

미량합금 원소가 첨가된 아공석강의 인장 및 충격 특성 비교

이승용 · 조 윤 · 황병철[†]
서울과학기술대학교 신소재공학과

Comparison of Tensile and Impact Properties of Hypo-Eutectoid Steels Containing Micro-Alloying Elements

Seung-Yong Lee, Yun Cho, Byoungchul Hwang[†]

Department of Materials Science and Engineering,
Seoul National University of Science and Technology, Seoul 01811, Korea

Abstract In this study tensile and impact properties of three hypo-eutectoid steels containing different micro-alloying elements were investigated in terms of microstructural factors such as pro-eutectoid ferrite grain size, pearlite fraction, interlamellar spacing, and cementite thickness. Yield point phenomenon appeared in all the steel specimens during tensile testing, and ultimate tensile stress was mainly dependent on pearlite fraction. On the other hand, the refinement of austenite grain size caused by the addition of micro-alloying elements resulted in the increment of ferrite volume fraction and carbon contents in pearlite because of the refinement of pro-eutectoid ferrite grain size. As a result, cementite thickness in pearlite increased and had an effect on deteriorating the low temperature impact toughness.

(Received December 8, 2016; Revised December 22, 2016; Accepted December 29, 2016)

Key words : steel, micro-alloying element, yield point phenomenon, tensile properties, impact properties

1. 서 론

강 내 미량합금 원소(micro-alloying element) 첨가는 고용원자에 의한 dragging 효과와 용질 원자와 결합으로 석출되는 탄화물 또는 질화물에 의한 pinning 효과를 일으켜 오스테나이트 결정립을 미세화시키는 것으로 알려져 있다[1]. 이는 최종 조직의 효과적인 미세화를 구현할 수 있어 강도와 인성을 동시에 향상시킬 수 있는 장점이 있다. 대표적인 미량합금 원소로는 Nb, V, Ti, Al이 있는데 이들은 제어 압연과 가속 냉각 등의 공정 변수에 의해 형성되는 석출물 형태, 위치, 크기 등에 따라 재료의 기계적 특성에 기여하는 바가 달라지는 것으로 보고되고 있다[2-5]. 한편 오스테나이트 결정립 크기의 변화는 최종 페라이트-펄라이트 조직의 미세조직적 인자 변화에 영향을 주나 이들은 상호의존적으로 변화하여 기계적 특성에 미치는 각각의 영향을 독립적으

로 고찰하기 힘든 것으로 알려져 있다[6].

일반적으로 저탄소강은 인장 시험 시 항복 이후 응력이 급감하는 항복점 현상(yield point phenomenon)이 발생하며, 시편 표면에 특정한 각도를 가지는 Lüders 밴드가 생성되고 전파를 한다. 이로 인해 시편 표면에는 스트레처 스트레인 마크(stretcher strain mark)와 같은 줄무늬가 생성되어 최종 제품의 표면 불량을 유발시키기 때문에 이를 방지하고자 많은 연구가 진행되었다[7, 8]. 항복점 현상은 주로 용질 원자와 전위의 상호 작용으로 설명되고 있으나 용질 원자가 존재하지 않은 다양한 금속재료에서도 항복점 현상이 발견되어 가동 전위의 이동을 초점으로 하는 항복점 현상의 일반적인 모델이 제시된 바 있다[9, 10]. 본 연구에서는 아공석 조성의 탄소강에 미량합금 원소를 첨가하여 오스테나이트 결정립을 미세화 시켰을 때 최종 미세조직의 변화와 이에 따른 인장 및 충격 특성을 조사하였다.

