

## 직접 소입 저탄소 비조질강의 기계적 성질에 미치는 몰리브덴의 영향

주은석 · 안병규 · 이경섭  
한양대학교 공과대학 금속공학과

### Effect of Molybdenum Addition on the Mechanical Properties of Direct-Quenched Low-Carbon Non-Heat Treated Steels

Eun Suk Joo, Byeong Kyu Ahn and Kyung Sub Lee  
Dept. of Metallurgical Engineering, Hanyang University, Seoul 133-791

**초 록** 공냉에 의한 중탄소 비조질강은 페라이트와 펄라이트의 미세구조를 갖는다. 기존의 조질강과 비교하여 이 재료는 V, Nb, Ti를 첨가하여 강도는 거의 동등한 반면 인성에 있어서 조질강에 비해 취약하다. 본 연구에서는 직접 소입 저탄소 비조질강의 기계적 성질에 미치는 몰리브덴의 영향을 조사하였다. 몰리브덴 첨가 직접 소입 비조질강은 고강도와 고인성을 나타내었다. 몰리브덴은 변태 온도를 저하시켜 미세한 구조와 균일한 석출 구조를 효과적으로 생성시킨다. 본 실험의 결과로 0.15C+0.11V+0.035Nb+1.81Mo의 재료를 유냉시켜 1211MPa의 강도와 127.5J의 인성을 얻었다.

**Abstract** The microstructure of medium-carbon non-heat treated steels by air-cooling shows ferrite-pearlite structure. Compared to the conventional Q/T steels, the strength of these steels containing V, Nb and Ti are similar to Q/T steels. However, their toughness are inferior. In this study, the mechanical properties and microstructures of low-carbon Mo bearing steels produced by direct-quenching process were investigated. Especially, the effect of Mo on the direct-quenched steels was examined.

The direct-quenched steels containing Mo were found to have higher strength and toughness. Mo seemed to be effective in producing the fine structure and dense precipitates because of decreasing transformation temperature.

The best results were 1211 MPa in UTS and 127.5 J in toughness in the oil quenched 0.15C+0.11V+0.035Nb+1.81Mo steel. Compared to 0.4% C microalloyed steels, this results showed that UTS increased by 45% and toughness by 2 times.

### 1. 서 론

공냉에 의한 중탄소 비조질강은 페라이트-펄라이트 조직으로, V, Nb 등의 복합첨가물을 이용하여 기존의 Q/T재와 거의 동등한 강도를 가지며, 열처리 공정 생략에 의한 비용 절감 효과, 높은 가공성 등의 장점이 있다. 그러나 0.4wt.% 정도의 높은 탄소 함량과 단조시 고온 가열로 인한 조직의 조대화로 말미암아 조질강에 비해 충격 인성이 낮아지고 용접성이 저하되는 문제점이 있다. 따라서, 중탄소 비조질강은 고인성이 요구되는 부품에는 적용

할 수 없으며, 주로 인성의 요구치가 낮은 자동차용 connecting rod나 crankshaft 등 그 사용 범위가 한정되어 왔다<sup>1)</sup>. 또한, 자동차 부품을 시작으로 부품의 경량화나 안전성의 향상을 위해 강재의 고강도화가 요구되고 있으나 중탄소 비조질강을 고강도로 하면 인성이 현저하게 저하된다.

기존의 비조질강은 탄·질화물의 석출 강화를 이용하고 있으므로 탄소량이 낮으면 펄라이트 분율이 부족하여 고강도를 확보할 수 없다. 또한 펄라이트 강화나 탄·질화물의 석출 강화는 인성을 떨어지게 하는 원인이 된다.

따라서 인성을 향상시키는 데에는 탄소량을 저감시키는 것이 가장 효과적이라 사료된다. 더욱이 탄소량을 감소시키면서 강도를 저하시키지 않기 위해서는 기지 조직으로써 초석 페라이트를 함유하지 않는 저온 변태 생성물(마르텐사이트나 베이나이트)로 하는 것이 필요하다.

한편, 최근 들어 고강도 고인성을 유지하기 위한 방법으로 저탄소 마르텐사이트와 하부 베이나이트 구조를 갖는 가공열처리법(thermo-mechanical treatment) 공정의 일환인 직접 소입 방법(on-line direct quenching method, DQ)이 연구 개발되고 있다<sup>2, 3)</sup>. 종래의 재가열 후 소입(reheat quenching, RQ) 공정과 비교해 볼 때, 단조 후 직접 소입하면 제조 공정 상에서 오스테나이트화(austenitizing) 열처리 공정을 생략함으로써 제조 원가를 절감시킬 수 있다. 또한 금속학적인 면에서 살펴보면, DQ 공정은 소입전 오스테나이트 영역에서 심하게 가공됨으로써, 높은 전위 밀도를 갖는 미세한 마르텐사이트 패킷(packet)을 얻을 수 있고, 여러 석출물들이 RQ공정과 다른 양상의 precipitation kinetics를 나타내게 된다<sup>4)</sup>. 이러한 복합적인 효과를 고려해 볼 때, 종래의 RQ공정보다 DQ공정이 양호한 강도와 인성의 조합을 얻는데 더욱 효과적일 것으로 사료된다.

따라서 본 연구에서는 탄소의 함량을 낮추고 마르텐사이트를 기지 조직으로 하는 직접 소입에 의한 저탄소 비조질강에, 변태 온도를 저하시켜 인성 향상을 가져올 것으로 예상되는 몰리브덴(Mo)을 첨가하여 고강도 고인성형의 비조질강을 개발하고자 하였다.

## 2. 실험 방법

### 합금 설계

표1은 본 실험에 사용된 시편의 화학 조성으로, 성분 분석은 spectrometer를 이용하였다. 용해 시의 산화 방지 및 고순도 유지를 위해 진공 유도 용해로(vacuum induction melting furnace)를 이용하여 용해하였다. 합금 설계는, 탄소 함량이 0.15wt.% 수준인 저탄소강을 base로하였고, 균질한 탄화물을 형성하고 탄소 함량 감소에 따른 강도의 저하를 보충하기 위하여 V, Nb, Mo 등의 합금 원소

Table 1 Chemical composition of alloy steels(wt. %).

| Alloys | C    | Mn   | Si   | P     | S     | V    | Nb    | Mo   |
|--------|------|------|------|-------|-------|------|-------|------|
| #1     | 0.14 | 0.63 | 0.15 | 0.010 | 0.009 | 0.09 | 0.025 | 0.00 |
| #2     | 0.13 | 0.82 | 0.21 | 0.006 | 0.006 | 0.10 | 0.031 | 0.30 |
| #3     | 0.14 | 0.84 | 0.23 | 0.003 | 0.006 | 0.10 | 0.035 | 0.58 |
| #4     | 0.14 | 0.86 | 0.26 | 0.007 | 0.006 | 0.10 | 0.037 | 1.19 |
| #5     | 0.15 | 0.86 | 0.28 | 0.011 | 0.007 | 0.11 | 0.035 | 1.81 |

를 미량 첨가하였다. 특히 V과 Nb의 함량을 일정하게 하고 Mo의 함량을 변화시켜, Mo이 기계적 성질에 미치는 영향을 관찰하였다. 75mm×75mm의 단면적을 갖는 금형에 용탕을 주입하여 8kg의 주괴를 얻었다. 이 주괴를 1200℃로 가열하여 단조를 5~6회 실시하여 직경이 약 20mm인 환봉으로 만든 후, 즉시 물 또는 기름의 냉매를 이용하여 직접 소입하여 냉각 속도 차이에 따른 기계적 성질의 변화를 조사하였다. Optical Pyrometer를 이용하여 측정된 단조 종료 시의 온도는 약 950℃였다.

