

## 몰리브덴을 첨가한 직접 소입 저탄소 비조질강에 관한 연구

魏謙復·李經燮

한양대학교 공과대학 금속공학과

### The Study of Low Carbon Microalloyed Forging Steels by Direct Quenching Method with Mo Additions

Kyoun-Bok Wee · Kyung-Sub Lee

Dept. of Metallurgical Engineering, Hanyang University, Seoul 133-791

**초 록** 공냉에 의한 중탄소 비조질강과 직접 소입 방법에 의한 저탄소 비조질강의 강도와 인성에 대하여 미량 첨가 원소와 온도 및 냉각 속도의 영향을 조사하였다. 공냉에 의한 중탄소 비조질강은 페라이트-펄라이트 조직으로 V+Nb 복합첨가로 강도와 인성의 조합을 이룰 수 있었으며 연구 결과 최적 조합은 0.40C+0.12V+0.07Nb에 의한 인장 강도 831MPa, 충격 52.1J이었다. 직접 소입 방법에 의한 저탄소 비조질강은 마르텐사이트 조직으로 Mo에 의한 강도와 인성의 조합을 이룰 수 있었으며 가장 양호한 조합은 0.12C+0.10V+0.03Nb+1.13Mo에 의한 인장강도 855MPa, 충격인성 108J로써 중탄소 비조질강에 비해 충격 인성이 2배 정도 향상되었다. 가열온도 1100°C가 1200°C에 비해 더 양호한 강도 및 충격 인성을 나타내었고, 냉각속도는 1.2°C/s가 가장 양호한 결과를 나타내었다. 또한 합금원소와 온도 및 냉각속도가 강도, 충격인성, 오스테나이트 결정립 크기 그리고 펄라이트 층간거리에 미치는 영향을 중회귀분석하여 계량화하였다.

**Abstract** Effects of the microalloyed elements, temperatures and cooling rates on the strength and toughness of the medium carbon microalloyed hot forging steels obtained by air cooling(A.C.) method and the low carbon microalloyed forging steels by direct quenching(D.Q.) method were investigated. Combined additions of V+Nb produced the optimum combination of strength and toughness with ferrite-pearlite structure of the medium carbon steel by the A.C. method. 831MPa in UTS and 52.1J in toughness were obtained for 0.40C+0.12V+0.07Nb. It was martensite structure for the low carbon steel by the D.Q. method. The highest UTS and toughness obtained by Mo additions were 855MPa and 108J by 0.12C+0.10V+0.03Nb+1.13Mo respectively. Especially, the toughness of the low carbon steel was twice better than that of the medium carbon steel. 1100°C was more appropriate than 1200°C for the reheating and forging temperature and 1.2°C/s was the best cooling rate from the viewpoint of the strength and toughness. Multiple regression analysis was used to quantify the influence of the microalloyed elements, temperatures and cooling rates on the strength, toughness, austenite grain size, and the pearlite interlamellar spacing.

### 1. 서 론

비조질강이란 Woodhead<sup>1)</sup>에 의하면 일반 탄소강의 열처리공정(quenching & tempering)을 생략하고 V, Nb, Ti 등 탄화물 및 질화물 형성원소를 미량첨가하여 요망하는 기계적 성질을 얻는 강재료로써, 제어단조기술과 관련해서 주로 연구가 이루어져왔으며 결정립 미

세화 효과를 얻는 것이 주요 공정변수의 하나로 되어있다. 결정립 미세화는 미량첨가한 원소와 가열온도 및 단조온도, 냉각속도 등의 제어단조와의 조합에 의해 얻어질 수 있는데 미량첨가원소의 주요한 역할은 열간 가공전후에 정적 또는 동적 재결정을 지연시켜 결정립을 미세화시키는 데 있다<sup>2)</sup>. 특히 Al, Ti, V는 단조 전 또는 단조 동안 탄화물 및 질화물 형성

을 통해 결정립 성장을 억제하고, Nb는 고용 효과, 변형유기석출을 통한 변형된 오스테나이트 조직을 안정화시킴으로써 재결정을 지연시키고 추가적인 결정립 성장을 억제한다<sup>3)</sup>. 따라서 고전위밀도를 가지면서 재결정되지 않고 연신되어 있는 오스테나이트로부터의 변태는 페라이트 결정립 크기를 미세화시켜 상온 강도 및 충격인성을 향상시킨다고 보고되고 있다<sup>4)</sup>. 가열온도 및 단조온도는 너무 높으면 결정립이 조대화하여 충격인성이 낮아지고 온도가 낮으면 충분한 카바이드 분산이 이루어지지 않아 강도와 인성을 감소시킨다. 단조후 냉각속도는 결정립 미세화 및 석출강화효과에 기여한다. 따라서 비조질강 연구시 합금원소, 온도와 냉각속도를 종합하여 고려하여야 한다. 따라서 본 연구에서는 중탄소 비조질강의 기계적 성질과 미세조직에 대한 V, Nb, Ti 등 미량 첨가원소의 영향을 고찰함과 더불어 현재 연구, 개발중인 직접 소입 방법에 의한 저탄소 비조질강에 대한 Mo첨가효과를 연구하였다<sup>5)</sup>. 또한 제어단조과정인 온도와 냉각속도에 의한 효과도 살펴보고 이들 첨가원소, 온도 및 냉각속도에 의한 기계적 성질과 미세조직에 대한 중회귀 분석을 통하여 계량화함으로써 열간 단조용 비조질강의 실용화에 대한 기초를 제공하고자 한다.