[†]Corresponding author. E-mail : bhwang@seoultech.ac.kr
Copyright © The Korean Society for Heat Treatment

Table 1. Chemical composition of specimens investigated in this study (wt. %)

Specimen	C	Si	Mn	Al	Ti	Nb	V	N	Fe
Steel A	0.15	0.2	0.5	0.03	–	–	–	0.008	Bal.
Steel B	0.15	0.2	0.5	0.03	0.015	0.02	0.1	0.008	
Steel C	0.40	0.2	0.5	0.05	–	–	–	0.015	

2. 실험 방법

본 연구에서 사용된 재료는 1,200°C 이상 온도에서 20 mm 두께로 열간 압연된 판재로 화학 조성은 Fe-0.2Si-0.5Mn(wt.%)을 기본으로 탄소, 질소 및 미량합금 원소가 달리 첨가된 3종류의 시편이다. 이제부터 편의상 시편들을 ‘강 A’, ‘강 B’, ‘강 C’로 표기하기로 한다. 0.15 wt.% 탄소 함량을 갖는 강 A를 기준으로 강 B는 Nb, Ti, V이 추가 첨가되었고, 강 C는 0.40 wt.% 탄소 함량을 가지며 Al, N가 첨가되었다. 이들 시편의 자세한 화학조성을 Table 1에 나타내었다.

각 시편에서 미량합금 원소 첨가에 따른 석출물 형성 유무 및 석출 온도를 알아보기 위하여 열역학 계산 프로그램(TCFE7, Thermo-Calc Software, Stockholm, Sweden)을 사용하여 계산하고 그 결과를 Fig. 1에 나타내었다. 모든 시편에 첨가된 Al과 N에 의해 형성되는 AlN 석출물이 1,000~1,200°C 사이에서 형성되고, Nb, V, Ti가 추가 첨가된 강 B에서는 (Ti,Nb,V)C 탄화물이 약 1,100°C에서 석출이 시작되어 온도가 감소함에 따라 분율이 증가하는 경향을 보였다. 이들 석출물은 재가열시 용해되지 않을 경우 오스테나이트 결정립의 성장을 억제할 것으로 기대된다. 따라서 시편들을 950°C에서 20분간 유지하여 탄질화물이 포함된 오스테나이트 단상을 얻은 후 600°C에서 20분간 등온변태하여 시편을 제조하였다.

시편의 미세조직은 압연 판재의 옆면인 L-S(longitudinal-short transverse) 면을 연마하고 3% 나이탈(nital) 용액으로 에칭한 후 광학 현미경으로 관찰하였고, 주사 전자 현미경(SEM, scanning electron microscopy)을 이용하여 펄라이트 내 층상간격(interlamellar spacing)을 측정하였다. 또한 미세조직 내에 펄라이트와 페라이트의 부피분율을 측정하기 위해 영상 분석기(image analyzer)를 이용하였

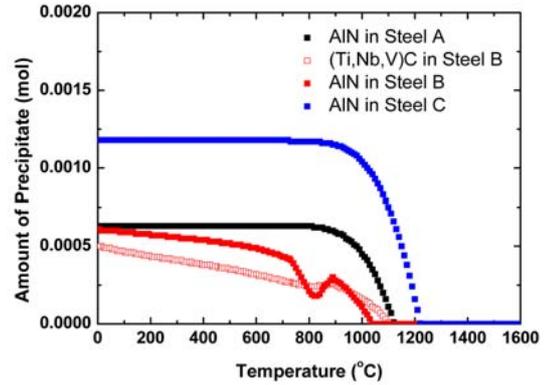


Fig. 1. Equilibrium amounts of precipitates as a function of temperature calculated by TCFE 7 (Thermo-Calc Software, Stockholm, Sweden) software.

다. 시멘타이트 두께는 아래 Q'Donnely가 제안한 식 (1)에 대입하여 계산하였다[11].

$$t_c = \frac{S_0 \cdot 0.15(\text{wt.}\% \text{C})}{V_p} \quad (1)$$

여기서 t_c 는 시멘타이트 두께, S_0 는 펄라이트 층상간격, V_p 는 측정된 펄라이트 분율을 나타낸다.