### 기계적 성질 시험

인장 시편은 환봉의 중심부에서 가공 방향에 수직으로 표점거리 25mm, 평행부위 직경 6.25mm의 ASTM E-8M subsize 규격으로 가공하였다. 최대 하중 5000kg, 크로스 헤드 스피드(crosshead speed) 4mm/min로 상온에서 3회 시험하여 그 평균값을 구하였다. 충격 시편은 ASTM E-23의 규격에 의거하여, 역시 환봉 중심부에서 가공 방향에 수직으로 2mm V-notch로 가공하였다. 상온에서 30kg 용량의 Charpy 충격시험기로 5회 실시하여 그 평균값으로 충격에너지값을 구하였다. 경도는 충격 시편을 Rockwell 경도기의 C scale로 시편의 표면 부위를 5회 이상 측정하여 그 평균값을 취하였다.

### 미세 조직 관찰

재료의 미세 조직 관찰은 3% 나이탈(nital)로 부식시킨 후 기본 조직(×200)을 관찰하였다. 또, 오스테나이트의 결정립 크기를 측정하기 위하여, NaOH 25g, 피크린산(picric acid) 2g과 H<sub>2</sub>O 100ml의 용액 속에서 15분간 끓이고 난 후, 나이탈 용액으로 가볍

게 부식<sup>5)</sup>시켜 400배로 관찰하였으며 시편의 여러 부분에서 2회 이상 촬영한 사진으로 ASTM E-122의 선교차법(linear intercept method)을 이용하여 각 사진당 5개 부분에서 오스테나이트 결정립 크기를 측정하여 평균값을 구하였다. 마르텐사이트와 베이나이트 조직을 관찰하기 위해 1% metabisulfite 수용액과 4% picral 용액을 1:1로 혼합하여 만들어진 Lepera<sup>6)</sup> 용액으로 부식시켜 Leica Quantimet 520 Image Analyzer를 이용하여 베이나이트 조직의 부피분율을 구하였다.

또한 주사 전자현미경을 이용하여 충격 시편의 파면 형상을 관찰하였다. 본 실험에 사용된 주사 전자현미경의 기종은 Jeol JSM-35CF였다. 그리고, 마르텐사이트 래스 간격과 미세한 석출물의 형상을 관찰하기 위해 연마 후 perchloric acid(HClO<sub>4</sub>) 5% + acetic acid(CH<sub>3</sub>COOH) 95%의 전해액으로 상온에서 DC90~100V의 전압으로 jet polishing을 한 후

Jeol-200CX 투과 전자현미경을 이용하였다.

### 마르텐사이트 변태 개시 온도(Ms) 측정

마르텐사이트 변태 개시 온도(Ms)를 측정하기 위해, 3φ×10mm 규격의 시편으로 Formaster를 이용하여 1200°C에서 10분간 유지시킨 후 냉각 속도 30°C/sec로 실험하여 냉각에 따른 시편의 부피 변화를 측정하였다.

## 3. 실험 결과 및 고찰

### 기계적 성질 시험 결과

본 실험을 통해 얻은 시험 시편의 유냉(oil quenching, OQ)과 수냉(water quenching, WQ) 각각의 냉각 방법과 시편 성분에 따른 기계적 성질을 표 2에 나타내었다. 유냉시의 #5의 시편, 즉 0.15wt.%C+0.11wt.%V+0.035wt.% Nb+1.81wt.% Mo의 경우가 최대 인장 강도 1211MPa, 충격 인성 127.5J로 가장 양호한 강도/인성의 조합을 보였다.

Table 2. Mechanical properties of alloy steels

|    | Cooling Rate | UTS (MPa) | YS (MPa) | YS/UTS | EL (%) | R.A. (%) | CVN (J) | Hardness (H <sub>R</sub> C) |
|----|--------------|-----------|----------|--------|--------|----------|---------|-----------------------------|
| #1 | W.Q.         | 694       | 417      | 0.601  | 14.4   | 38.6     | 54.0    | 17.0                        |
| #2 | O.Q.         | 798       | 651      | 0.815  | 23.0   | 72.6     | 177.0   | 19.5                        |
|    | W.Q.         | 800       | 591      | 0.739  | 21.0   | 65.9     | 100.1   | 32.0                        |
| #3 | O.Q.         | 1009      | 887      | 0.879  | 18.6   | 70.0     | 143.0   | 27.1                        |
|    | W.Q.         | 1250      | 1110     | 0.888  | 16.7   | 62.0     | 98.0    | 38.3                        |
| #4 | O.Q.         | 1069      | 930      | 0.870  | 20.1   | 70.1     | 136.7   | 34.2                        |
|    | W.Q.         | 1375      | 1227     | 0.892  | 16.8   | 60.2     | 91.7    | 40.2                        |
| #5 | O.Q.         | 1211      | 1043     | 0.861  | 15.0   | 65.6     | 127.5   | 37.6                        |
|    | W.Q.         | 1409      | 1260     | 0.894  | 14.3   | 59.0     | 75.3    | 42.1                        |

그림 1은 Mo의 첨가량 변화에 따른 최대 인장 강도의 변화를 나타내며, Mo의 첨가량 강도 증가에 효과적임을 알 수 있다. Mo의 첨가량이 0.3%에서 1.8%로 증가함에 따라, 강도는 유냉의 경우 443MPa, 수냉의 경우 609MPa 증가하였다. Tither<sup>7)</sup>에 의하면 Mo이 Nb+V강의 강도 증가에 효과적임을 보고하고 있는데, 오스테나이트 영역에서 미량 합금 원소의 용해도 증가, 석출상에서의 미량 합금 원소에 대한 부분적인 치환, 그리고 경화능의 증가 등의 복합적인 요인으로 강도가 증가한다고 하였다. 또한, Losz<sup>8)</sup>에 의하면, 석출상에

서 Mo이 정합 변형(coherency strain)을 증가시키거나 석출물의 부피 분율을 증가시킴으로써 강화 효과의 증대를 가져온다고 하였다.

