되지 않은 오스테나이트계 경량철강인 Fe-29.8Mn-9Al-0.92C 합금의 균질화 열처리 후 수냉한 시편의 결정립 크기가 93.7 μm로 측정된 바 있으며 [30], 균질화 열처리 온도가 1050 °C로 동일한 점을 고려하면 LC 합금도 0.02 wt%의 Nb 첨가에 의해 결정립 미세화 효과를 얻은 것으로 판단된다.

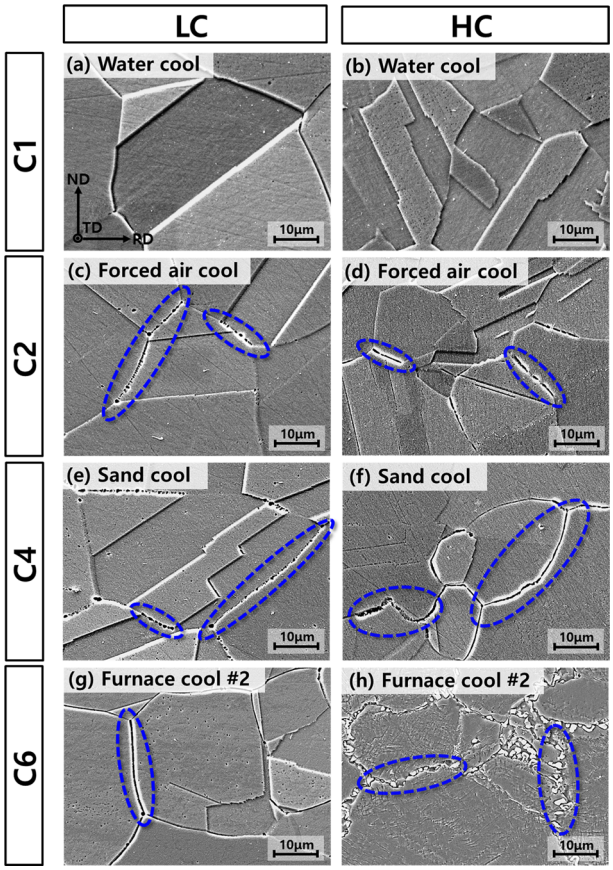

Fig. 5. SEM micrographs of LC and HC alloys cooled from 1050 °C under (a,b) C1, (c,d) C2, (e,f) C4 and (g,h) C6 cooling conditions.

경량철강의 연성에 큰 영향을 미치는 입계 κ-탄화물의 형성 여부를 확인하고자, LC 및 HC 합금 시편들(C1, C2, C4, C6)의 미세조직을 주사전자현미경으로 관찰한 이미지를 그림 5에 나타내었다. 가장 냉각속도가 빠른 C1 조건에서는 두 합금 모두 입계에 특이한 점이 관찰되지 않으나(그림 5(a),(b)), 냉각속도가 느린 조건의 시편들에서는 입계에 따라 연속적 또는 불연속적으로 깊이 파인 형태가 관찰되며, 이는 냉각 중에 입계에 형성된 석출물 주위가 에칭액에 의해 우선적으로 녹으면서 형성되는 것으로 보인다. Twin boundary에서는 이러한 형태가 잘 관찰되지 않는 것으로 미루어 에너지가 높은 입계에서 우선적으로 석출물이 형성된 것으로 사료된다. 대부분의 시편에서 입계 석출물이 직접 관찰되지는 않으나, HC 합금을 가장 느린 속도(C6)로 냉각한 시편에서는 입계를 따라 수 μm 크기의 석출상들이 다수 형성되어 있는 것이 관찰된다(그림 5(h)). 결정립내와 입계에 κ-탄화물 형성 여부를 면밀하게 확인하고자, 냉각속도가 가장 빠른 C1 조건과 가장 느린 C6 조건의 시편들을 투과전자현미경으로 관찰한 이미지와 SADP(selected area diffraction pattern)를 각각 그림 6과 7에 나타내었다. 두 합금 모두 냉각속도가 빠른 C1 조건에서는 입내 및 입계에 κ-탄화물이 형성되지 않았다(그림 6). 냉각속도가 느린 C6 조건에서는 두 합금 모두 오스테나이트 입내와 입계에서 κ-탄화물의 이 형성된 것을 확인하였다(그림 7). 이상의 미세조직 관찰 결과를 종합적으로 정리하면, LC 및 HC 합금 모두 수냉하여 냉각속도가 빠른

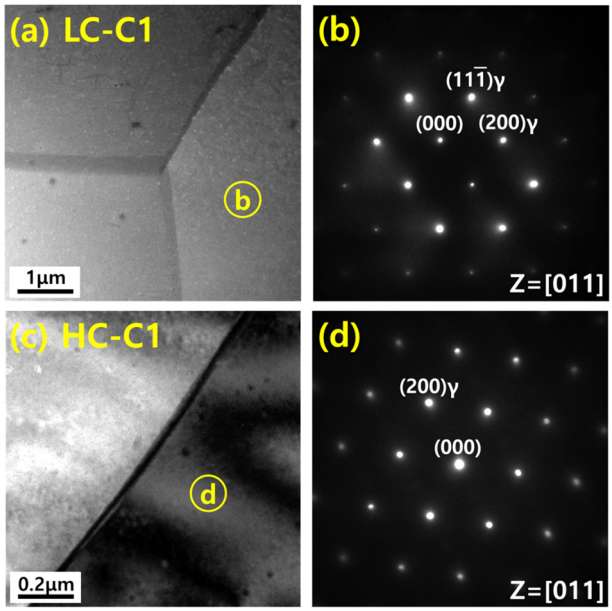

Fig. 6. TEM micrographs and SADPs of (a,b) LC and (c,d) HC alloys cooled under C1 condition.