인장 시험은 ASTM E8M 표준 시험법에 따라 sub-size(표점거리 25 mm, 너비 6 mm, 두께 2 mm) 규격에 준하는 판상 인장 시편을 압연 방향을 따라 가공한 후 10톤 용량의 만능재료시험기(UT-100E, MTDI Inc., South Korea)를 사용하여 10^{-3} s^{-1} 의 변형률 속도로 실시하였다. 충격 시험은 ASTM E23 표준시험법에 따라 T-L(transverse-longitudinal) 방향으로 $10 \times 10 \times 55 \text{ mm}$ 크기의 샤르피 충격 시편(Charpy V-notch specimen)으로 가공한 후, 300 J 용량의 충격시험기(DTI-603B, Daekyung Tech, South Korea)를 이용하여 -100°C , 0°C 및 상온($+25^\circ\text{C}$)에서 실시하였다. 시험 온도는 스테인리스 용기에 액체 질소와 이소펜탄(isopentane)을 적절히 혼합하여 조절하였고, 용기 내에서 시편을 5분

간 유지 후 꺼내어 5초 이내에 시험을 실시하였다. 충격 시험 후 시편들의 파괴 양상을 비교하기 위해 SEM으로 파면을 관찰하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 미세조직

일반적으로 아공석강의 초석 페라이트 분율은 같은 열처리 조건에서 탄소 함량이 증가할수록 감소하며, 같은 탄소 함량에서 오스테나이트 결정립 크기가 감소할수록 초석 페라이트의 핵생성 자리인 오스테나이트 입계가 증가함에 따라 초석 페라이트 분율은 증가한다. 한편 미량합금 원소인 Ti, Nb, V는 일반적으로 기지 내 복합 탄질화물을 형성하며, Al은 N와 결합하여 질화물을 형성한다고 알려져 있다. 이와 같은 석출물들은 pinning 효과를 일으켜 오스테나이트

결정립 성장을 방해함으로써 결정립 미세화에 도움을 준다[1].

Fig. 2에 열처리된 시편들의 미세조직을 살펴보면 모두 초석 페라이트와 펄라이트로 구성된 전형적인 아공석강의 미세조직을 가지며, 펄라이트 내부에는 라멜라 페라이트와 시멘타이트가 층상 구조를 이루고 있다. 초석 페라이트의 결정립 크기와 펄라이트 분율, 층상 간격과 시멘타이트 두께를 Table 2에 나타내었다. 미세조직 인자 값들을 자세히 살펴보면, 동일 탄소 함량의 강 A와 강 B는 초석 페라이트 결정립 크기와 펄라이트 분율이 상이하였다. 이는 강 B에 첨가된 Nb, V, Ti 미량합금 원소에 의해서 형성된 탄질화물이 오스테나이트 결정립 미세화에 효과적으로 기여한 것으로 판단된다. 이에 따라 강 B는 보다 미세한 오스테나이트 결정립을 가져 최종 조직이 보다 미세하고 높은 초석 페라이트 분율을 나타내었

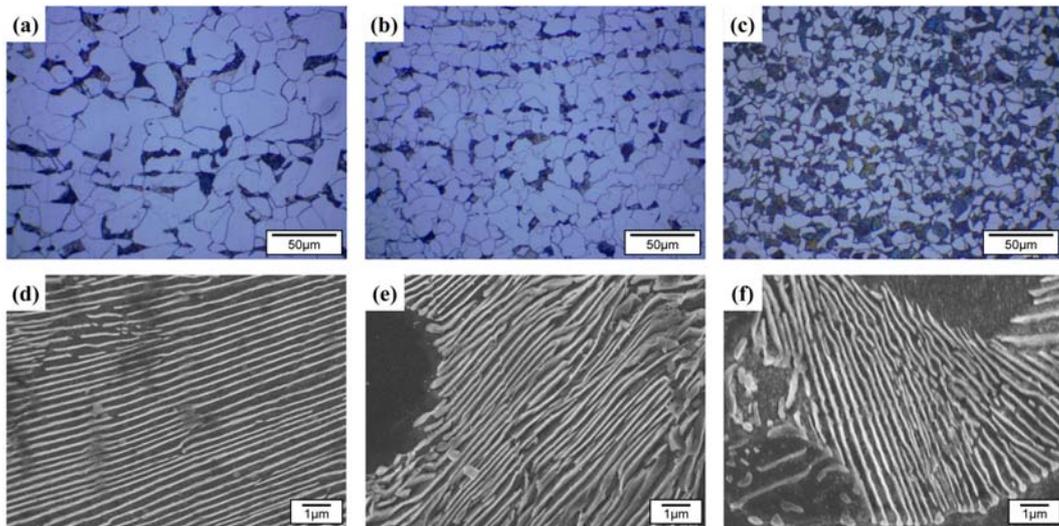


Fig. 2. Optical and scanning electron micrographs of the microstructures of the (a) and (d) Steel A, (b) and (e) Steel B, and (c) and (f) Steel C specimens. The steel specimens were austenitized at 950°C followed by isothermally heat-treatment at 600°C.