그림 2에 Mo 첨가량 변화에 따른 충격 인성의 변화를 나타내었다. Mo이 첨가 되지 않은 강(#1)과 비교하여 Mo이 첨가된(#2~#5)으로써 충격 인성값이 증가하였으며 첨가된 Mo의 양이 증가함에 따라 인성이 감소하는 경향을 나타내었다. 수냉의 경우, Mo이 0.3% 첨가되었을 때 충격 인성이 약 2배 정도 증가하였으며, 1.8% 첨가되었을 경우 약 40% 증가하였다.

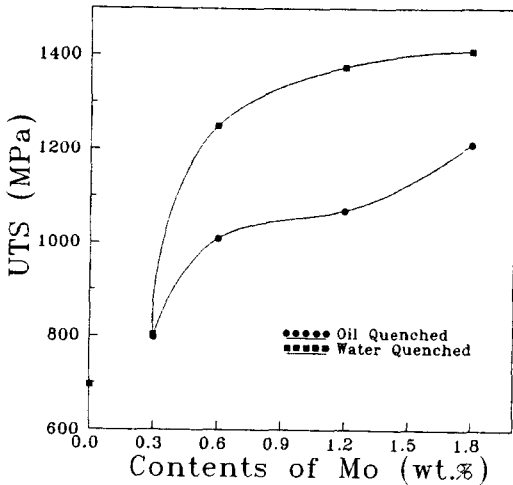


Fig. 1. The UTS changes of oil quenched and waterquenched steels with Mo additions

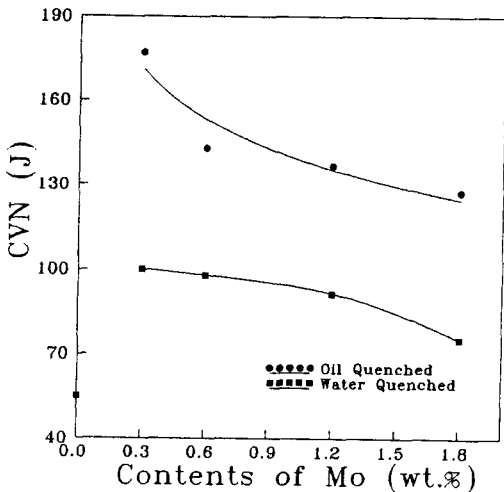


Fig. 2. The CVN energy changes of oil quenched and water quenched steels with Mo additions

**미세조직 관찰 및 몰리브덴 첨가의 영향**

사진 1은 유냉과 수냉 각각의 경우에 있어서 Mo 함량의 변화에 따른 미세조직 사진이다. Mo의 함량이 0.3wt.%까지 마르텐사이트 조직을 나타내지만, 0.6wt.% 첨가시부터 마르텐사이트와 베이나이트의 혼합 조직을 나타내었으며 Mo의 함량이 증가함에 따라 베이나이트 조직의 분율이 증가하였다. 즉 Mo 함량이 0.6, 1.2, 1.8wt.%로 증가함에 따라 베이나이트 조직의 분율이 수냉시에는 7.23, 10.3, 10.

8%로 근소하게 증가하며, 유냉시에는 7.7, 14.7, 16.1%로 증가하였다.(그림 3)

변태 온도를 낮추면 조직이 미세화된다고 알려져 있으나 완전한 마르텐사이트 조직보다는 미량의 하부 베이나이트 조직이 마르텐사이트 조직을 보다 미세화할 수 있다. Ohtani<sup>9)</sup>, Komatsubara<sup>10)</sup>는 연속 냉각 변태 연구에서 냉각 속도가 느려지면 인성이 저하하나 특정 냉각 속도에서 철이 온도가 가장 낮아짐을 관찰하였다. 이 경우 10% 정도의 하부 베이나이트와 마르텐사이트의 혼합 조직이며 빠른 냉각 속도에 의한 완전 마르텐사이트 및 느린 냉각 속도에 의한 베이나이트 조직보다 인성이 우수하였다. 이러한 현상은, 마르텐사이트 변태전 미량의 베이나이트가 마르텐사이트의 성장을 억제하고 또 마르텐사이트 핵생성 위치를 증가시킨다는 점에서 오스테나이트 결정 입도를 미세화하는 것과 동일한 효과를 베이 나이트가 가지기 때문이라고 생각되며, 또한 Ohmori<sup>11)</sup>는 마르텐사이트 변태전 10~20% 전도의 하부 베이나이트가 생성되면 인성이 향상된다고 보고하였다.

Garcia<sup>2)</sup>에 의하면, 직경 37mm 이하의 0.1C+Mn+Nb+Mo 강을 재결정 제어 단조 (recrystallization controlled forging) 하에서 열간 가공하고 단조 후에 상온까지 7소입하면 약 80%의 저탄소 마르텐사이트 조직과 20%의 하부 베이나이트 조직이 혼합된 복합상 구조(multi-phase structure)를 가지며, 최대 인장 강도 1158MPa, 상온에서의 충격 인성 81 J에 이른다고 하였으며, Nakasato<sup>12)</sup>는 Mo 함량 증가가 강도 증가와 함께 철이 온도의 강하를 가져와 인성을 증가시킨다고 주장하였다.

반면에, Tither<sup>7)</sup>의 연구에 의하면 Mo의 함량이 0.2wt.%에서 0.4wt.%로 증가하였을 경우, 강도 증가는 단조 종료 온도를 낮추는 것보다 현저한 효과를 나타내지만 인성은 오히려 약간의 감소를 가져온다고 하였으며, Tomita<sup>13)</sup>의 연구결과도 이와 같은 경향을 나타내었다. 즉 마르텐사이트와 베이나이트 조직의 이상(dual phase) 조직을 갖는 Mo 첨가 강을 열처리하여 베이나이트 조직 분율을 조절한 후, 베이나이트 조직 분율의 변화에 따른 강도와 인성의 변화를 관찰한 결과, 베이