## 2. 실험 방법

표 1은 본 연구에서 사용된 시편의 화학조성이다. HY 1~HY 7은 중탄소 비조질강을 연구하기 위하여 탄소함량을 0.4wt% 수준으로 한 것이다. 특히 HY 1,2는 V 단독첨가효과, HY 3,4는 Nb 단독첨가효과, HY 5,6,7은 V+Nb 복합첨가효과를 조사하기 위하여 합금하였다. HY 8~HY 12는 탄소함량을 0.2wt% 수준으로 하여 V+Nb, V+Ti첨가효과 연구목적으로 합금하였으며 HY 13~HY16은 탄소함량을 0.1wt% 수준으로 하고 V+Nb+Mo 복합첨가에 의한 직접 소입형 비조질강을 연구하기 위하여 합금하였다. 또한 가열온도에 의한 효과를 살펴보기 위하여 HY 1~HY 10까지 1100°C, 1200°C로 나누어 조사하였으며, 냉각속도에 의한 효과를 조사하기 위하여 HY 8~HY 10에 대하여 0.1°C/s, 1.2°C/s, 1.8°C/s의 냉각속도로 나누어 기계적 성질과 미

Table 1. Chemical compositions of experimental alloys(wt %)

Alloys	C	Si	Mn	S	V	Nb	Ti	Mo
HY 1	0.39	0.18	0.62	0.01	0.10			
HY 2	0.38	0.27	0.69	0.01	0.15			
HY 3	0.41	0.30	0.68	0.04	0.02	0.07		
HY 4	0.43	0.28	0.71	0.01	0.01	0.12		
HY 5	0.40	0.38	0.66	0.01	0.04	0.11		
HY 6	0.40	0.25	0.65	0.01	0.10	0.05		
HY 7	0.40	0.27	1.19	0.05	0.12	0.07		
HY 8	0.21	0.30	1.45	0.01	0.07		0.00	
HY 9	0.22	0.30	1.26	0.01	0.07		0.01	
HY10	0.21	0.30	1.26	0.01	0.07		0.02	
HY11	0.22	0.06	1.22	0.01	0.10	0.09		
HY12	0.22	0.03	1.00	0.01	0.10	0.05		
HY13	0.14	0.25	0.65	0.01	0.10	0.03		0.00
HY14	0.14	0.20	0.81	0.01	0.10	0.03		0.30
HY15	0.12	0.24	0.80	0.01	0.10	0.03		0.60
HY16	0.12	0.24	0.82	0.01	0.10	0.03		1.13

세조직을 연구하였다. 시료는 합금설계후 고주파 유도 용해로에서 용해하여 10kg의 각주형 잉고트를 만들고 이를 1200°C에서 직경 30mm로 열간단조하여 소재로 사용하였다. 이를 열처리로서 HY 1~HY 10은 1100°C, 1200°C로 30분간 용체화 처리하고, HY 11~HY 16은 1100°C에서 30분간 용체화처리를 한후 HY 1~HY 7은 1.2°C/s로 냉각시켰고, HY 8~HY 10은 3가지 냉각속도로 냉각시켰으며, HY 13~HY 16은 물에 직접 소입한 후 인장시편 및 충격시편을 가공하였다.

충격시편은 ASTM E-23의 규격에 의하여 환봉 중심부에서 2mm V 노치로 가공하여 상온에서 30kg 용량의 샤프(Charpy) 충격시험기로 5회씩 시험한후 그 평균값을 충격흡수 에너지로 구하였다. 경도는 충격시험을 하기 전 로크웰 경도기의 B척으로 충격시편 표면을 5회 측정하여 평균값을 취하였다. 인장시편 역시 환봉 중심부에서 표점거리 25mm, 평행부위 직경 6.25mm의 ASTM 규격시편으로 가공하여 크로스헤드 스피드 4mm/min으로 상온에서 3회 시험하여 그 평균값을 취하였다.

재료의 미세조직 관찰은 3% 나이탈로 부식시킨후 기본조직( $\times 100$ )을 관찰하였다. 상 분석기(image analyzer)를 이용하여 페라이트

부피분율을 측정하였으며 ASTM E-112의 선 교차법으로 오스테나이트 결정립 크기를 구하였다. 또한 주사전자현미경을 이용하여 펄라이트 층간거리 및 세멘타이트 두께를 구하였다. 상변태후 투과전자현미경을 이용하여 전위 및 석출물 분포와 형상을 관찰하였다.

미량합금원소, 온도 및 냉각속도가 기계적 성질에 미치는 영향을 계량화하기 위하여 중회귀분석을 하여 회귀식으로 나타내었다. 회귀식의 적합성을 판단할 수 있도록 결정계수를 구하였으며 이는 "STATGRAPHICS"소프트웨어를 이용하였다.

### 3. 결과 및 고찰

#### 기계적 성질과 미세조직에 미치는 합금원소 영향

중탄소강에 V 또는 Nb함량을 달리한 시편에 대한 기계적 성질과 미세조직의 결과를 표 2에 나타내었다. V함량이 증가할수록 강도는 증가하나 충격인성은 감소하는 경향을 보이고 있다. Nb함량이 증가함에 따라서 강도는 거의 동일한 값을 보이고 충격특성은 뚜렷한 증

Table 2. Some mechanical and microstructural properties

Alloys	1100°C					1200°C				
	UTS (MPa)	Cv (J)	$r$ -GS* ( $\mu$ m)	$\alpha$ -%** (%)	PIS*** ( $\mu$ m)	UTS (MPa)	Cv (J)	$r$ -GS* ( $\mu$ m)	$\alpha$ -%** (%)	PIS*** ( $\mu$ m)
HY 1	735	34.7	82	27.6	0.288	756	16.0	125	17.5	0.298
HY 2	890	22.5	77	15.6	0.263	935	15.7	117	8.5	0.260
HY 3	698	41.2	74	25.4	0.282	757	22.6	110	18.4	0.290
HY 4	696	45.2	70	34.6	0.297	784	24.5	91	15.1	0.282
HY 5	657	51.9	79	38.5	0.273	765	24.5	113	18.3	0.275
HY 6	875	48.3	86	14.2	0.266	937	20.1	150	5.7	0.270
HY 7	831	52.1	71	20.8	0.261	894	34.7	104	10.1	0.260
HY 8	659	149	112	27.7	0.217	668	135	140	20.2	0.387
HY 9	632	164	35	42.6	0.194	636	163	47	41.9	0.260
HY10	640	170	29	48.1	0.181	642	171	31	47.5	0.195
HY11	652	119	38	43.2	0.205					
HY12	648	126	43	40.1	0.192					