Table 2. Pro-eutectoid ferrite grain size, pearlite fraction, interlamellar spacing, and cementite thickness of specimens investigated. The specimens was austenitized at 950°C followed by isothermally heat-treatment at 600°C

Specimen	Pro-eutectoid ferrite grain size (µm)	Pearlite fraction (%)	Interlamellar spacing (nm)	Cementite thickness (nm)
Steel A	15.3	16.5	189	25.7
Steel B	9.2	11.9	151	28.6
Steel C	7.0	46.9	177	22.6

다. 펠라이트 내 층상 간격과 시멘타이트 두께는 서로 반대의 경향을 보였는데, 강 B의 층상 간격은 강 A보다 미세하였으나 시멘타이트 두께가 조대화된 경향을 보였다. 이는 강 B의 경우 초석 펠라이트 분율의 증가에 따라 펠라이트 내 탄소 농도가 증가하였기 때문이다. 한편 강 C는 탄소 함량이 높기 때문에 펠라이트 분율이 가장 높았으며, Al과 N의 추가적인 첨가에 의해 더 많은 AlN이 석출되어 결과적으로 가장 미세한 초석 펠라이트 결정립 크기를 가졌다.

3.2 인장 특성

시편들의 상온 인장 시험 결과를 Fig. 3에 나타내었다. 모든 시편은 항복 이후 불균일 소성 변형 (inhomogeneous plastic deformation) 발생에 의한 항복점 현상이 발생하였다. 항복점 현상은 초기 가동 전위가 탄소나 질소와 같은 용질 원자에 의해 강하게 고착되어 Cottrell 분위기를 조장하고, 상부 항복점까지 가동 전위가 이동되지 못하여 소성 변형이 억제되다가 표점 거리 끝부분에서부터 가동 전위가 용질 원자를 벗어나 이동하기 시작하면서 국부적인 소성 변형 (localized plastic deformation)이 진행된다. 가동 전위의 이동으로 소성 변형이 시작될 때 시편 표면 부에 Lüders 밴드가 생성되는데, 이는 상부 항복점의 높은 전단 응력으로부터 해방된 가동 전위의 높은 속도에 대응하기 위하여 새로운 가동 전위 생성이 활발하게 일어남에 따라 거시적으로 나

타난 국부적 소성 변형의 예이다. 이렇게 생성된 Lüders 밴드는 시편 반대 부분의 표점 거리 끝까지 일정한 각도를 가지며 이동하면서 밴드 앞 부분의 Cottrell 분위기를 소멸시킨다. 이 구간은 거시적으로 응력-변형을 곡선에서 나타나는 하부 항복점의 연신 구간이다. 이후 밴드가 반대쪽 표점 거리에 도달하면 모든 부위에서 Cottrell 분위기는 종료되며, 이에 따라 항복점 현상이 종료되고 시편은 균일한 (homogeneous) 소성 변형을 진행하기 시작한다.