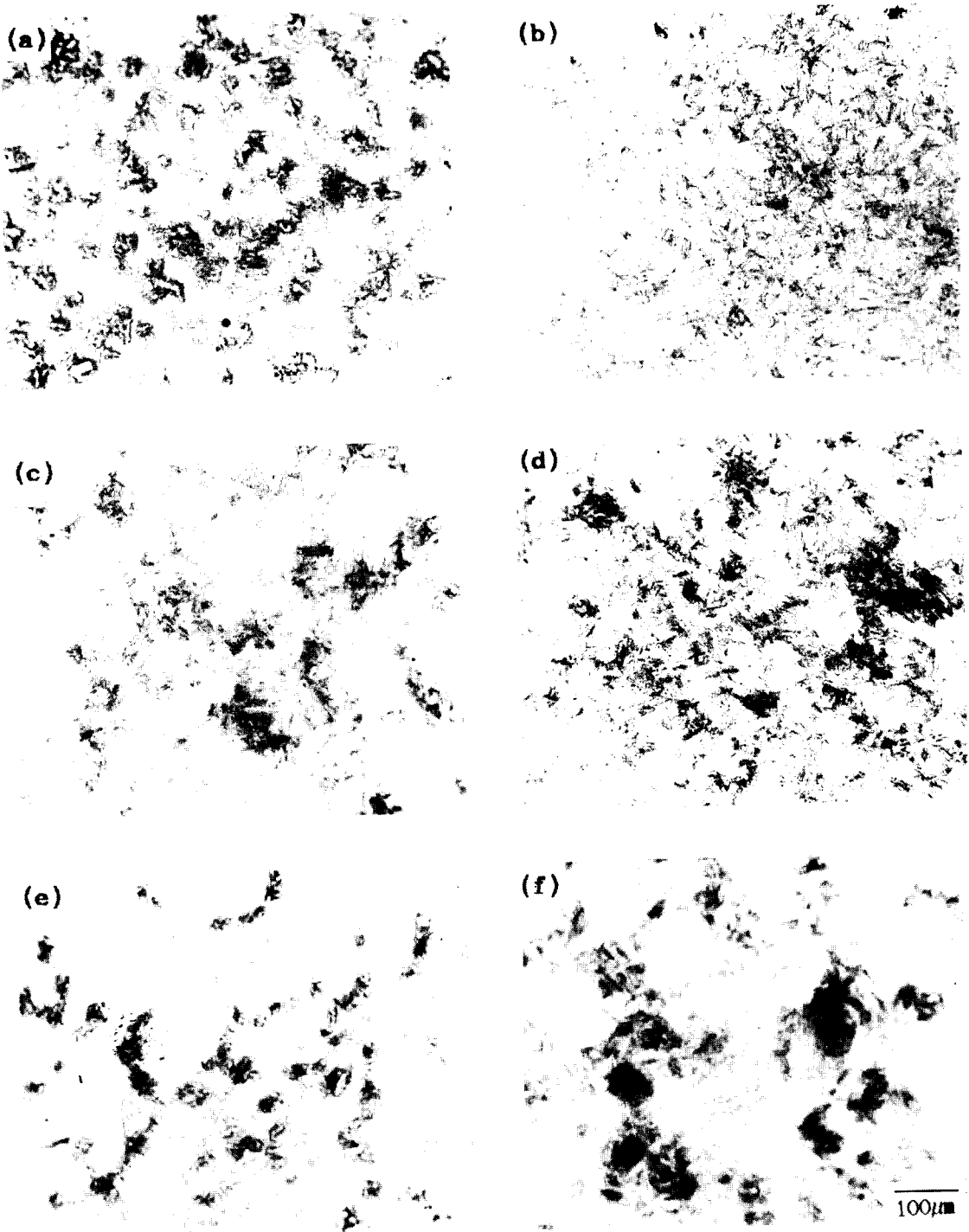


Photo.1. The microstructure of alloy steel showing martensite and bainite structure

- |                              |                              |
|------------------------------|------------------------------|
| (a) 0.6Mo, WQ, 7.2% bainite  | (b) 0.6Mo, OQ, 7.7% bainite  |
| (c) 1.2Mo, WQ, 10.3% bainite | (d) 1.2Mo, OQ, 13.6% bainite |
| (e) 1.8Mo, WQ, 10.8% bainite | (f) 1.8Mo, OQ, 16.1% bainite |

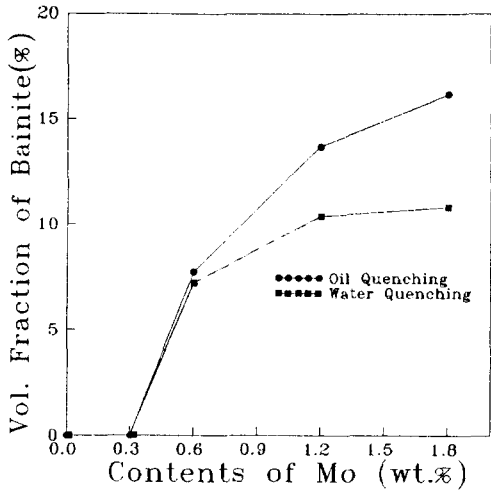


Fig. 3. The change of volume fraction of bainite with Mo addition

나이트 조직 분율이 10~25%일 때 강도의 최대치와 인성의 최저치를 나타내었다고 하였다.

본 연구에서는 Mo의 함량을 0.3wt.%에서 1.8wt.%까지 증가시켰을 경우, 인장강도는 Mo의 함량이 증가함에 따라 즉 베이나이트 조직 분율이 증가함에 따라 10~30% 정도 증가하지만, 충격 인성은 Mo를 첨가하지 않은 시편 1과 0.3wt.% 첨가한 시편 2를 비교하면 Mo의 첨가로 80% 이상 증가하나, Mo의 첨가량이 증가하면 5~20%의 감소를 나타내고 있어, Tither와 Tomita의 결과와 일치하였다. 또한 수냉과 유냉시를 비교하여 볼 때 베이나이트 조직 분율이 적은 수냉시의 강도가 높은 이유는, 베이나이트 조직 분율의 영향보다는 상대적으로 빠른 냉각속도에 의해 강화된 마르텐사이트 기지의 영향 때문이라고 생각된다.

또한 인성의 향상은 일반적으로 오스테나이트 결정립 미세화나 변태 생성상의 조직 미세화에 의한 것으로 알려져 있다<sup>14, 15)</sup>. 사진 2와 3은 오스테나이트 결정립 크기를 보여주는