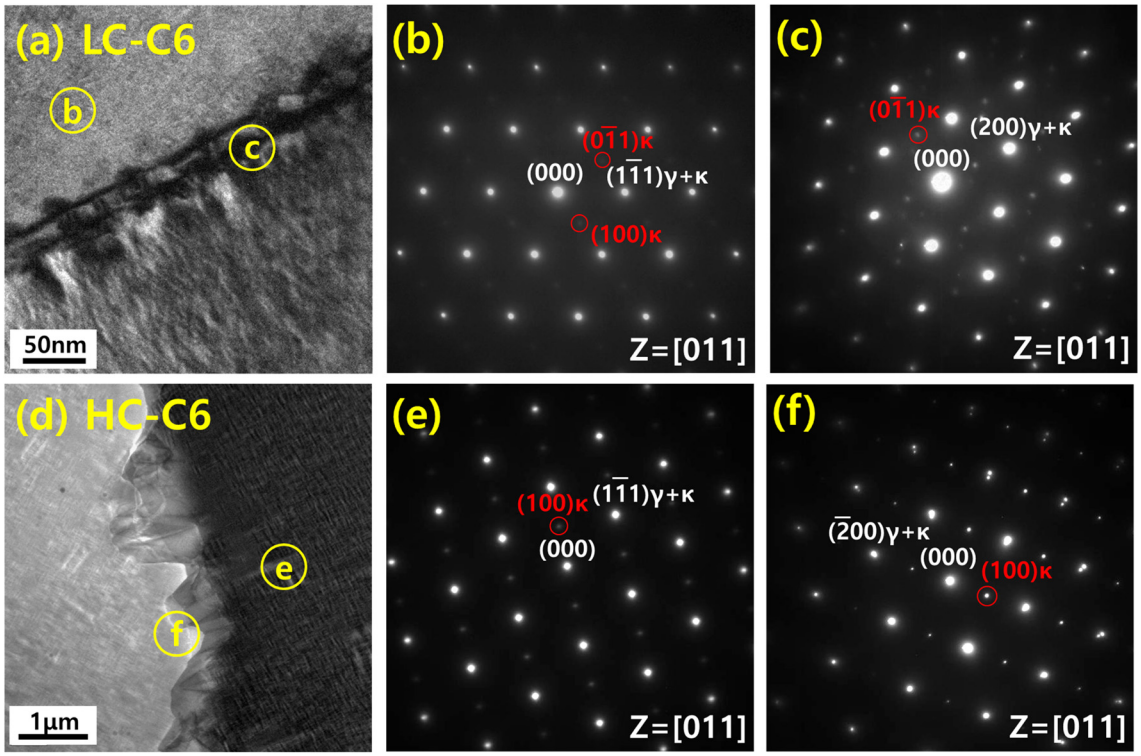

Fig. 7. TEM micrographs and SADPs of (a-c) LC and (d-f) HC alloys cooled under C6 condition.

C1 조건에서는 냉각 중에 입내 및 입계에 형성되는 상이 없으며, 냉각 속도가 느려짐에 따라 입내와 입계에 κ-탄화물이 형성된다. 탄소 함량이 높은 합금의 입계에 상대적으로 더 조대한 κ-탄화물이 많이 형성된다. 한편, 실험에 사용한 합금과 냉각속도 범위에서 냉각 중에 페라이트 또는 β-Mn 상은 형성되지 않았다.

3.2 인장 및 충격 특성

오스테나이트계 경량철강의 결정립내와 입계에 형성되는 κ-탄화물은 인장 및 충격 특성에 크게 영향을 미칠 수 있다. 항온시효 조건에서 경량철강의 미세조직 변화를 연구한 Acselrad 등의 연구결과에서는 시효 온도가 높을수록 κ-탄화물이 빠르게 형성되는 경향을 볼 수 있으며 [31], 연속냉각 조건에서는 냉각속도가 느릴수록 고온에서 더 오래 체류하는 효과가 있기 때문에 κ-탄화물이 평형상태에 좀 더 가깝게 형성될 수 있을 것으로 사료된다. 본 연구에서 사용한 합금의 온도에 따른 평형 상분율 변화의 계산 결과(그림 2)로부터 두 합금 모두 800 °C 이상의 온도에서는 κ-탄화물이 형성되지 않을 것으로 예상되며, 400 °C 이하에서는 κ-탄화물 분율에 거의 변화가 없으므로 κ-탄화물이 형성될 수 있다고 판단되는 800~400 °C 온도 범위에서의 평균 냉각속도를 주요 인자로 설정하고 그에 따른 특성 변화 경향을 확인하였다.

각 합금의 평균 냉각속도에 따른 항복강도, 인장강도, 총연신율 및 충격흡수에너지의 변화를 그림 8에 나타내었다. 평균 냉각속도가 감소할수록 항복강도와 인장강도는 증가하는 경향을 보이며(그림 8(a),(b)), 이러한 현상은 느린 냉각속도 조건에서 시효 효과에 의해 결정립내에 κ-탄화물이 더 많이 형성되고 크기가 커짐에 따라, 전위의 이동을 더 효과적으로 억제하기 때문으로 해석된다. 두 합금 중 C 함량이 높은 HC 합금에서 이러한 강도 증가 효과가 더 두드러지게 나타나며, 이는 C 함량이 높을수록 κ-탄화물 형성이 촉진되고 시효에 의한 강화 효과가 크다는 기존의 연구결과 [21,26,32]와 유사한 경향으로 이해된다. 총연신율의 경우에는 모든 냉각속도 조건에서 항복강도가 낮은 LC 합금이 HC 합금 대비 상대적으로 높은 값을 보이며, 두 합금 모두 평균 냉각속도가 감소함에 따라 연신율이 약간 증가하다가 감소하는 추세를 보인다(그림 8(c)). C3~C6 구간에서의 총연신율 감소는 강화에 따른 연성 저하로 이해되나, C1~C2 구간에서는 항복강도와 총연신율이 함께 증가하는 점이 흥미롭다. 총연신율의 변화가 가공경화 및 균일연신 거동과 관련이 있는지 확인하고자 LC 합금 C1,

