

저탄소 직접 소입강의 베이나이트상 조절에 관한 연구

안병규 · 고영상 · 이경섭
한양대학교 공과대학 금속공학과

A Study on the Bainite Phase Control of Direct-Quenched Low Carbon Steels

Byeong-Kyu Ahn, Young-Sang Ko, Kyung-Sub Lee
Dept. of Metallurgical Engineering, Hanyang University, Seoul 133-791

초 록 최근의 연구에 의하면 직접 소입강에서 미량의 베이나이트상의 생성이 확인되었다. 마르텐사이트 변태전에 생성된 베이나이트상은 마르텐사이트의 패킷을 미세화시키고 입도 미세화로 기계적 성질을 향상시킨다고 한다. 본 연구에서는 미량 합금 원소로 Mo, B 등을 첨가한 강을 1200°C에서 단조하여 물에 직접 소입한 후, 베이나이트상의 분율을 조절하기 위해 베이나이트 변태 온도에서 일정한 시간 유지하는 열처리 과정을 거쳐 생성된 베이나이트상의 분율과 기계적 성질간의 관계를 고찰하였다. 이로써 마르텐사이트와 베이나이트 혼합 조직의 강도와 인성을 증가시키는 효과적인 베이나이트 분율을 조사한 후에, 직접 소입시에 이와 같은 분율의 베이나이트 함량으로 조절할 수 있는 방법을 제시하여 고강도 고인성형 직접 소입강의 개발에 활용하고자 한다.

Abstract In a recent investigation, the formation of bainite phase in direct-quenched low carbon non heat-treated steel was reported. In this study the effects of bainite phase on the mechanical properties of direct-quenched microalloying steels were investigated. By isothermal transformation at 480°C for 7 sec., volume fraction of bainite lath was 15~20%, and the UTS and impact energy were increased. In this case B_{II} and B_{III} type bainite was observed and the fractography of impact test specimen showed a ductile fracture tendency. Isothermal transformation for 100sec., yielded 30% volume fraction of granular bainite and the mechanical properties were decreased. The fractography of impact test specimen showed a brittle fracture tendency. The addition of Mo was more effective than B for improving impact energy because amounts of boron additions were restricted to considerably lower levels, typically 10~30ppm. From this study, it is predicted that 15~20% volume fraction of lath bainite on the direct quenching process is produced by addition of Mo up to 1.2wt.% and controlling the finish forging process at 1000°C and using oil as direct quenching media. This will improve mechanical properties of the direct-quenched steel.

1. 서 론

비조질강은 탄소강의 열처리 공정(Q/T)을 생략하고, V, Nb, Ti 등의 탄·질화물형성 원소를 미량 첨가하여 요구하는 기계적 성질을 얻는 강재이다. 비조질강은 70년대 유류 과동 이후 중요성을 인정받았으며, 현재 커빅팅 로드나 허브 휠 등의 자동차 재료로 사용되고 있다. 탄소량과 합금 원소의 종류에 따라 여러 세대로 발전되어 왔으며, 그 중 탄소량을

감소시켜 인성을 향상시키고, 탄소 함량 감소로 인해 저하된 강도를 마르텐사이트 조직으로 보상하는 강재가 제3세대 비조질강인 직접 소입강이다^{1,2)}.

변태 온도를 낮추면 조직이 미세화된다고 알려져 있으나 완전한 마르텐사이트 조직보다는 미량의 하부 베이나이트 조직이 마르텐사이트 조직을 더욱 미세화할 수 있다고 한다. Ohtani³⁾는 연속 냉각 변태 연구에서 마르텐사이트 기지 조직과 10% 정도의 하부 베이나

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

	C	Si	Mn	Nb	V	Ti	Mo	B
1	0.13	0.30	1.00	-	-	0.01	0.50	-
2	0.12	0.30	1.00	-	-	0.01	0.50	0.0010
3	0.12	0.30	1.00	-	-	0.01	0.50	0.0040
4	0.14	0.23	0.84	0.035	0.10	-	0.60	-
5	0.14	0.26	0.86	0.037	0.10	-	1.20	-
6	0.15	0.28	0.86	0.035	0.11	-	1.80	-