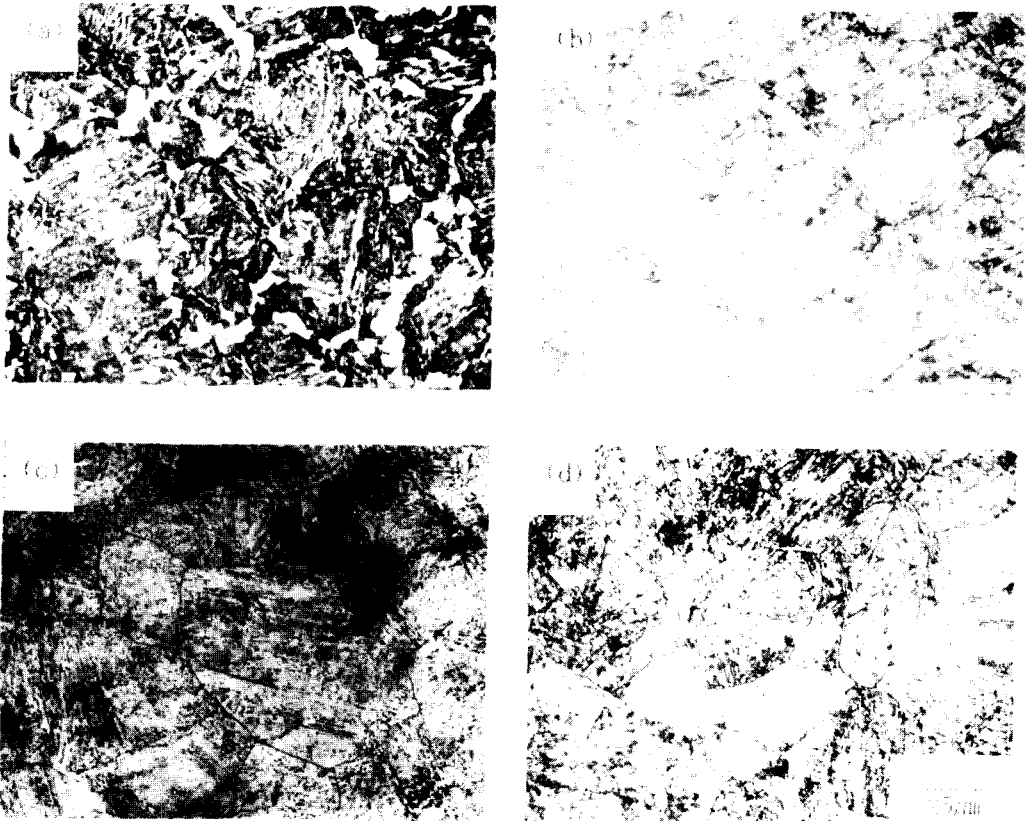


Photo.2. The microstructure of oil quenched steels etched to show the austenite grain boundaries

(a) 0.3wt.% Mo (b) 0.6wt.% Mo (c) 1.2wt.% Mo (d) 1.8wt.% Mo

사진이다. Mo이 첨가되지 않은 #1을 제외하고는 결정립 크기의 변화는 거의 보이지 않았다. Linear intercept method를 이용한 오스테나이트의 평균 결정립 크기는 #1의 경우 약  $40\mu\text{m}$ (ASTM No. 6.3)였으며, 나머지는 약  $35\sim 36\mu\text{m}$ (ASTM No. 6.8)정도였다. 따라서, Mo의 첨가가 약간의 오스테나이트 결정립의 미

세화를 가져오고, 이것이 어느 정도 인성의 향상을 가져온 것이라고 사료된다. 그러나, 전반적으로 결정립 크기의 차이가 크지 않은 것으로 보아서, 인성 증가의 주된 영향을 변태 생성상의 조직 미세화에 의한 것으로 사료되며, 조직 미세화는 뒤의 사진 6에 설명하겠다.

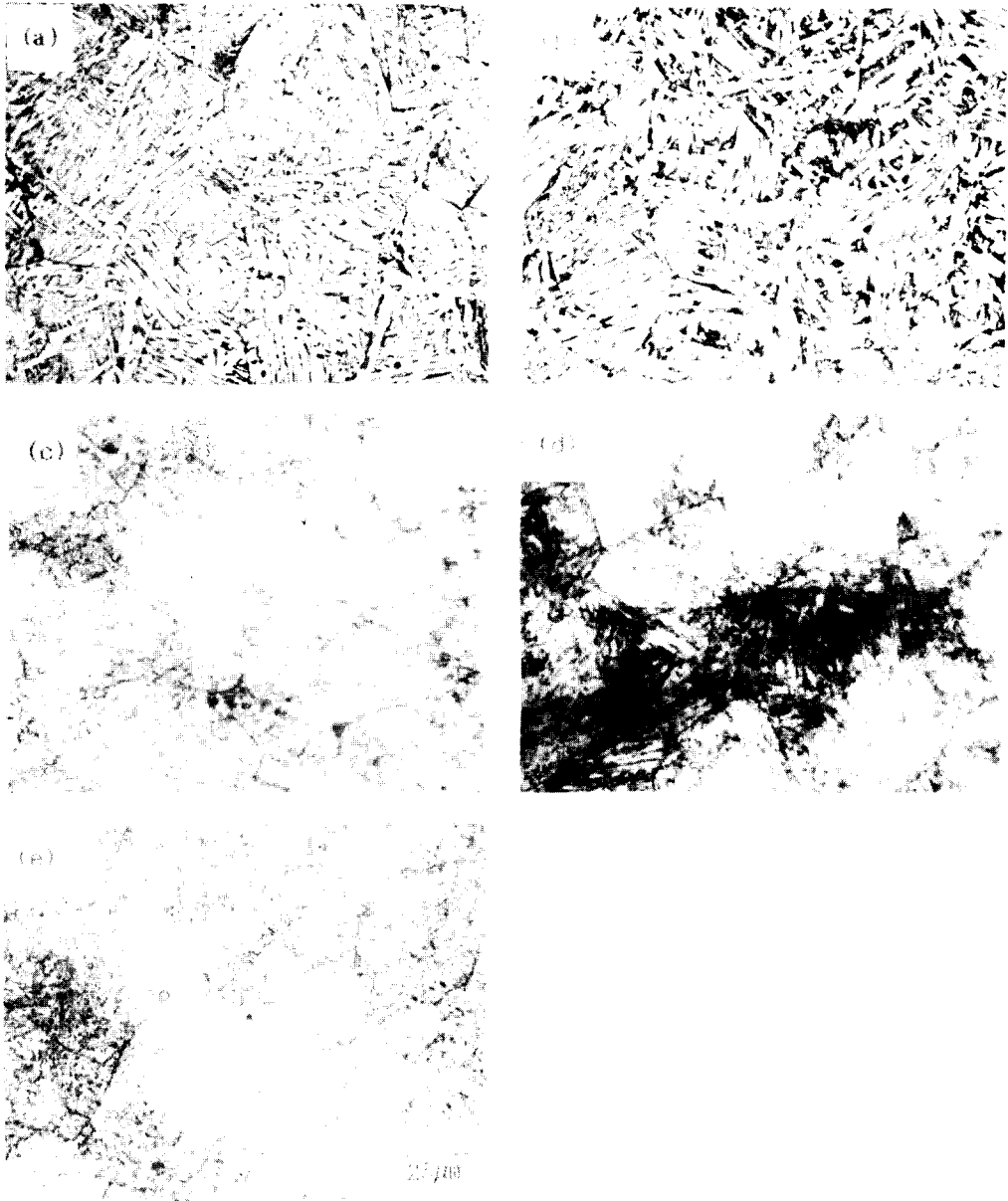


Photo.3. The microstructure of water quenched steels etched to show the austenite grain boundaries  
 (a) 0.0wt.% Mo (b) 0.3wt.% Mo (c) 0.6wt.% Mo (d) 1.2wt.% Mo (e) 1.8wt.% Mo