일반적으로 항복점 현상은 저탄소 강 내 용질 탄소에 의해 발생하며 표면 불량을 유발시키기 때문에 이를 방지하고자 미량합금 원소를 첨가하여 용질 탄소를 탄화물로 석출시키는 방법이 흔히 사용되고 있다[12]. 그러나 본 연구에서는 미량합금 원소가 첨가되었음에도 불구하고 항복점 연신이 나타났는데, 이는 용질 원자와 가동 전위와의 상호 작용 이외에 다른 원인이 작용하였을 것이라 판단된다. 이전 연구자들은 항복점 연신이 용질 원자가 존재하지 않은 재료에서도 발생하는 것을 설명하기 위해 좀 더 일반적인 모델을 제시하였는데, 이는 가동 전위 속도와 밀도의 응력 의존성 관계이다[9, 10]. 이 모델에 의하면 유동 응력 변화에 가동 전위의 속도와 밀도가 민감하게 대응하지 못하면 항복점 강하가 크다. 결과적으로 본 연구에서 어떠한 인자에 의해 변형 전 강하게 고착된 가동 전위로 인하여 높은 상부 항복점이 나타남으로써 소성 변형이 시작된 후 높은 유동 응력에 의한 빠른 가동 전위 속도에 대응하지

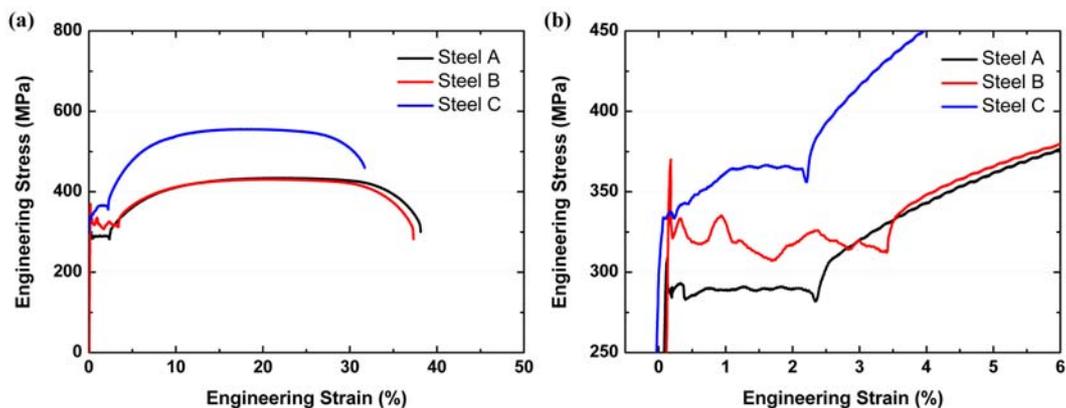


Fig. 3. (a) Engineering stress-strain curves of the steel specimens at strain rate of 10^{-3} s^{-1} , and (b) Enlargement of yield point elongation segment of (a) curves.

못하여 항복점 강하 현상이 발생된 것으로 판단된다. 가동 전위는 용질 원자뿐만 아니라 미세한 탄화물 또는 질화물에 의해 강하게 고착될 수 있다. Kunishige 등[13]은 미량합금 원소 첨가에 의한 탄화물이 석출되는 온도에 따라 달라지는 크기, 위치와 정합성이 기계적 특성에 미치는 영향에 대해서 정리한 바 있다. 이들의 연구에 따르면 석출 온도가 낮아질수록 결정립계 보다는 입내에서 작은 크기로 석출되는데, 특히 Ar_3 온도 이하 초석 페라이트 영역 내 낮은 온도에서 석출된 탄화물은 크기가 100 Å 이하로 기지와 높은 정합성을 가져 재료의 강화 효과를 일으키며, 취화 경향성을 높인다고 보고하였다.

이러한 경향성을 토대로 생각해볼 때 시편의 950°C 열처리시 일부 용해된 탄화물 또는 질화물이 600°C 등은 열처리 과정에서 초석 페라이트 내 전위에 매우 작은 크기로 재석출된 후 인장 시험 도중 항복점 현상 발생에 기여를 한 것으로 판단된다. 시편들은 상부 및 하부 항복 강도의 차이가 있었는데, 항복 강도는 미세 석출물과 더불어 결정립 크기에 의존하기 때문에 결정립 크기가 미세하고 석출물 양이 많은 강 C > 강 B > 강 A 순서대로 높았다.