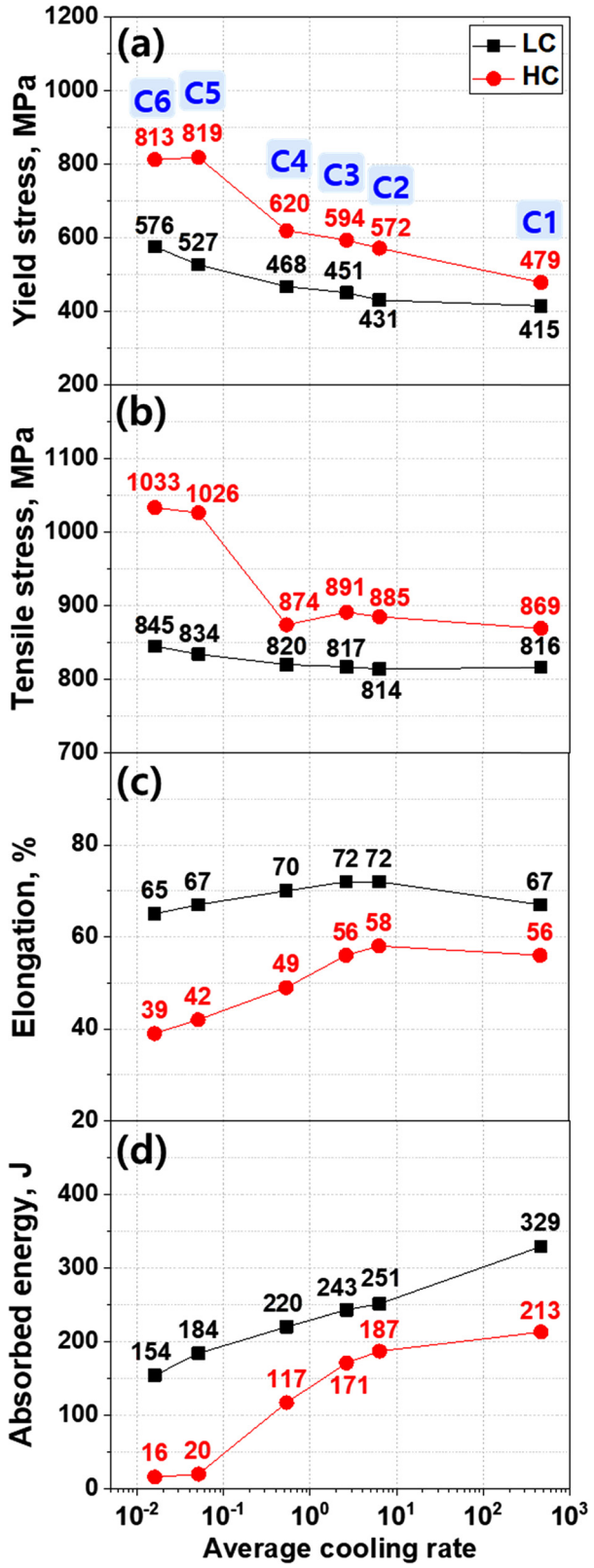

Fig. 8. Changes of (a) yield strength, (b) tensile strength, (c) total elongation and (d) absorbed energy of LC and HC alloys according to average cooling rate.

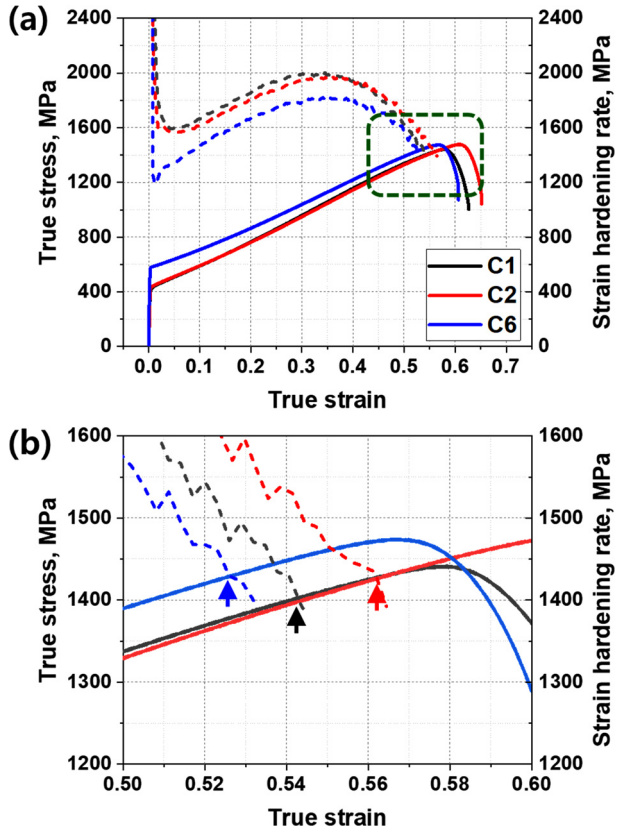

Fig. 9. True stress-strain curves (solid lines) and strain hardening rate curves (dashed lines) of C1, C2 and C6 specimens of LC alloy: (a) whole graph and (b) magnified graph showing cross point of true stress-strain curve and strain hardening rate curve of each specimens.