그림 4는 공냉에 의한 중탄소 비조질강<sup>16)</sup>과 Ti 첨가 저탄소 비조질강<sup>17)</sup>, 그리고 본 실험

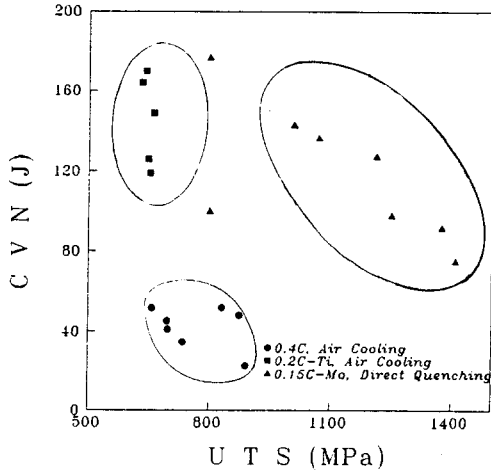


Fig. 4. The strength/toughness balance of medium-carbon air-cooled and low-carbon direct-quenched steels at room temperature

에 사용된 Mo을 첨가한 직접 소입에 의한 저

탄소 비조질강의 강도와 인성의 조합을 비교한 것이다. Mo을 첨가한 직접 소입 저탄소 비조질강은 우측 상단에 위치함으로써 다른 비조질강과 비교하여 볼 때 가장 우수한 강도와 인성의 조합을 나타낸다고 할 수 있다. 0.4% C 중탄소 비조질강과 비교해 볼 때, 본 실험에 사용된 직접 소입에 의한 비조질강은 최대 인장 강도에서 약 45%, 충격 인성에서 약 2배 정도 증가하였다. 따라서, 본 실험에서 사용된 Mo을 첨가한 직접 소입에 의한 저탄소 비조질강으로 고강도 고인성의 비조질강을 얻을 수 있었다.

### SEM, TEM 관찰 결과

사진 4와 5는 유냉과 수냉 각각의 경우, 충격 시험한 시편의 파단면에 대한 SEM 사진이다. 유냉과 수냉시를 비교할 때 유냉시에 연성 파괴를 나타내는 덤플(dimple)이 더 미세하였으며 그림 2의 충격 에너지값과 같은 경향을 나타내었다. 사진 5의 (a)는 Mo을 첨가하지 않은 시편의 파면으로서 취성 파괴를

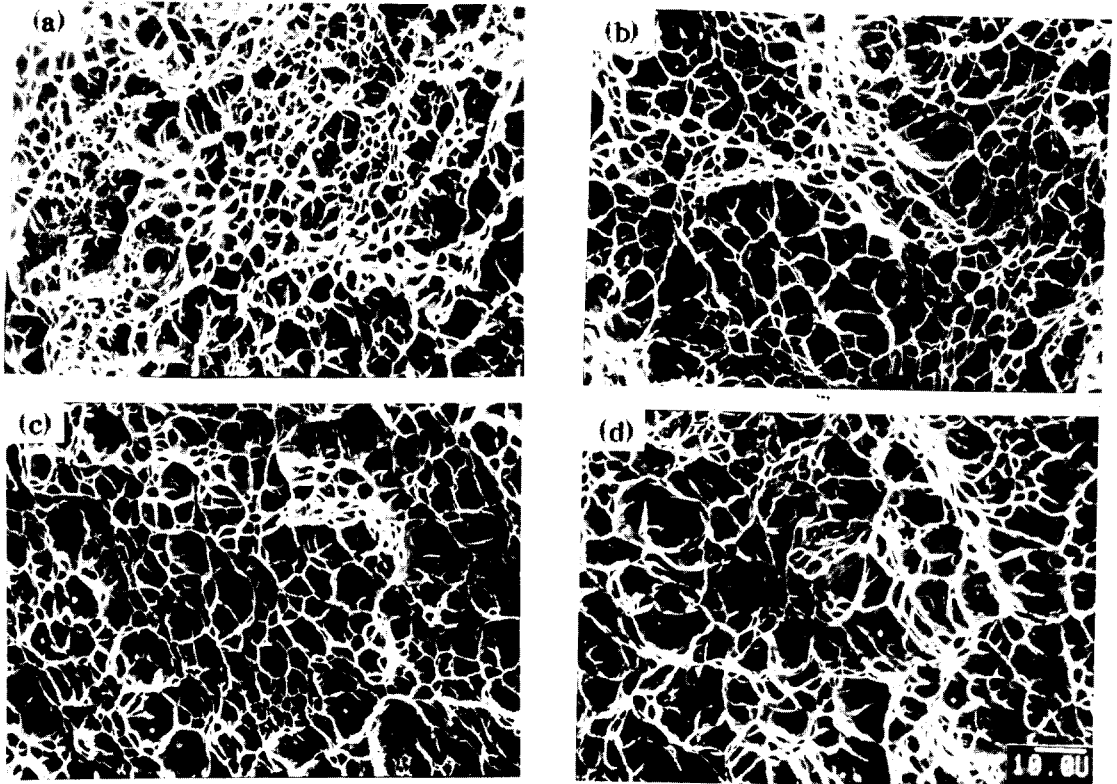


Photo.4. SEM fractorgraphs of oil quenched steels with Mo additions

(a) 0.3wt.% Mo (b) 0.6wt.% Mo (c) 1.2wt.% Mo (d) 1.8wt.% Mo



나타내는 벽개면(cleavage facets)의 양상을 나타내며, Mo의 첨가시 파면은 벽계면이 사라지고 덩풀이 많아짐을 관찰할 수 있었다. 또한 Mo의 첨가량이 증가함에 따라 유냉과 수냉시 모두 덩풀의 크기가 커지는 양상을 보였

으며, 특히 1.8wt.% Mo을 첨가하여 수냉시킨 시편인 사진 5의 (e) 파면에서는 다시 벽개면이 나타났으며 이 시편의 인성은 완전히 마르텐사이트 조직인 시편 1과 비슷한 수준의 인성값을 나타내었다.