한편 항복점 연신 구간의 변형 거동은 시편마다 상이하였는데, 같은 탄소 함량의 강 A와 강 B 중 결정립 크기가 더 미세하고 석출물 양이 더 많은 강 B가 항복점 연신간 유동 응력의 증감 빈도가 높고, 항복점 연신율이 좀 더 길었다. 이는 가동 전위가 활발하게 생성되고 밴드가 이동을 할 때, 석출물에 의해 방해를 받으면서 응력이 순간적으로 증가하며 결정립 크기가 미세하기 때문에 Lüders 밴드를 전파시키기 위해 생성되어야 할 가동 전위의 양이 더 요구되기 때문이다. 또한 강 C는 상부 및 하부 항복 강도의 차이가 거의 없었는데, 이는 초석 페라이트 분율 자체가 낮기 때문에 초석 페라이트의 불균일 변형에 의해 Lüders 밴드가 생성되었으나 높은 석출물의 양과 펄라이트의 변형으로 발생하는 가공 경화 효과에 의해 항복점 강하 현상이 거시적으로 나타나지 않은 것으로 판단된다. 강 C의 이러한 지속적인 응력 증가 효과는 Lüders 밴드의 전파 속도를 가속화하여 가장 미세한 결정립 크기를 가지더라도 불균일 소성 변형의 종료를 가속화 시킨 것으로 보인다. 항복점 이후 균일 변형 구간에서 가공

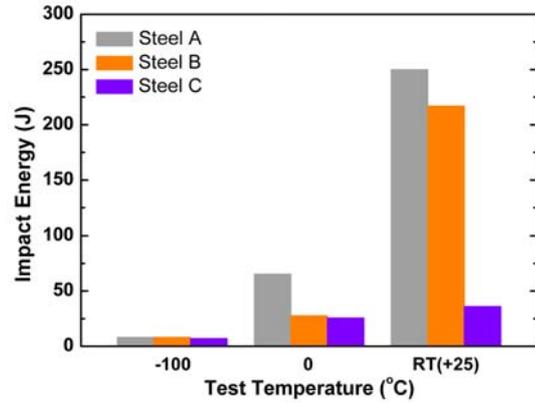


Fig. 4. Charpy impact energy of the steel specimens at test temperatures of -100°C , 0°C and $+25^{\circ}\text{C}$.

경화 거동과 인장강도는 강 C가 나머지 두 시편보다 높은 경향을 보였는데, 이는 균일 변형 구간에서 가공 경화 및 인장 강도는 펄라이트의 변형이 지배적으로 작용하기 때문이다.

3.3 충격 특성

시험 온도에 따른 충격 에너지 결과를 Fig. 4에 나타내었다. -100°C 에서 모든 시편은 10 J 이하의 매우 낮은 흡수 에너지를 가졌으며, 온도가 증가함에 따라 흡수 에너지는 증가하는 경향을 보였다. 그러나 시편마다 흡수 에너지의 증가 폭은 상이하였는데, 강 C는 상온($+25^{\circ}\text{C}$)에서도 흡수 에너지는 35 J로 나머지 두 시편과 비교해 매우 낮은 값을 보였다. 이는 높은 탄소 함량에 따른 펄라이트 분율의 증가로 내부에 시멘타이트에서부터 발생하는 균열이 낮은 흡수 에너지를 갖는데 기여하였기 때문이다. 반면 강 A와 강 B는 같은 탄소 함량을 갖지만 흡수 에너지는 상이하였는데, 강 B의 경우 펄라이트 분율이 낮고 초석 페라이트 크기가 더 미세함에도 불구하고 강 A보다 흡수 에너지는 더 낮은 값을 나타냈다. 이는 펄라이트 분율과 결정립 크기 이외에 다른 미세조직적 인자가 충격 인성에 더 지배적으로 작용한 것으로 판단되었다. Gladman[6, 14]은 아공석강의 충격 인성에 미치는 미세조직적 인자들 중 펄라이트 내 층상 간격과 그것을 구성하는 시멘타이트의 두께 관계가 충격 인성에 미치는 영향에 대해서 고찰한 바 있다. 동일 펄라이트 분율을 가지더라도 충격 인성을