가현상을 나타내고 있다. 미세조직은 V 또는 Nb함량이 증가할수록 오스테나이트( $r$ ) 결정립 크기는 감소하고 펄라이트 층간거리는 감소하는 경향을 보이고 있으며 특히 V함량증가에 따라 펄라이트 층간거리의 감소효과가 뚜렷하고, Nb함량증가에 따라  $r$ 결정립 크기의 감소효과가 명확했다. Grassl<sup>6)</sup>에 의하면 페라이트-펄라이트강의 강도는 미세한 펄라이트 층간거리와 페라이트의 결정립미세화 및 고용강화효과에 의해 주로 결정되고, 충격인성은 페라이트 부피분율과 결정립미세화에 의해 주로 결정된다고 하였다. Cohen<sup>7)</sup>에 의하면 펄라이트 층간거리가 감소하면 강도 및 경도가 증가하고 충격인성은 감소하며, 페라이트( $\alpha$ ) 결정립 크기가 감소하면 강도 및 경도가 증가하고 충격인성도 증가한다고 하였다.  $\alpha$ 가 주로 핵생성하는 곳은  $r$ 결정립계이므로 결정립

이 작은  $r$ 는 표면적이 크기 때문에  $\alpha$ 핵생성장소가 많아져서  $\alpha$ 결정립은 작아지게 된다. 따라서  $r$ 결정립 크기와  $\alpha$ 결정립 크기는 정비례 관계에 있다. V함량증가는 펄라이트 층간거리 감소와 페라이트 부피분율을 감소시켜 강도를 증가시키며 충격인성을 감소시켰다. Hulka<sup>8)</sup>에 의하면 펄라이트 층간거리는 페라이트-펄라이트 조직에서 재료강도를 결정하는 지배적인 요소이며, 층간거리는 확산지배과정에서 펄라이트가 형성되는 온도에 의해 정해진다고 하였다. 따라서 변태온도를 낮추는 합금원소일수록 층간거리를 감소시켜서 강도를 증가시킨다. V의 경우 0.4wt% C일때 1100°C에서  $r$ 에 약 7wt% 이상 용해되므로 본 연구의 경우 V 전량이 고용될 수 있으며 전량고용된 V는 냉각시 변태를 지연시켜서 변태온도를 저하시킨다. Honeycombe<sup>9)</sup>에 의하면 Nb의 경우

1200°C에서  $\gamma$ 에 0.03wt% 용해되므로 본 연구의 경우 Nb 전량이 고용되지 못한다. 따라서 고용되지 못한 NbC입자는 재가열하는 동안  $\gamma$ 결정립 성장을 억제하여  $\gamma$ 결정립을 미세화시켜서  $\alpha$ 결정립을 미세화시킨다. 또한 고용된 Nb중 일부는 매우 미세하게  $\gamma$ ,  $\alpha$ 에서 석출하여 석출강화 효과를 일으키고, 일부는 변태 지연 및 재결정 억제에 의한  $\alpha$ 결정립을 미세화시킴으로써 충격인성 증가와 펄라이트 층간거리 감소에 의한 강도증가에 기여한다. 그러나 전량고용된 V의 효과보다 크지 않을 것으로 사료된다. 중탄소강에 V+Nb복합첨가한 강의 기계적 성질과 미세조직분석을 표 2에 나타내었는데 이에 의하면 강도와 인성의 조합이 가장 좋은 HY 7의 경우 0.40C+0.12V+0.07Nb의 합금조성으로 인장강도 831MPa, 충격인성 52.1J을 나타내어 합금원소에 의한 적정 강도와 인성의 조합이 이루어질 수 있을

을 보여준다. 사진 1은 1200°C에서 소준(normalizing)한 시편에 대한 펄라이트 층상구조를 보여주는 SEM사진으로서 V와 Nb의 첨가에 따른 펄라이트 층간거리와 세멘타이트 두께의 변화를 알 수 있다. (a)와 (b)는 각각 0.1wt% V와 0.07wt% Nb를 단독첨가한 시편으로 층간거리는 각각 0.298 $\mu$ m, 0.290 $\mu$ m이며 세멘타이트 두께는 약 23nm로 비슷한 값을 나타내었다. 총 함량이 0.15wt%로 복합첨가한 (c)와 (d)는 층간거리가 각각 0.275 $\mu$ m, 0.270 $\mu$ m, 세멘타이트 두께는 약 20nm이었다. 즉 복합첨가한 경우 층간거리가 감소함을 알 수 있었으며 V의 첨가가 층간거리 감소에 보다 효과적임을 표 2에서 알 수 있었다.