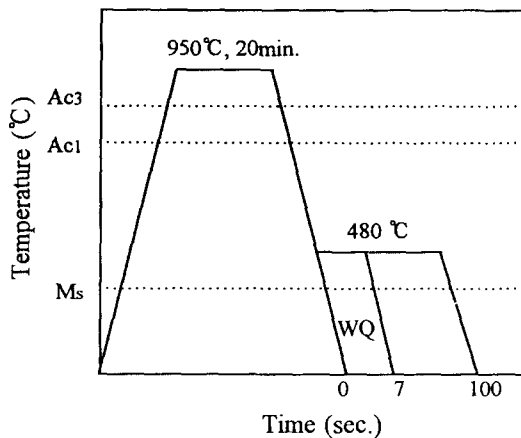


Fig. 1. Schematic diagram of heat treatment process.

이트를 갖는 혼합 조직이, 마르텐사이트와 베이나이트 단독 조직보다 인성이 우수하였다고 한다. 이러한 현상은 마르텐사이트 변태전 미량의 베이나이트가 마르텐사이트의 성장을 억제하고, 마르텐사이트 핵생성 위치를 증가시켜 나타나며, 이는 오스테나이트 결정 입도를 미세화하는 것과 동일한 효과를 가진다.

중, 고탄소강은 직접 소입시에 베이나이트상이 생성되지 않지만, 합금 원소의 종류와 양에 따라 연속 냉각시에도 부분적으로 베이나이트상이 생성된다. 미량 합금 원소를 첨가한 저탄소강에서는 공냉과 수냉의 중간 정도의 냉각 조건하에서 베이나이트상이 생성된다. 생성된 베이나이트상이 상부 베이나이트일 경우는 기계적 성질을 저하시키지만, 하부 베이나이트일 경우는 분율이 10~20%일때, 마르텐사이트 패킷(Packet)의 미세화와 입도 미세화로 기계적 성질을 향상시킨다⁴⁾.

전년도 연구⁵⁾에서 미량 합금 원소로서 Mo를 첨가한 저탄소 직접 소입강에 일부 베

이나이트상의 생성이 관찰되었으며, 강도와 인성이 동시에 증가하는 경향을 나타내었다. 본 연구에서는 미량 합금 원소로 Mo, B 등을 첨가한 강을 1200°C에서 단조하여 물에 직접 소입한 후, 베이나이트상을 분율을 조절하기 위해 베이나이트 변태 온도에서 일정시간 유지하는 열처리 과정을 거쳐 생성된 베이나이트상의 분율과 기계적 성질간의 관계를 고찰한다. 이로써 마르텐사이트와 베이나이트 혼합 조직의 강도와 인성을 증가시키는 효과적인 베이나이트 분율을 조사한 후에, 직접 소입시에 이와 같은 분율의 베이나이트 함량으로 조절할 수 있는 방법을 제시하여 고강도 고인성형 직접 소입강의 개발에 활용하고자 한다

2. 실험 방법

시료제작

강도 향상을 위한 소입 효과와 인성 향상을 위한 합금 원소를 고려하여, 저탄소강을 기본으로 하여 미량의 첨가로도 강도와 인성을 개선시키는 원소인 B과 베이나이트 형성 원소인 Mo를 첨가하여 제작하였다. 표 1은 연구에 사용된 시편의 화학 조성이다.

고주파 진공 용해로를 이용하여 15kg의 주괴로 용해한 후 30φ의 환봉으로 단조를 행하였다. 단조 개시 온도는 1200°C로 조절하여 균질한 오스테나이트가 되도록 30분 동안 유지한 후, 단조 소요 시간, 단조비, 단조 종료 온도 등이 동일하게 유지될 수 있도록 단조를 5~6회 실시하여 직경 25mm의 환봉으로 제작하였다. 단조 종료 온도는 약 900°C였으며, 단조 후 물에 직접 소입하였다.