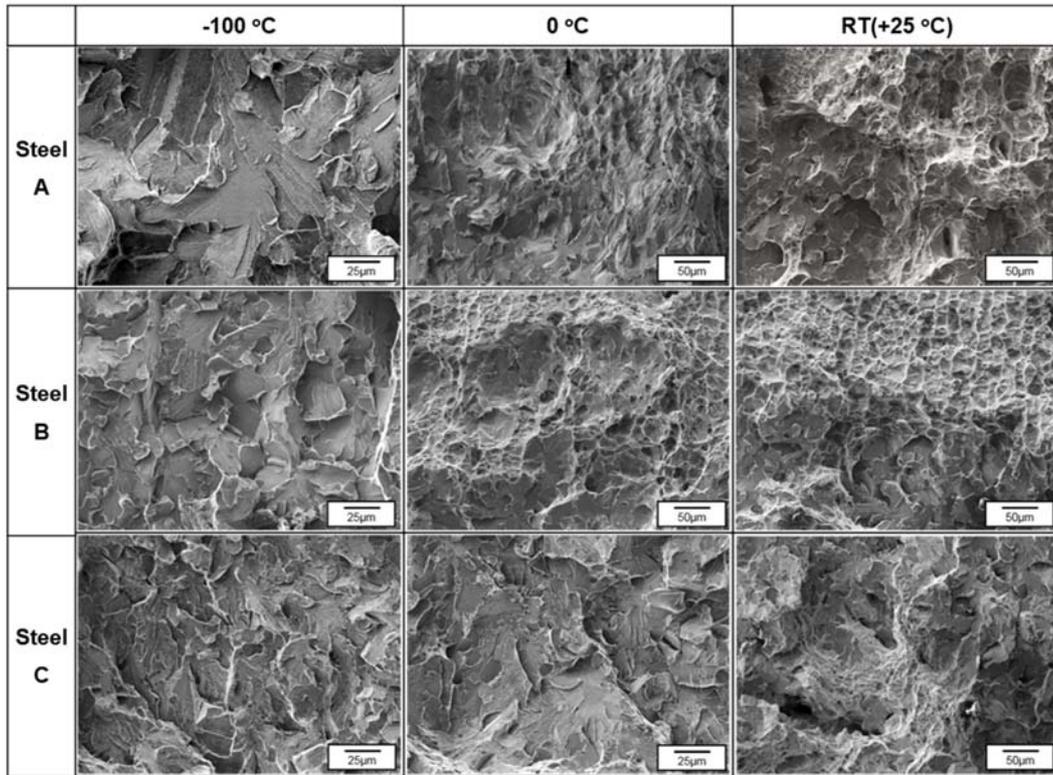


Fig. 5. SEM fractographs of Charpy impact specimens tested at temperatures of -100°C , 0°C and $+25^{\circ}\text{C}$.

높이기 위해서는 층상 간격은 넓고 시멘타이트 두께는 미세해야 한다고 주장하였다. 이러한 펄라이트는 dilute pearlite로 명명하고 펄라이트 내 탄소 함량이 감소되면 이와 같은 조직을 가질 수 있다고 하였다. 이러한 관점에서 생각해봤을 때, 강 B는 미량합금 원소 첨가에 의해 오스테나이트 결정립 크기를 효과적으로 감소시켜 초석 페라이트 분율이 증가되어 낮은 펄라이트 분율을 가졌다. 이로 인해 펄라이트 내 탄소 함량이 증가되어 강 A보다 층상간격에 비해 시멘타이트 두께가 조대해지는 경향을 보였다(Table 2). 이는 층상 간격 내 라멜라 페라이트의 두께 대비 시멘타이트 두께의 비율이 증가되었다고 볼 수 있다. 펄라이트의 소성 변형능은 시멘타이트 보다는 라멜라 페라이트의 변형이 좌우하며, 또한 시멘타이트는 미세해지면 소성 변형능이 생긴다는 이전 연구를 토대로 생각해볼 때[15], 강 B의 보다 낮은 흡수 에너지는 펄라이트의 소성 변형능 감소에 의한 결과로 생각되며 초석 페라이트 결정립 크기의 미세

화보다 더 지배적으로 작용한 것으로 판단된다.