탄소함량을 0.2wt% 수준으로 하고 Ti함량을 달리 하였을 경우 Ti함량이 증가함에 따라 충격인성은 매우 향상되었으나 강도는 약간 증가하는 경향을 보였다. 이는 Gladman<sup>10)</sup>이

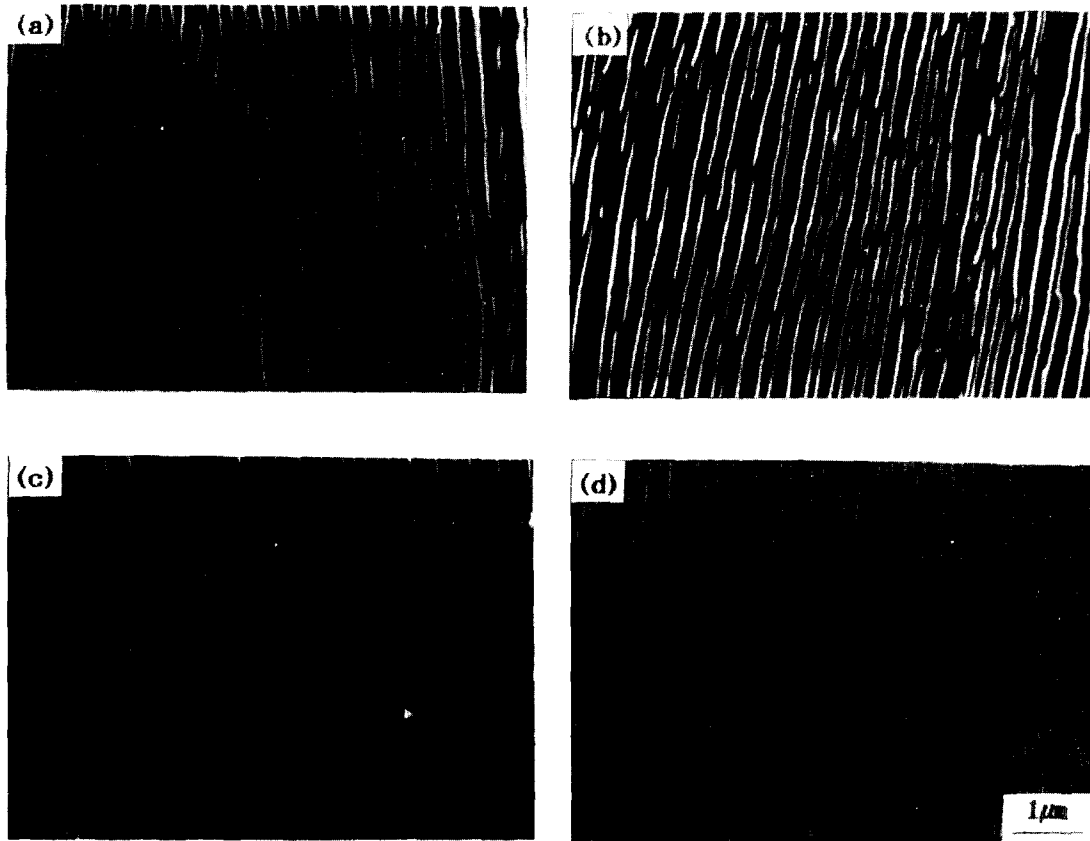


Photo 1. SEM photographs showing pearlite interlamellar spacing of the steels

(a) HY 1(0.10V) (b) HY 3(0.07Nb) (c) HY 5(0.04V+0.11Nb) (d) HY 6(0.10V+0.05Nb)

지적인 것처럼 Ti첨가로 인한 조직내 페라이트 부피분을 증가에 기인하는 것으로 사료된다. 한편 탄소함량을 0.2wt% 수준으로 하고 Nb+V을 복합첨가하였을 경우 Ti에 비해 강도는 증가하나 인성은 감소하는 경향을 보였다. Honeycombe<sup>9)</sup>에 의하면 본 연구의 Ti함량은 0.2wt% 탄소와 관련하여 용해가능 조성범위 이내로써 오스테나이트화 온도에서 전량 고용되거나 Nb+V의 경우 Nb이 전량 고용되지 못한다. 즉 탄소함량 0.2wt%, 가열온도 1100°C의 경우 Ti은 0.02wt%까지 용해가능하나, Nb는 0.01wt%밖에 용해되지 않는다. 따라서 전량 고용된 Ti의 결정립 미세화 효과가 Nb의 결정립 미세화 효과보다 더 크고, 페라이트 부피분율이 Nb+V의 경우에 비해 더 크기 때문에 Ti첨가강의 인성이 더 양호하고, V의 함량차이 및 펄라이트 층간거리 차이에 의해 Ti첨가강의 강도가 열세한 것으로 사료된

다.

고 강도와 고 인성을 유지하기 위한 방법으로 저탄소 마르텐사이트와 하부 베이나이트 구조를 갖는 직접 소입 방법(Direct quenching)이 연구 개발되고 있다. 단조후 직접 소입하면 변태온도를 저하시키고 이를 통해 결정립 성장보다 핵생성을 촉진시켜서 치밀한 조직을 얻음으로써 인성과 강도를 조절할 수 있다<sup>11)</sup>. 이는 단조직후 수냉 또는 유냉시킴으로써 추가적인 열처리없이 최종적인 기계적 성질을 유지할 수 있고, 균일한 기계적 성질 유지, 차후 표면처리 가능, 단순한 방법에 의한 단조 및 냉각 실시등의 장점이 있으나 직접 소입함으로써 균열의 우려가 있다. 이를 해소하기 위하여 열적 저항성이 큰 Mo을 첨가하고 탄소함량을 낮춘다. Tither<sup>12)</sup>는 Mo첨가가 Nb+V강의 강도 증가에 효과적임을 보고하고 있다. 즉 오스테나이트에서 Mo가 Nb