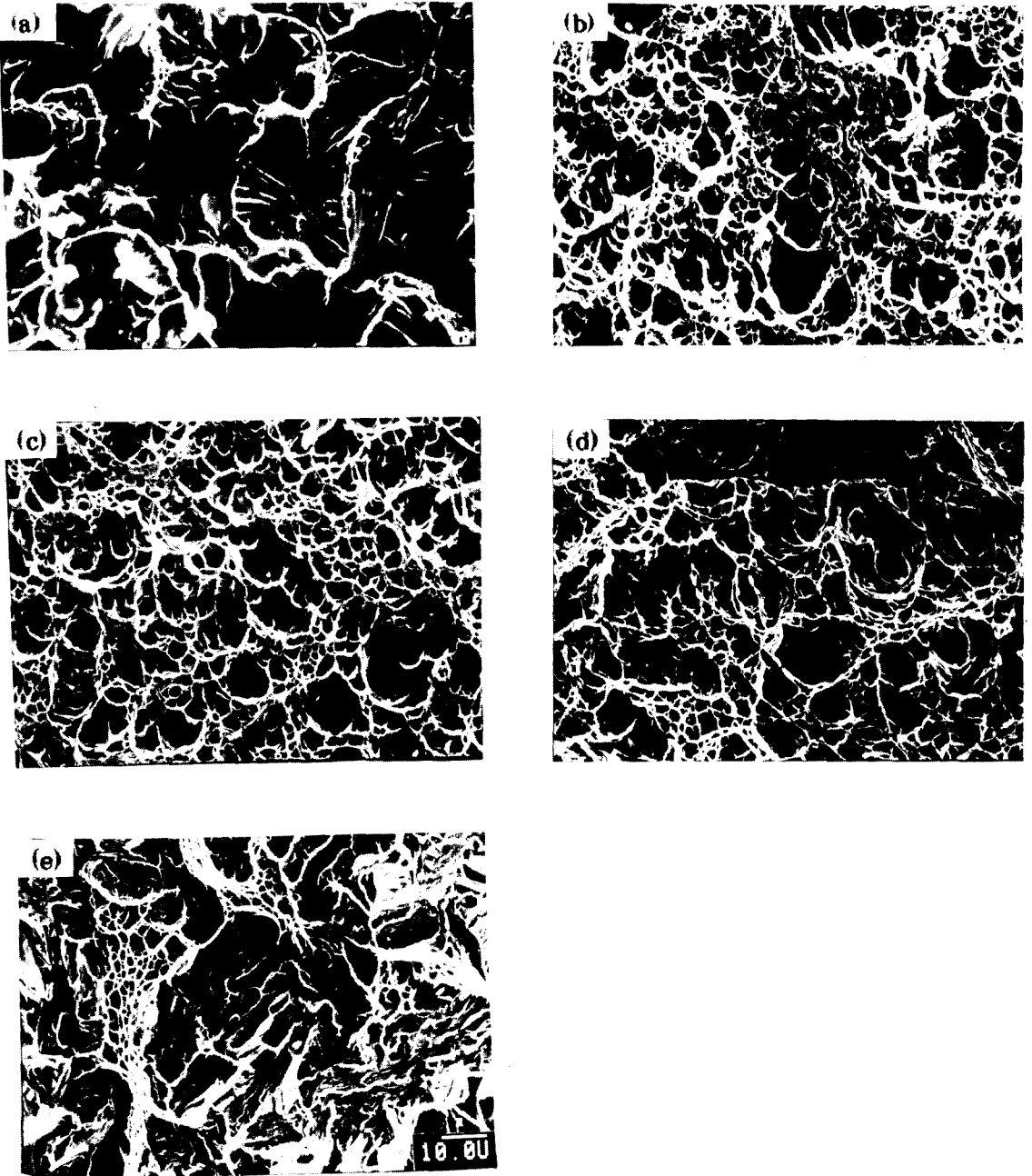


Photo.5. SEM fractographs of water quenched steels with Mo additions

(a) 0.0wt.% Mo (b) 0.3wt.% Mo (c) 0.6wt.% Mo (d) 1.2wt.% Mo (e) 1.8wt.% Mo

그림 1, 2에 나타낸 바와 같이 Mo을 첨가함으로써 인장 강도가 월등히 상승되고 충격 인성의 큰 감소가 없는 현상이 나타나는데, 이것을 미세 조직의 변화와 연관지어 생각하면 다음과 같이 설명될 수 있다.

사진 6은 Mo 함량 증가에 따른 마르텐사이트 래스 간격(martensite lath thickness)의 변

화를 보여주는 TEM 사진이다. Mo이 첨가되지 않은 (a)의 경우 마르텐사이트 래스 간격은 약 300nm인데 비하여, Mo이 첨가됨으로써 마르텐사이트 래스 간격이 감소하여, 1.8wt.% Mo 첨가시 약 120nm이하 -(e) 경우 -인 치밀한 조직을 나타내었으며 마르텐사이트 래스 내의 탄화물의 생성도 뚜렷해졌다.

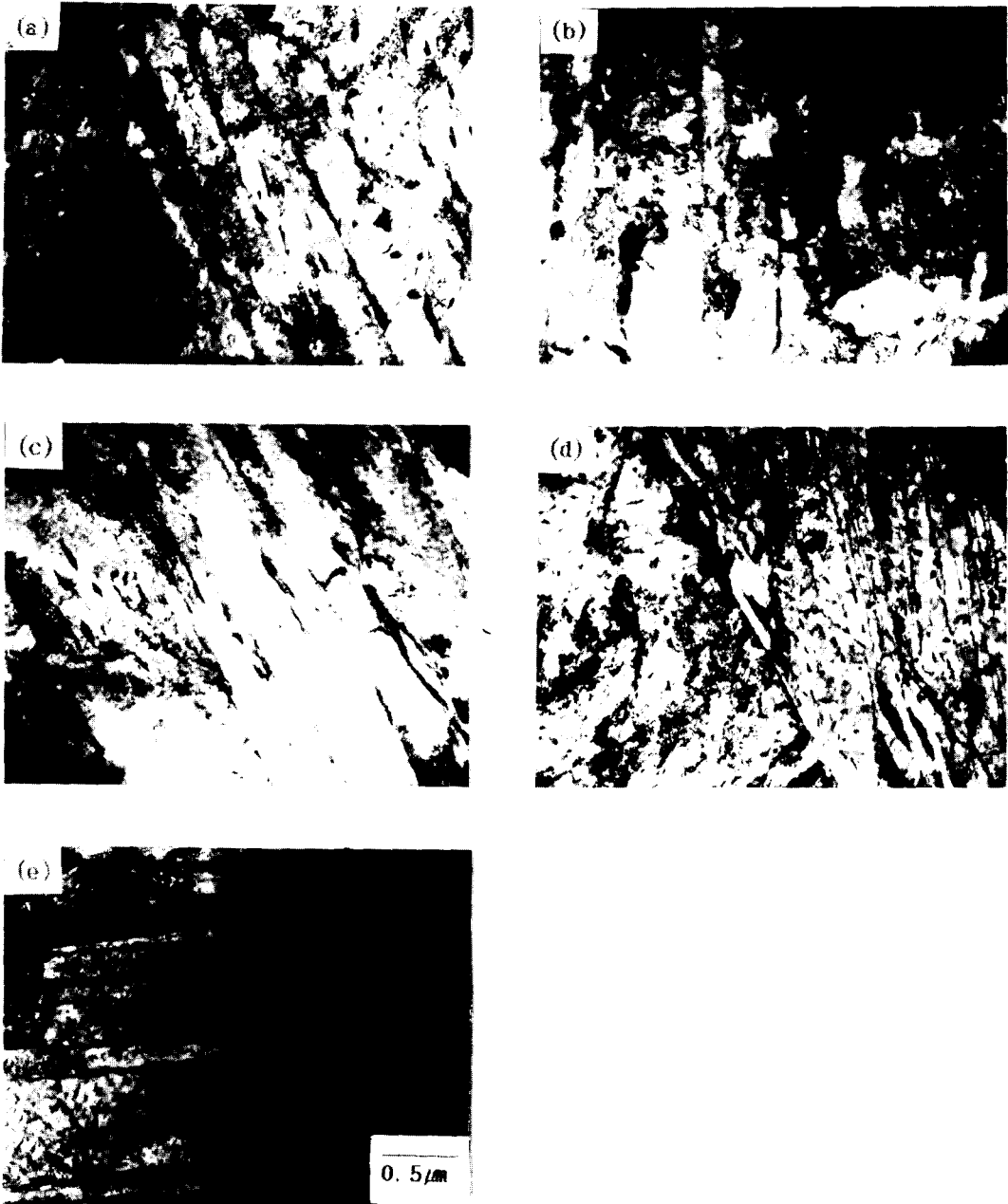


Photo.6. TEM photographs showing lath spacing in lth martensite structure with Mo additions