열처리

직접 소입강의 기계적 성질에 미치는 베이

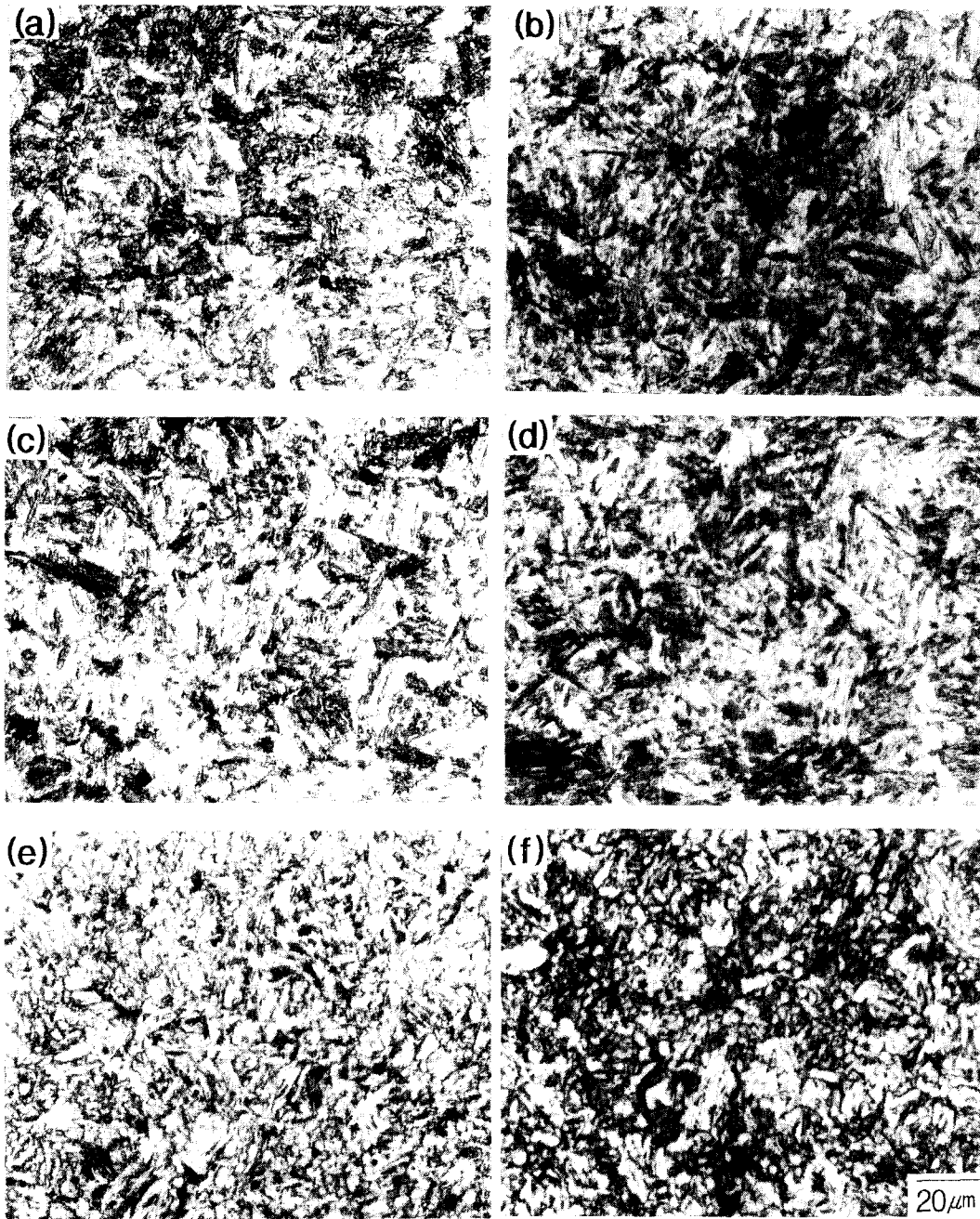


Fig. 2. The microstructures of alloy steels with B addition transformed at 480°C (etched by nital) (a) 0sec., 0ppm B (b) 0sec., 40ppm B (c) 7sec., 0ppm B (d) 7sec., 40ppm B (e) 100sec., 0ppm B (f) 100sec., 40ppm B.