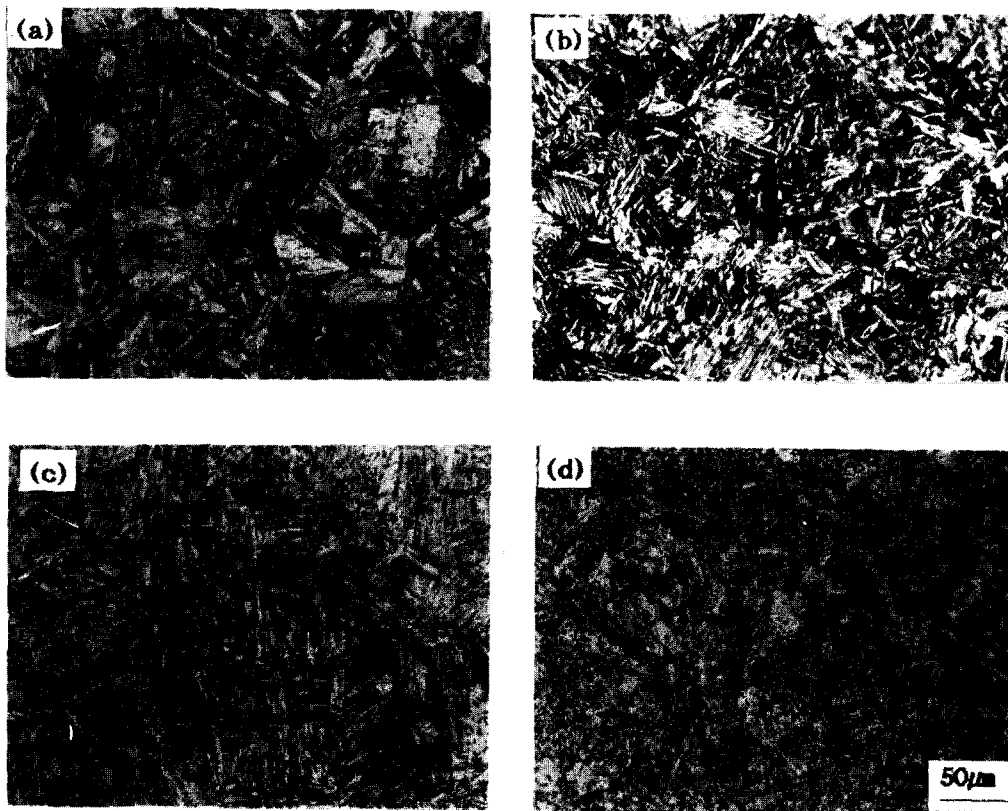


Photo 2. The microstructures of low C microalloyed steels by Mo additions(×200)

(a) HY13(0.0Mo) (b) HY14(0.3Mo) (c) HY15(0.6Mo) (d) HY16(1.1Mo)

와 V의 용해도를 증가시켜서 고용강화효과를 증가시키고, 석출물에서는 Nb, V을 부분적으로 치환하면서 정합변형을 증가시키거나 석출물 부피분율을 증가시킴으로써 석출강화효과를 증대시키며 더 많은 전위밀도를 가짐으로써 강도를 증가시킨다. 한편 Mo첨가는 공냉시키면 반응속도가 느려서 조대한 석출물을 분산시킴으로써 인성을 저하시키기도 하지만 수냉 또는 유냉에 의한 빠른 냉각속도는 마르텐사이트 변태온도 저하에 의한 탄화물의 미세화 및 조직 치밀화로 인성을 개선한다<sup>13)</sup>. Nagasato<sup>14)</sup>는 Mo첨가가 강도증가와 동시에 천이 온도감소로 인성을 증가한다고 하였다. 또한 Nb의 빠른 반응속도에 의한 미세한 분산도 조직을 미세화시킴으로서 인성의 증가에 기여한다<sup>15)</sup>. 사진 2는 Mo첨가에 따른 조직사진( $\times 200$ )으로 마르텐사이트 구조를 나타내고 있다. (a)는 0.0wt% Mo, (b)는 0.3wt% Mo, (c)는 0.6wt% Mo, (d)는 1.1wt% Mo이

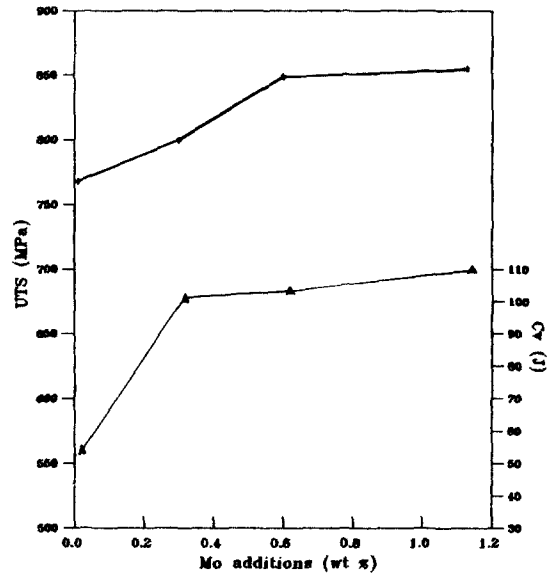


Fig 1. The strength and impact toughness of the low C microalloyed steels by Mo additions