C2, C6 시편의 진응력(σ)-진변형율(ε) 곡선 및 가공경화율(dσ/dε) 곡선을 비교하였다(그림 9). C1과 C2 시편의 응력-변형율 곡선은 거의 겹칠 정도로 유사하나, C2 시편의 가공경화율이 낮은 연신율 영역에서는 더 낮은 반면 높은 변형율 영역에서는 더 높은 값을 보인다. 응력-변형율 곡선과 가공경화율 곡선이 만나는 지점이 균일 연신과 네킹 이후 국부적 연신의 경계이므로, C2 시편이 C1 시편에 비해 균일 연신이 더 많이 되는 것을 확인할 수 있고, C6 시편은 C1 시편에 비해 가공경화율이 낮고 균일 연신도 덜 되는 것을 확인할 수 있다(그림 9(b)). 따라서 약간 시효된 시편이 시효되지 않았거나 많이 시효된 시편에 비해 향상된 연신율을 갖는 것은 가공경화율이 변형에 따라 빠르게 감소하지 않고 높은 연신율 영역까지 유지되어 균일 연신이 더 많이 되는 효과에 의한 것으로 판단된다. 이러한 현상은 결정립 내에 형성되는 κ-탄화물과 전위의 상호 작용이 시효에 의해 변화하기 때문으로 추정되며, 향후 그 기구를 파악하기 위한 보다 심화된 연구가 필요하다고 사료

된다.

한편 충격흡수에너지는 평균 냉각속도가 감소함에 따라 두 합금 모두 단조 감소하는 경향을 보인다(그림 8(d)). 특히 느린 냉각조건 C6에서 높은 강도를 갖는 HC 합금은 충격흡수에너지가 16 J로 크게 저하된 값을 보인다. LC 합금은 C6 냉각조건에서 상대적으로 높은 154 J의 충격흡수에너지를 보인다. 두 합금 모두 냉각속도 감소에 따라 총연신율이 저하되는 정도에 비해 충격흡수에너지가 저하되는 정도가 훨씬 크게 나타나는 것을 볼 수 있다. 이러한 현상은 변형속도민감도 m이 양의 값을 갖는 철강 소재가 일반적으로 높은 변형속도 조건에서 더 높은 응력을 받으며, κ-탄화물에 의해 입계가 취약해진 경우 변형속도가 큰 충격시험시 응력 상승 효과에 의해 큰 폭의 상온 충격인성 저하를 보이는 것으로 이해된다. 냉각속도에 따른 파괴거동의 변화를 확인하고자 LC 및 HC 합금 충격시편 파면의 주사전자현미경 이미지를 그림 10에 나타내었다. 대부분의 시편에서는 딤플을 포함하는 연성파면과 결정립계로 생각되는 상대적으로 매끈한 영역이 혼재하고 있음을 관찰

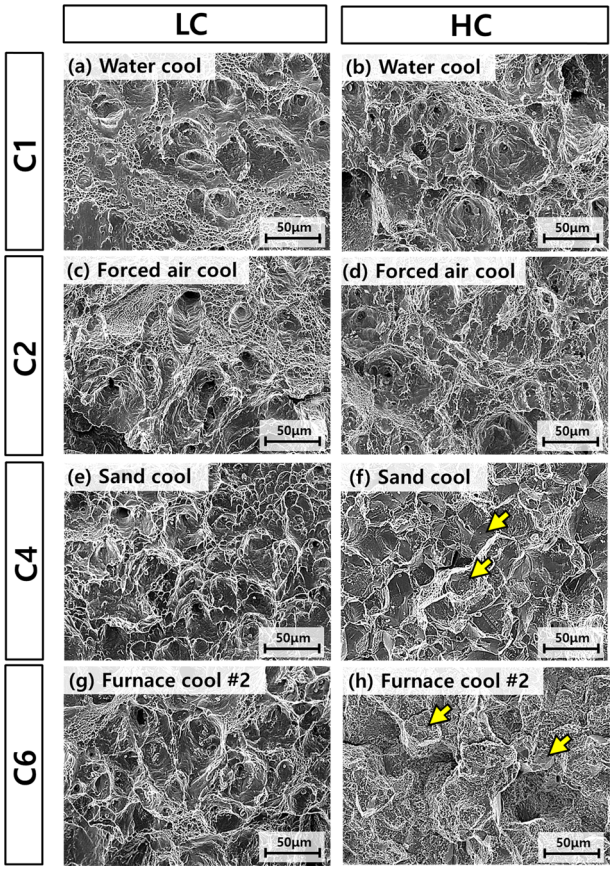

Fig. 10. SEM fractographs of LC and HC alloys cooled from 1050 °C under (a,b) C1, (c,d) C2, (e,f) C4 and (g,h) C6 cooling conditions.