(a) 0.0wt.% Mo (b) 0.3wt.% Mo (c) 0.6wt.% Mo (d) 1.2wt.% Mo (e) 1.8wt.% Mo

### 마르텐사이트 변태 개시 온도(Ms) 측정

그림 5는 30°C/sec의 속도로 냉각 시의 Ms의 변화를 나타낸다. Izumiyama<sup>16)</sup>에 의하면 Fe base 합금에서 Mo의 함량이 증가함에 따라 Ms가 감소한다고 하였다.

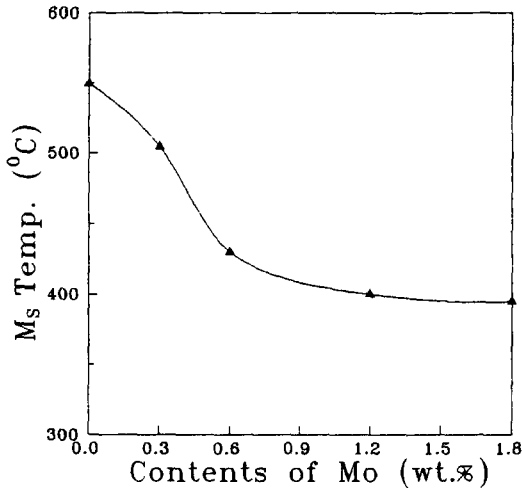


Fig. 5. Martensite transformation start temperature of Mo steels

본 재료에서도 Mo의 함량이 0wt.%에서 1.8wt.%로 증가함에 따라 Ms가 각각 550°C, 505°C, 430°C, 400°C, 395°C로 감소하였다. 따라서 Mo의 첨가는 마르텐사이트 변태온도를 저하시켜 앞에서 언급한 마르텐사이트 래스 간격이 감소하는 것으로 사료된다. 또한, Pickering<sup>19)</sup>에 의하면, 변태 온도가 낮을수록 래스가 미세해지고 래스 경계의 탄화물의 크기가 작아지며, 그 수가 많아진다고 하였다. 즉 Mo의 첨가로 치밀한 조직과 미세하고 균일하게 분포되어 있는 석출물이 전위 이동을 효과적으로 억제하여(pinned), 강의 강도와 인성이 동시에 향상되는 것으로 사료된다.

또한 그림5에서 0~0.6wt.% Mo첨가시까지의 Ms 변화의 기울기가 크고 그 이상 첨가시는 기울기가 작아져 일정한 온도를 유지하는 경향을 나타내었다. 이는 베이나이트 조직 분율을 나타내는 그림 3과 비슷한 양상을 보이고 있다. 즉 0~0.6wt.% Mo 첨가시까지의 급격한 기울기와 그 이상의 첨가량에서의 작아지는 기울기의 유사성으로, Mo의 첨가에 의한 베이나이트 조직 분율의 증가는 Ms의 감소에 기인한다고 생각된다.

## 4. 결 론

직접 소입 저탄소 비조질강의 기계적 성질에 미치는 Mo의 영향을 연구한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 가장 좋은 강도/인성의 조합은, 유냉시 0.15C+0.11V+0.035Nb+1.81Mo의 조성으로 인장 강도 1211MPa, 충격 인성 127.5J이었다.

2. Mo을 첨가함으로써, 오스테나이트 결정립 크기가 40 $\mu$ m에서 35 $\mu$ m로 감소하였다.

3. Mo을 0.6wt.% 이상 첨가하면 수냉과 유냉시 베이나이트 조직이 생성되며, 첨가량이 증가함에 따라 베이나이트 조직 분율도 증가하였다.

4. 직접 소입 방법과 Mo 첨가에 의해, 고강도 고인성의 비조질강을 얻을 수 있었으며, 0.4%C 중탄소 비조질강과 비교하여 인장 강도가 45%, 충격 인성이 2배 정도 증가하였다.

5. Mo 함량을 증가시키에 따라, 마르텐사이트 래스 간격이 300nm에서 120nm이하로 감소하였다. 이는 마르텐사이트 변태 개시 온도(Ms) 저하에 의한 것으로, 강도의 증가와 양호한 충격 인성을 가져왔다.

## 후 기

본 연구는 1992년도 포항종합제철주식회사의 연구비 지원으로 수행되었으므로 이에 감사드립니다.

## 참 고 문 헌

1. N. S. Chang, H. Hoffman, SAE Technical Paper 890510(1989)
2. C. I. Garcia, A. K. Lis and A. J. Deardo, SAE Technical Paper 910143(1991)
3. 홍순택, 유장용, 주용용, 상변태 심포지움, 3회, 75(1991)
4. W. C. Leslie, The Physical Metallurgy of Steels, 282, McGraw-Hill Company(1982)
5. G. Krauss, Principles of Heat Treatment of Steel, 172, ASM, Metals Park OH, (1980)
6. F. S. Lepera, Metallography, 12, 263 (1979)

7. G. Tither, T. B. Cameron and D. E. Diesburg, *Fundamentals of Microalloying Forging Steels*, 269, Metallurgical Society of AIME, Warrendale, PA, (1987)
8. J. Losz, M. Luthy, A. Oberli, W. Form, H. Schlaefer and B. Walser, ref. 6, 637
9. H. Ohtani, F. Terasaki, and T. Kunitake, *鐵と鋼*, No. 3, 62(1972)
10. N. Komatsubara, S. Watanabe, H. Ohtani, *Trans. ISIJ*, 8, 975(1983)
11. Y. Ohmori, H. Ohtani, T. Kunitake, *鐵と鋼*, No.8, 48(1972) 48
12. F. Nagasato, H. Ohtani, *Metals Tech.*, 10, 333(1983)
13. Y. Tomita, K. Okabayashi, *Met. Trans.*, 16, 73(1985)
14. R. A. Grange, *Trans. ASM*, 59, 26(1966)
15. K. J. Irvine and F. B. Pickering, *JISI*, 201, 518(1963)
16. 정운태, 석사 학위 논문, 한양대(1991)
17. 안병규, 석사 학위 논문, 한양대(1992)
18. M. Izumiyama, M. Tsuchiya and Y. Imai, *J. Japan Inst. Met.*, 34, 291(1970)
19. F. B. Pickering, *Physical Metallurgy and the Design of Steels*, 112, Applied Science Publishers LTD, London,(1978)