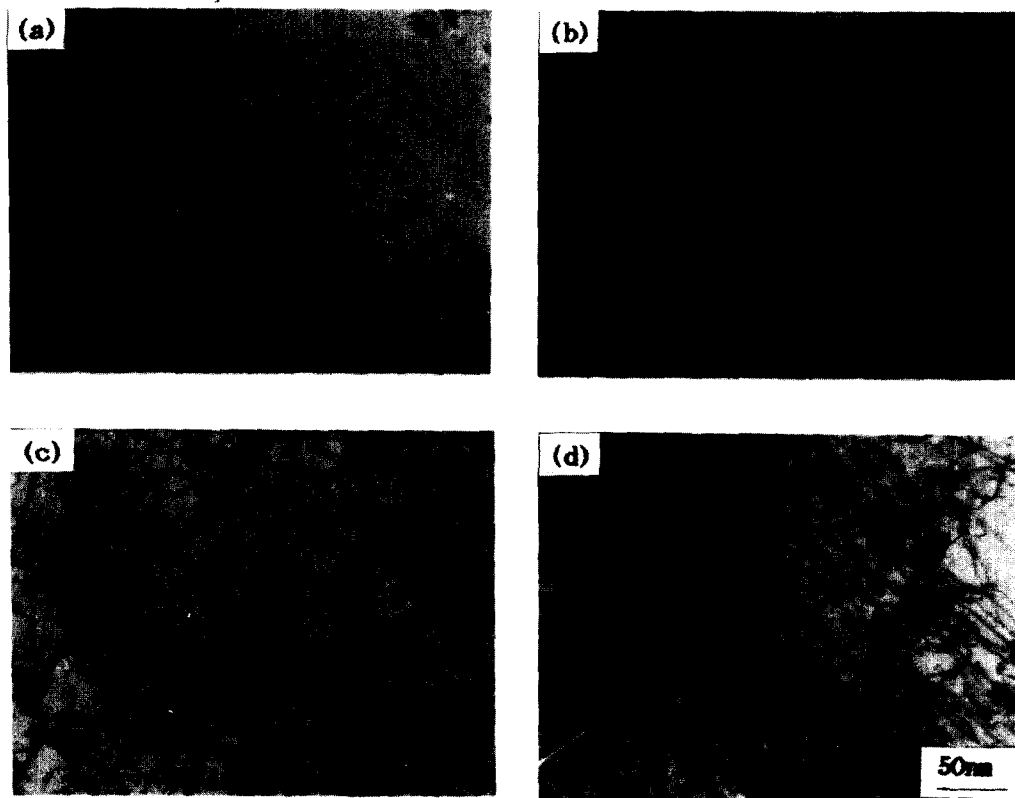


Photo 3. TEM photographs showing the dislocation density & carbide distribution

(a) HY13(0.0Mo) (b) HY14(0.3Mo) (c) HY15(0.6Mo) (d) HY16(1.1Mo)

첨가된 조직사진으로 Mo첨가량이 증가함에 따라 조직이 치밀해짐을 알 수 있었다. 탄소 함량을 0.1wt% 수준으로 하고 Mo함량을 다르게 하여 단조직후 상온까지 평균 28°C/s의 냉각속도로 수냉한 직접 소입방법에 의한 비조질강의 기계적 성질은 그림 1과 같다. Mo 함량을 증가시키면 강도가 800MPa이상으로 증가하며 인성도 100J이상으로 증가하는 경향을 보이고 있으며 중탄소 비조질강에 비해 강도는 거의 비슷한 수준이나 충격인성은 2 배 정도 향상되었다. 이는 앞에서 고찰한 바와 같이 조직치밀화에 의한 충격인성 증가와 고용강화효과와 석출강화효과에 의한 결과로 사료된다. 특히 Mo, Nb등 강력한 카바이드 형성원소를 첨가하여 고온단조 또는 압연에 의하여 고온변형한 경우 동적변형시효(dynamic strain aging)과정을 나타내는 톱니모양 항복현상(serrated yielding)을 나타냄을 고온압축

시험에서 확인할 수 있었다<sup>16)</sup>. 이는 전위망상에 미세한 카바이드 분산과 전위밀도 증가에 기인하며 소려 과정에서 상기현상이 발생하면 연성을 감소시키는 원인이 되지만, 고온에서 나타나면 조직을 치밀하게 하며 결정립을 미세하게 만듦으로써 강도와 인성의 증가를 나타낼 것으로 사료된다. 사진 3은 Mo첨가에 따른 전위밀도와 카바이드 분산을 나타낸 투과전자 현미경 사진으로써 Mo첨가량을 증가시키면 전위도 증가하며 카바이드 양도 증가함을 알 수 있다. 또한 전위망상에 미세한 석출물이 형성되어 전위의 이동을 억제함을 관찰할 수 있었다. 이들 전위망상에 분산된 카바이드에 의하여 전위 발달이 억제되고 따라서 강도가 증가하며 또한 소입하는 과정에서 마르텐사이트 래스의 전파(martensite lath propagation)에 대한 장애물로 작용하여 고온단조 후 직접소입한 강의 마르텐사이트 래스의 크