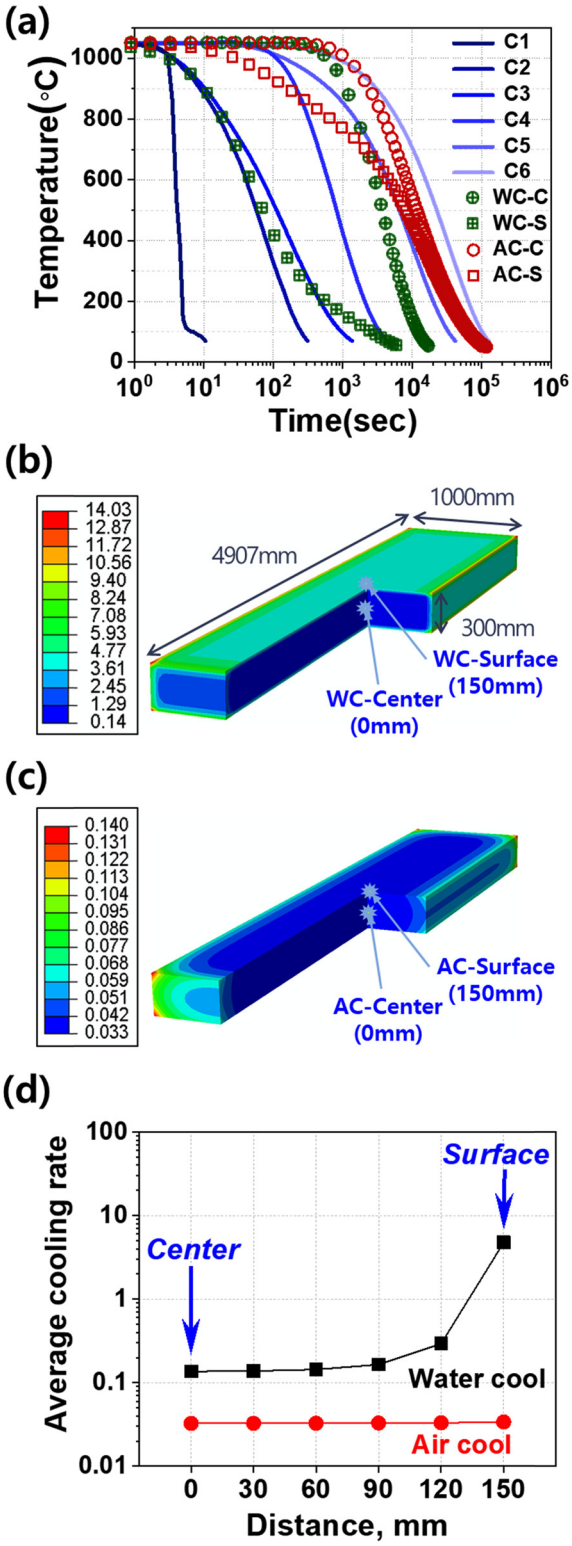

Fig. 11. Results of finite element simulation of cooling process of 10 ton slab: (a) cooling curves at center and surface, (b) distribution of average cooling rate under water cooling condition, (c) distribution of average cooling rate under air cooling condition and (d) distribution of average cooling rate along the center to surface line.

할 수 있다. 한편 HC 합금의 C4 및 C6 시편(그림 10(f), (h))에서는 화살표로 가리키는 영역과 같이 입계파면이 많이 관찰된다. C6 시편의 경우에는 입계파면이 매끈하지 않고 울퉁불퉁하게 보이며, 이는 그림 5(h)에서 보듯이 조대한 κ-탄화물이 형성되어 있던 입계를 따라 균열이 전파되었기 때문이다. 이와 같이 느리게 냉각된 HC 합금에서 입계파면이 많이 관찰되는 것은 입내에 형성되는 미세한 κ-탄화물에 의해 결정립 내부가 강화된 반면, 입계에는 보다 조대한 κ-탄화물이 형성되어 상대적으로 균열 형성 및 전파가 용이하기 때문으로 사료된다. LC 합금의 경우에는 HC 합금에 비해 C 함량이 낮아 입내와 입계에 κ-탄화물이 덜 형성되기 때문에, 결정립이 변형을 잘 수용하고 입계에서의 균열도 덜 일어나서 C6와 같이 느린 냉각속도 조건에서도 연성파면이 형성될 수 있는 것으로 판단된다.

3.3 대형 소재 내부의 특성 분포 예측

상용 공정을 통해 대형 소재를 제작하는 경우, 소형 소재에 비해 고온에서 냉각 시 부위별 냉각속도의 차이가 클 것으로 예상된다. 앞서 기술한 바와 같이 냉각속도가 느릴수록 입계에 형성되는 조대한 κ-탄화물에 의해 충격흡수에