한편 충격 시험 후 시편 파단면의 SEM 관찰 결과를 Fig. 5에 나타내었다. 흡수 에너지가 10J 이하인 -100°C 에서 시험된 시편들은 소성 변형의 흔적이 관찰되지 않으며, 편평하고 강물결(river pattern)이 관찰되는 전형적인 벽개(cleavage) 파괴 양상을 보였다. 온도가 증가하여 0°C 에서 강 A와 강 B는 미세 공동(microvoids) 형성과 합체에 의한 연성 파면이 관찰되기 시작하는데, 강 C는 여전히 벽개 파면만 관찰되고 있다. 상온($+25^{\circ}\text{C}$)에서 모든 시편은 연성 파면이 지배적으로 관찰되며 벽개 파면은 거의 관찰되지 않았다. 이러한 파면 형태들은 충격 흡수 에너지와 큰 상관관계를 가지는 것으로 이해될 수 있다.

5. 결 론

본 연구에서는 각각 다른 미량합금 원소가 첨가된

3종류의 아공석강에 대하여 오스테나이트 결정립 크기 변화에 따른 최종 펄라이트-펄라이트 조직의 미세조직적 인자 변화와 이에 따른 인장 및 충격 특성에 대해서 조사하였다. 미량합금 원소는 미세조직 내 용질 탄소 함량을 감소시키고 미세 탄질화물로 석출되어 가동 전위를 강하게 고착시킴에 따라 항복점 현상이 발생하였고, 인장 강도는 펄라이트 함량에 의존하였다. 한편 오스테나이트 결정립 미세화는 인장 시험 간 항복 강도 증가에 기여하였으나 펄라이트 내 탄소 함량 증가를 야기하여 시멘타이트의 두께를 증가시킴으로써 저온 충격 인성을 저하 시켰다. 따라서 미량합금 원소 첨가에 따른 오스테나이트 결정립 미세화로 최적의 기계적 물성을 갖기 위해서는 보다 신중한 검토가 필요할 것으로 판단된다.

후 기

이 연구는 서울과학기술대학교 교내연구비의 지원으로 수행되었습니다.

References

1. T. Gladman : The physical metallurgy of microalloyed steels, Maney Pub. (1997).
2. L. Shi, Z. Yan, Y. Liu, X. Yang, X. Qiao, B. Ning and H. Li : Met. Mater. Int., **20**(1) (2014) 19.
3. M. Kang, H. Kim, S. Lee and S. Y. Shin : Met. Mater. Int., **21**(4) (2015) 628.
4. R. Shukla, S. K. Ghost, D. Chakrabarti and S. Chatterjee : Met. Mater. Int., **21**(1) (2015) 85.
5. I. Tamura, H. Sekine and T. Tanaka : Thermo-mechanical processing of high-strength low-alloy steels, Butterworth-Heinemann (2013).
6. T. Gladman, D. Dulleu and I. D. McIvor : in Proc. Conf. on Microalloying **75** (1977).
7. E. O. Hall : Yield point phenomena in metals and alloys, Springer Science & Business Media (2012).
8. F. R. N. Nabarro and J. P. Hirth : Dislocation in solids (Vol. 13), Elsevier (2007).
9. W. G. Jhonston : J. Appl. Phys., **33** (1962) 2716.
10. D. Hull and D. J. Bacon : Introduction to dislocations, Butterworth-Heinemann (2013).
11. B. E. Q'Donnelly, R. L. Reuben and T. N. Baker : Met. Technol., **11** (1984) 45.
12. R. E. Smallman and A. H. W. Ngan : Modern physical metallurgy, Elsevier (2014).
13. K. Kunishige, T. Hashimoto and T. Yuktoshi : Tetsu-to-Hagane, **66** (1980) 63.
14. T. Gladman, I. D. McIvor and F. B. Pickering : J. Iron Steel Inst., **210** (1972) 916.
15. F. Fang, Y. Zhao, P. Liu, L. Zhou, X. Hu, X. Zhou and Z. H. Xie : Mater. Sci. Eng. A, **608** (2014) 11.