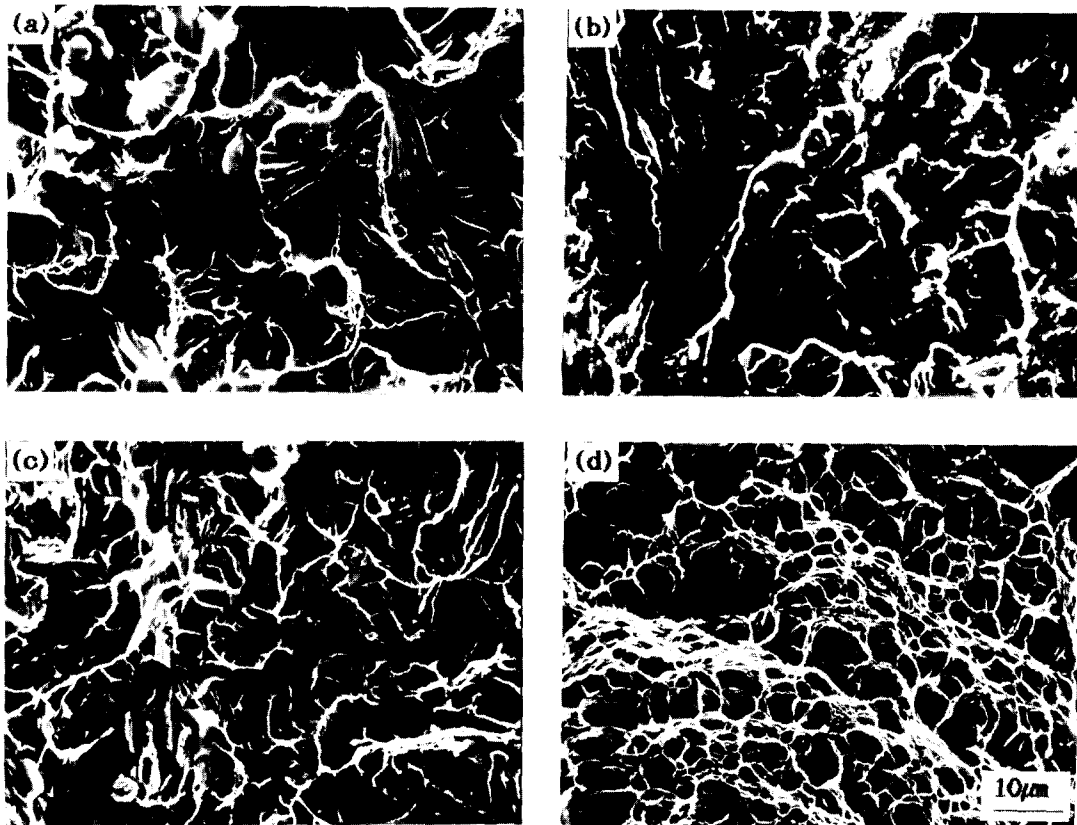


Photo 4. SEM fractographs of low C microalloyed steels by Mo additions

(a) HY13(0.0Mo) (b) HY14(0.3Mo) (c) HY15(0.6Mo) (d) HY16(1.1Mo)

기는 고온단조하지 않고 오스테나이트 온도에서 직접소입한 강의 래스에 비하여 매우 작아진다는 견해도 있다<sup>9)</sup>. 사진 4는 충격시험한 시편의 파단면에 대한 주사전자현미경사진이다. (a)는 Mo미첨가한 것으로 약간의 취성과 파괴를 나타내는 벽개면을 보이고 있으며 (b), (c), (d)는 각각 0.3, 0.6, 1.1wt%의 Mo이 첨가된 것으로 Mo첨가량이 증가함에 따라서 연성과 파괴를 나타내는 딴플(dimple)이 더 많아짐을 관찰할 수 있으며 그림 1의 충격인성값이 증가하는 것과 일치하였다. 현재까지의 관찰 결과에 의하면 Mo첨가가 강도와 인성에 효과적임을 알 수 있었으며 이는 Mo첨가량이 2wt%까지 강도와 인성증가에 효과적임을 보고한 田中<sup>17)</sup>의 견해와 일치하였다.

#### 기계적 성질과 미세조직에 미치는 단조 온도 및 냉각 속도 영향

가열온도는 충분한 카바이드 분산이 이루어지면서 조대화되지 않도록 제어되어야 하는데 Held<sup>18)</sup>에 의하면 1150~1250°C가 적당하다고 한다. 그러나 가열온도 또는 단조 온도 선택시 탄소함량, 합금성분, 단조 또는 변형 예상량 및 소성변형 가능 온도구역등을 고려하여 선택해야 한다<sup>19)</sup>. 가열온도를 감소시키면 강도와 경도는 감소하고 연성과 인성은 증가하며  $r$ 결정립 크기가 감소하고  $\alpha$ 부피분율이 증가함을 1100°C와 1200°C에서 확인할 수 있었다.

냉각속도는 결정립 미세화 및 석출강화 효과에 대한 지배적인 요소이다. 표 3은 Ti 첨가강에 대한 냉각속도의 효과를 나타낸 것이다. 냉각속도가 증가할수록 강도와 경도는 증가하나 충격인성값은 감소하였다. 이는 Korchinsky<sup>20)</sup>의 보고와 같이 미량합금 첨가강의 경우 변태속도가 매우 빨라 냉각속도효과가 제한되기 때문으로 사료된다. 또한 냉각속

도가 증가할수록 펄라이트 층간거리가 감소하며 카바이드 두께가 감소하였다. 이는 냉각속도가 증가함에 따라서 변태온도가 낮아지고 변태온도가 낮아지면 펄라이트 형성온도가 낮아지고 그 결과 탄소원자의 확산거리가 감소되기 때문이다. 페라이트-펄라이트 조직의 재료강도는 펄라이트 층간거리에 의해 주로 결정되므로 펄라이트 층간거리 감소에 따라 재료강도가 증가하였다.

#### 중회귀 분석 결과

합금성분과 가열온도 및 냉각속도가 미세조직과 기계적 성질에 미치는 영향을 계량화하기 위하여 STATGRAPICS를 이용하여 중회귀분석한 결과는 다음과 같다.

$$UTS(MPa) = -184 + 778(\%C) + 10(\%Mn) + 49(\%Si) + 1710(\%V) + 320(\%Nb) + 0.5(^\circ C) + 65(\ln(^\circ C/s))$$

$$Cv(J) = 504 - 687(\%C) + 14(\%Mn) - 120(\%Si) - 53(\%V) + 360(\%Nb) - 0.2(^\circ C) + 1.7(\ln(^\circ C/s))$$

$$r-GS(\mu m) = -506 + 460(\%C) + 39(\%Mn) + 112(\%Si) - 70(\%V) - 436(\%Nb) + 0.3(^\circ C) - 17(\ln(^\circ C/s))$$

$$PIS(\times 10^{-2}\mu m) = 45 - 77(\%C) + 8(\%Mn) + 6(\%Si) - 48(\%V) - 69(\%Nb) + 0.03(^\circ C) - 0.08(\ln(^\circ C/s))$$