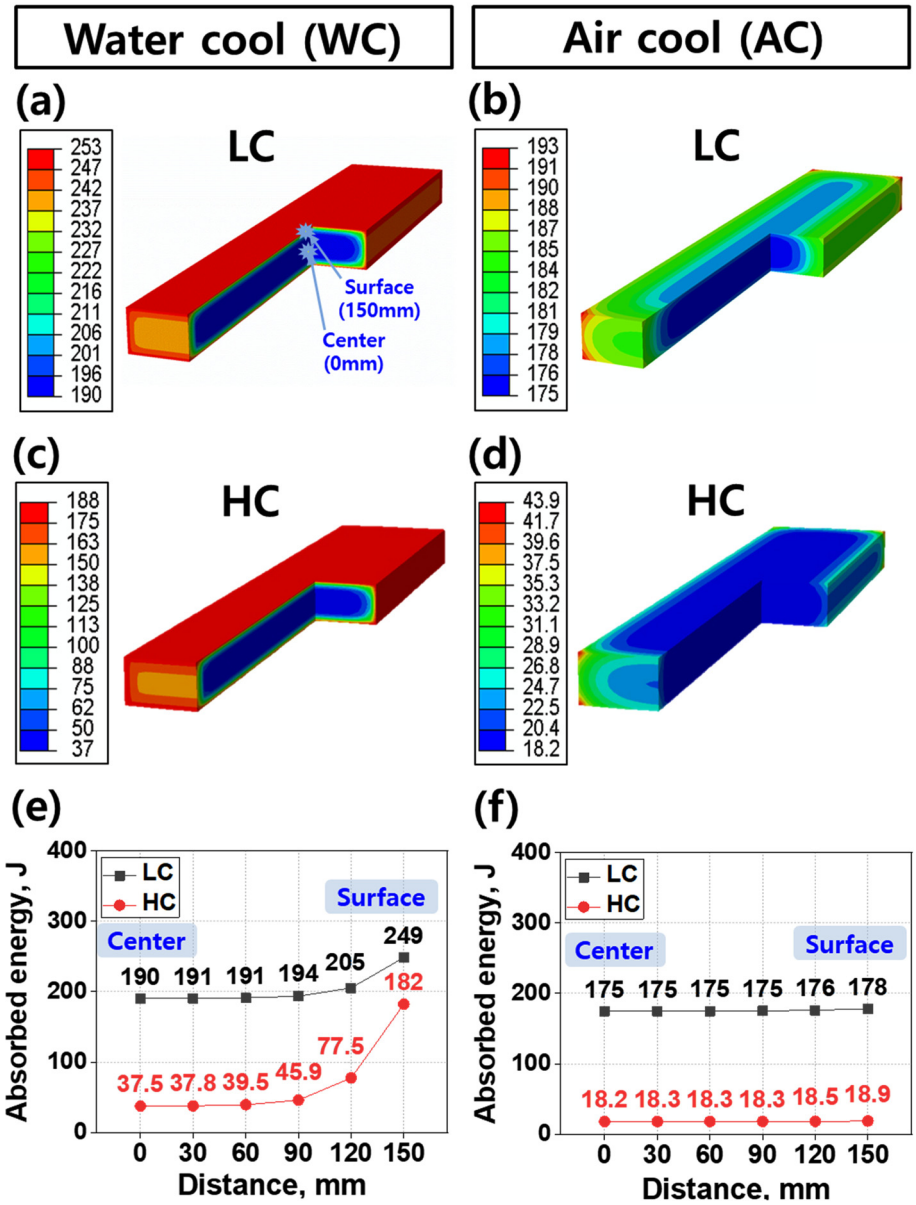

Fig. 12. Calculated distribution of impact absorbed energy: (a) LC slab water cooled, (b) LC slab air cooled, (c) HC slab water cooled, (d) HC slab air cooled, (e) center to surface line of water cooled slab, and (f) center to surface line of air cooled slab.

너지가 크게 감소하며, 심한 경우 제조 공정 중 파단이 발생할 가능성도 있다. 본 연구에서는 약 10 ton 규모 슬라브 형태의 경량철강이 1050 ºC의 온도에서 수냉(Water cool, WC)) 또는 공냉(Air cool, AC)) 조건으로 냉각되는 공정을 가정하고, 유한요소해석을 통해 κ-탄화물이 형성될 수 있는 800~400 ºC 구간의 평균 냉각속도 분포를 구하였으며, 평균 냉각속도에 따른 기계적 특성 변화 데이터(그림 8)에 기초하여 소재 내부의 특성 분포를 예측하였다.

그림 11(a)에 수냉 및 공냉 조건에서 슬라브 중심부와 표면부의 시간에 따른 냉각곡선을 그림 1의 냉각곡선들과 비교하여 나타내었다. 중심부와 표면부의 평균 냉각속도는 수냉 조건의 경우 각각 0.126, 4.37 ºC/s이고, 공냉 조건의 경우 각각 0.031, 0.034 ºC/s로 계산되었다. 수냉 및 공냉 조건에서 슬라브 내의 평균 냉각속도 분포를 그림 11(b)와 11(c)에 각각 나타내었고, 가장 냉각속도가 느린 중심부와 두께 방향으로 직상의 표면부 사이의 평균 냉각속도 분포를 그림 11(d)에 나타내었다. 계산으로 예측한 부위별 평균 냉각속도가 표 2의 제어 냉각 실험 시의 평균 냉각속도 범위 안에 포함되는 것을 확인할 수 있으며, 슬라브 공냉 조건의 냉각속도는 쿠폰을 로냉한 조건(표 2의 C5와 C6 냉각 조건)의 냉각속도 수준에 가까울 것으로 예상된다. 평균 냉각속도 분포를 이용하여 최종 냉각 후 슬라브 내부의

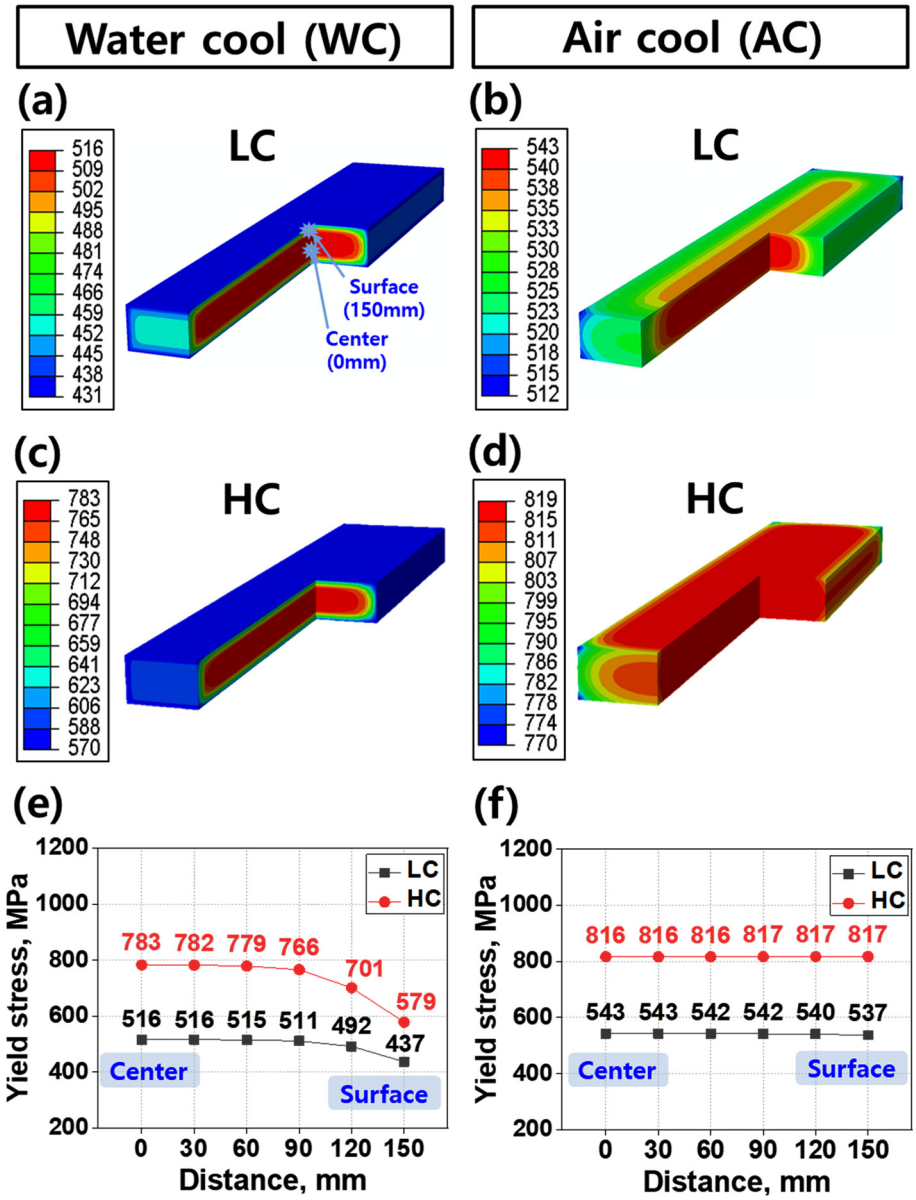

Fig. 13. Calculated distribution of yield strength: (a) LC slab water cooled, (b) LC slab air cooled, (c) HC slab water cooled, (d) HC slab air cooled, (e) center to surface line of water cooled slab, and (f) center to surface line of air cooled slab.

충격흡수에너지와 항복강도 분포를 계산한 결과를 그림 12와 13에 각각 나타내었다. 평균 냉각속도가 상대적으로 더 균일한 분포를 보인 공냉 조건에서 슬라브 내부의 특성도 더 균일한 분포를 보이는 것으로 예측되나, C 함량이 높은 HC 합금의 경우 중심부의 충격흡수에너지가 18.2 J로 상당히 낮고, 이를 수냉하면 37.5 J 수준으로 향상시킬 수 있을 것으로 예상된다. 반면 LC 합금의 중심부 충격흡수에너지는 공냉 조건에서도 175 J로 양호할 것으로 계산되어 대형 소재 제조 중 파단 등의 결함 발생 가능성이 매우 낮을 것으로 판단된다. 이상의 결과로부터 오스테나이트계 경량철강의 대형 소재 제조에는 가급적 C 함량이 낮은 조성이 유리하며, C 함량이 높은 조성의 경우 공냉보다 냉각속도가 높은 공정을 적용하는 것이 필요하다고 판단된다. 본 연구에서 사용한 특성 분포 예측 방법은 향후 실험적 검증 및 보완을 거쳐 경량철강의 대형 소재 제조 가능성 검토 및 공정 조건 설계에 유용할 것으로 판단된다.

4. 결 론

본 연구에서는 C 함량이 각각 0.78, 1.10 wt%로 다른 2종의 오스테나이트계 Fe-20Mn-8Al-xC 경량철강을 이용하여 다양한 냉각 조건하에서 연속냉각 실험을 실시하고 미세조직 및 인장, 충격 특성의 변화를 조사하였다. 유한요소법을 이용한 대형 소재의 냉각 공정 모사 결과와 기계적 특성 데이터에 기초하여 소재 내부의 특성 분포를 구하고, 화학 조성 및 냉각 조건의 영향을 고찰하여 아래와 같은 결론을 얻었다.

1. κ-탄화물의 석출이 예상되는 800~400 ºC 온도 범위에서의 평균 냉각속도를 0.016~465.1 ºC/s의 넓은 범위로 제어할 수 있었고, 냉각 속도가 느릴수록 결정립내와 입계에 κ-탄화물이 형성/성장하는 것을 확인하였다.

2. 느린 냉각속도 조건에서 C 함량이 높은 합금이 낮은 합금에 비해 조대한 입계 κ-탄화물을 가지며, 이 것이 충격시험편의 파면에서 뚜렷한 입계파괴 거동을 보이는 원인으로 판단된다.

3. 본 연구에서 사용한 합금들은 가장 느린 냉각속도 조건에서도 미세조직 내에 페라이트 또는 β-Mn상이 형성되지는 않았다.

4. 인장 및 충격특성은 냉각속도 의존성을 보이며, 냉각속도가 느릴수록 항복강도와 인장강도는 향상되고 충격특성은 저하되며, 총연신율은 약간 증가하다 감소하는 경향을 보인다.

5. 유한요소해석을 이용하여 10톤 규모 대형소재의 수냉 및 공냉 조건에서의 평균 냉각속도 분포를 계산한 결과, 중심부가 가장 낮은 냉각속도를 갖지만 공냉 조건에서는 중심부와 표면부의 평균 냉각속도가 비슷한 결과를 얻었다.

6. 소재 내부의 특성 분포를 계산한 결과, C 함량이 높은 HC 합금의 경우 중심부의 충격 흡수에너지가 18.2 J로 낮은 값을 가지며, C 함량이 낮은 LC 합금은 공냉 조건에서도 175 J로 양호한 값을 보였으며, 이러한 소재 내부의 특성 분포 예측은 향후 대형 소재 제조 조건 검토에 유용할 것으로 판단된다.