여기서  $Cv$ 는 상온 충격인성, PIS는 펄라이트 층간거리 (Pearlite Interlamellar Spacing)를 나타낸다. 이때의 결정계수는 각각 0.81, 0.98, 0.75, 0.77로써 대체로 신뢰할 수 있었다. 회귀식에 의하면 인장강도에는 C와 V의 첨가효과가 가장 크다. 이는 C에 의한 펄라이트 부피분율의 증가와 VC에 의한 석출강화효과에 의한 것으로 사료된다. 충격특성에는 Nb의 효과가 중요하다. 이는 전술한 바와 같이 오스테나이트에서 용해되지 않은 NbC의 결정립 성장 지연에 의한 결정립 미세화와 오스테나이트구역에서 용해된 Nb이 변태를 지연시키며 재결정을 지연시킴으로써 오스테나이트 결정립을 미세화시키기 때문이라고 생각된다. 한편 C를 감소시키고 V, Nb을 증가시키며 온도를 낮추고 냉각속도를 증가시키면  $r$ 결정립 크기가 감소하고, 펄라이트 층간거리는 C, V함량을 증가시키고 냉각속도를 올리면 감소하여 강도를 증가시키는 앞에서 고찰한 바와 같으며 상기 회귀식은 Burnett<sup>21)</sup>의

Table 3. Cooling rate effect for the mechanical and microstructural properties

Rate (°C/sec)	UTS (MPa)	YS (MPa)	EL. (%)	R.A (%)	Cv (J)	H <sub>r</sub> B	PIS* (μm)	t** (μm)
0.1	578	380	26.4	57.8	176	84.7	0.187	0.012
1.2	640	435	24.4	50.8	170	92.3	0.181	0.011
1.8	652	449	22.0	48.5	166	92.4	0.149	0.009

\*PIS : pearlite interlamellar spacing, \*\*t : cementite thickness



결과와 동일한 경향을 나타냈다. 상기 회귀식은 공냉에 의한 중탄소 및 저탄소 비조질강인 HY 12까지의 결과를 회귀 분석한 것이다. Mo첨가한 직접소입방법에 의한 결과는 회귀분석하기에는 자료가 충분하지 않아서 추가적인 실험이 요구된다.

#### 4. 결 론

1) 공냉에 의한 중탄소 비조질강의 조직은 페라이트-펄라이트 조직으로 V+Nb 복합첨가로 강도와 인성의 조합을 이룰 수 있으며 실험에 의한 최적의 조합은 인장 강도 831MPa, 충격인성 52.1J을 나타내는 0.40C+0.12V+0.07Nb이었다.

2) 직접소입방법에 의한 저탄소 비조질강의 조직은 마르텐사이트 조직으로 Mo첨가에 의한 강도와 인성의 조합이 중탄소 비조질강의 그것보다 더 양호하였으며 가장 양호한 조합은 0.12C+0.10V+0.03Nb+1.13Mo에 의한 인장강도 855MPa, 충격인성 108.4J로써 중탄소 비조질강에 비해 인장강도는 비슷한 수준이고, 충격인성은 2배 정도 향상되었다.

3) 강도와 인성의 조합에 양호한 가열온도 및 단조온도는 1100°C이었고, 냉각속도는 공기중 냉각속도인 1.2°C/s이었다.

4) 합금원소와 온도 및 냉각속도가 인장강도, 충격인성, 오스테나이트 결정립 크기 및 펄라이트 층간거리에 미치는 영향을 중회귀분석하여 계량화할 수 있었다.

#### 참 고 문 헌

1. J.H. Woodhead : *Fundamentals of Microalloying Forging Steels*, G.Krauss and S.K. Banerji(Eds.), Warrendale, PA, Metallurgical Society of AIME (1987) 3
2. M.Ueki, S.Horie and H.Tadahisa : *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, **27** (1987) 453
3. K.Hulka : *Fundamentals of Microalloying Forging Steels*, G.Krauss and S.K. Banerji(Eds.), Warrendale, PA, Metallurgical Society of AIME (1987) 255
4. M.M.A. Bepari : *Sci. Tech.*, **6** (1990) 338
5. C.I.Garcia, A.K. Lis, and A.J.DeArdo : SAE paper, 910143(1991)
6. K.Grassl, S.W. Thompson and G.Krauss : SAE paper, 890508 (1989)
7. M.Cohen : *Trans. AIME.*, **224** (1962) 638
8. K.Hulka and F.Heisterkamp : *Fundamentals of Microalloying Forging Steels*, G. Krauss and S.K. Banerji(Eds.), Warrendale, PA, Metallurgical Society of AIME (1987) 255
9. R. Honeycombe and P.Hancock : *Metallurgy and material Science*, Edward Arnold, London (1981) 169
10. G.H. Gladman : *Iron and Steelmaking* **16** (1969) 241
11. A.P. Druschitz : SAE paper, 860656 (1986)
12. G. Tither, T.Cameron, D.Piesburg : *Fundamentals of Microalloying Forging Steels*, G. Krauss and S.K. Banerji(Eds.), Warrendale, PA, Metallurgical Society of AIME (1987) 269
13. F.Hugishiro : *Tetsu-to-Hagane*, **4** (1989) 143
14. F.Nagasato, H.Ohtani : *Metals Tech.*, **10** (1983) 333
15. J.Losz, M.Luthy, A.Oberli : *Fundamentals of Microalloying Forging Steels*, G.Krauss and S.K. Banerji(Eds.), Warrendale, PA, Metallurgical Society of AIME (1987) 637
16. R.Honeycombe and P.Hancock : *Metallurgy and Material Science*, Edward Arnold, London (1981) 18
17. R.Tanaka, T.Shinoda, T.Ishii : *Tetsu-to-Hagane*, **58** (1972) 1632
18. J.F. Held : *Fundamentals of Microalloying Forging Steels*, G.Krauss and S.K. Banerji(Eds.), Warrendale, PA, Metallurgical Society of AIME (1987) 175
19. T.Harris and E.Priebe : *Metals Handbook*, ASM International Handbook Committee, 9<sup>th</sup> Ed., 14, Metals Park, Ohio, (1988) 223
20. M.Korchynsky and J.R. Paules : SAE paper, 890801 (1989)
21. M.E. Burnett : *Fundamentals of Microalloying Forging Steels*, G.Krauss and S.K. Banerji(Eds.), Warrendale, PA, Metallurgical Society of AIME (1987) 601