감사의 글

본 연구는 한국에너지기술평가원(No. 20193310100050), 한국연구재단(No. NRF-2018R1A2B6006856), 산업통상자원부 소재부품기술개발사업(20010748) 및 재료연구소 주요사업(PNK7130)의 연구비 지원으로 수행되었습니다.

REFERENCES

1. D. W. Fan, H. S. Kim, and B. C. De Coomman, *Steel Res. Int.* **80**, 241 (2009).
2. O. Grässel, L. Krüger, G. Frommeyer, and L. W. Meyer, *Int. J. Plast.* **16**, 1391 (2000).
3. H. Gwon, J.-K. Kim, S. Shin, L. Cho, and B. C. De Cooman, *Mater. Sci. Eng. A* **696**, 416 (2017).
4. B. L. Ennis, C. Bos, M. P. Aarnts, P. D. Lee, and E. Jimenez-Melero, *Mater. Sci. Eng. A* **713**, 278 (2018).
5. A. P. Pierman, O. Bouaziz, T. Pardoen, P. J. Jacques, and L. Brassart, *Acta Mater.* **73**, 298 (2014).
6. J. K. Kim, M. H. Kwon, and B.C. De Cooman, *Acta Mater.* **141**, 444 (2017).
7. E. H. Hwang, H. G. Seong, and S. J. Kim, *Korean J. Met. Mater*. **56**, 570 (2018).
8. S. M. Ryu, H. G. Seong, J. K. Kim, J.-K. Hwang, M. J. Lee, M.-S. Oh, and S. J. Kim, *Korean J. Met. Mater*. **57**, 343 (2019).
9. S. Chen, R. Rana, A. Haldar, and R. K. Ray, *Prog. Mater. Sci.* **89**, 345 (2017).
10. H. Kim, D.-W. Suh, and N. J. Kim, *Sci. Technol. Adv. Mater.* **14**, 014205 (2013).
11. R. A. Howell and D. C. Van Aken, *Iron Steel Technol.* **6**, 193 (2009).
12. Y. Sutou, N. Kamiya, R. Umino, I. Ohnuma, and K. Ishida, *ISIJ Int.* **50**, 893 (2010).
13. J. D. Yoo and K. T. Park, *Mater. Sci. Eng. A* **496**, 417

(2008).
14. W. Song, W. Zhang, J. von Appen, R. Dronskowski, and W. Bleck, *Steel Res. Int.* **86**, 1161 (2015).
15. J. Pang, Z. Zhou, Z. Zhao, D. Tang, J. Liang, and Q. He, *Metals* **9**, 897 (2019).
16. K. H. Han, J. C. Yoon, and W. K. Choo, *Scr. Metall.* **20**, 33 (1986).
17. K. Sato, K. Tagawa, and Y. Inoue, *Scr. Metall.* **22**, 899 (1988).
18. C. W. Kim, S. I. Kwon, B. H. Lee, J. O. Moon, S. J. Park, J. H. Lee, and H. U. Hong, *Mater. Sci. Eng. A* **673**, 108 (2016).
19. L. Bartlett, D. Van Aken, J. Medvedeva, D. Isheim, N. I. Medvedeva, and K. Song, *Metall. Mater. Trans. A* **45**, 2421 (2014).
20. D. Raabe, H. Springer, I. Gutierrez-Urrutia, F. Roters, M. Bausch, J. B. Seol, K. Koyama, P.-P.Choi, and K. Tsuzaki, *JOM* **66**, 1845 (2014).
21. S. Park, J. Park, K. M. Cho, J. Jang, S. Park, J. Moon, T. Lee, and J. Shin, *Met. Mater. Int.* **25**, 683 (2019).
22. J. Moon, S.-J. Park, J. H. Jang, T.-H. Lee, C.-H. Lee, H.-U. Hong, H. N. Han, J. Lee, B. H. Lee and C. Lee, *Acta Mater.* **147**, 235 (2018).
23. J. Moon, H.-Y. Ha, S.-J. Park, T.-H. Lee, J. H. Jang, C.-H. Lee, H. N. Han, and H.-U. Hong, *J. Alloy. Comp.* **775**, 1136 (2019).
24. Y. F. Feng, R. B. Song, Z. Z. Pei, R. F. Song, and G. Y. Dou, *Met. Mater. Int.* **24**, 1012 (2018).
25. K. Choi, C.-H. Seo, H. Lee, S. K. Kim, J. H. Kwak, K. G. Chin, K.-T. Park, and N. J. Kim, *Scripta Mater.* **63**, 1028 (2010).
26. K. Sato, K. Tagawa, and Y. Inoue, *Metall. Trans. A* **21**, 5 (1990).
27. K. Lee, S. J. Park, J. Moon, J. Y. Kang, T. H. Lee, and H. N. Han, *Scr. Mater.* **124**, 193 (2016).
28. J.-H. Lee, S.-J. Park, J. Moon, J.-Y. Kang, J. Y. Park, T.-H. Lee, and K. M. Cho, *Korean J. Met. Mater.* **55**, 363 (2017).
29. D. J. Schmatz, *Trans. AIME* **215**, 112 (1959).
30. J. Y. Park, S.-J. Park, J.-H. Lee, J. Moon, T.-H. Lee, K. J. Jeong, H. N. Han, and J.-H. Shin, *Korean J. Met. Mater.* **55**, 825 (2017).
31. O. Acselrad, I. Kalashnikov, E. Silva, M. Khadyev, and R. Simao, *Met. Sci. Heat Treat.* **48**, 543 (2006).
32. I. S. Kalashnikov, O. Acselrad, and L. C. Pereira, *J. Mater. Eng. Perform.* **9**, 597 (2000).