나이트의 영향을 조사하기 위해 소입 후 열처리하여 시편 제작을 하였으며, 열처리 과정을 그림 1에 나타내었다. 시편의 균질화를 위해 950°C에서 20분간 오스테나이트화 처리를 하였다⁹⁾. 오스테나이트화 처리후 하부 베이나이트를 생성시키기 위해 M_s 온도 보다 높고 상

부 베이나이트가 생성되는 온도보다는 낮은 온도에서 시편을 등온 변태시킨 후 물에 직접 소입하였다.

등온 변태 온도를 정하기 위해 Formaster-F를 이용하여 M_s 온도를 측정된 결과 시편 1, 시편 2, 시편 3이 각각 395°C, 400°C, 430

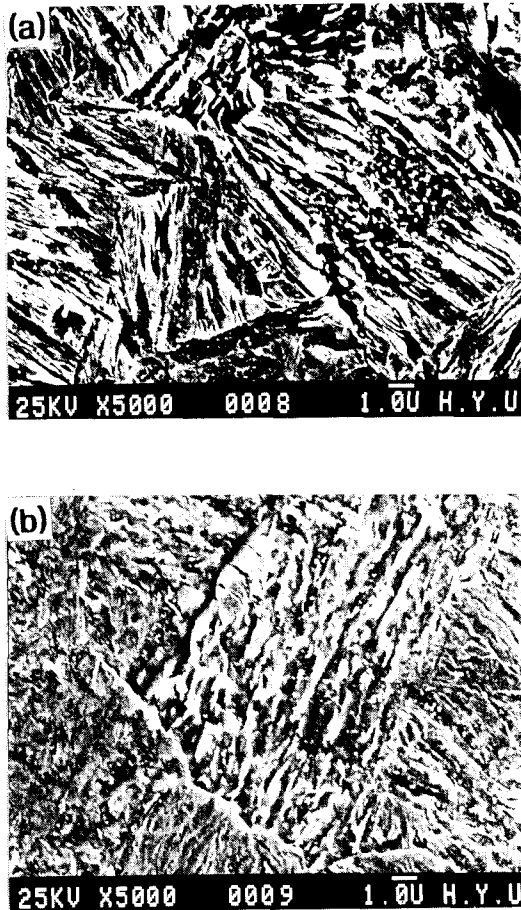


Fig. 3. SEM micrographs of alloy steels with B addition transformed at 480°C (etched by nital) (a) 7sec., 10ppm B (b) 7sec., 10ppm B.

°C였다. 따라서 M_s 온도보다는 높고 하부 베이나이트 변태 개시 온도 곡선⁷⁾보다는 낮은 온도인 480°C를 베이나이트를 생성시키기 위한 등온 변태 온도로 정하였다.

등온 변태시 시간에 대한 변수를 줄이기 위해 시편 5를 사용하여 950°C에서 20분간 오스테나이트화 처리 후 물에 직접 소입 또는 480°C에서 7, 10, 20, 40, 100초 동안 등온 변태 시킨 후 물에 소입하여 로크웰 C scale로 경도 시험을 하였다. 이 때 등온 변태 시간이 길어짐에 따라 베이나이트 분율은 증가하는 경향을 나타내었으며 경도값은 직접 소입시에 HRc 40.9를 나타냈고, 등온 변태 시간에 따라 각각 HRc 40.8, 34, 32, 31, 30으로 감소하였다. 즉, 경도는 7초 이후 급격히 감소한 후 100초까지 완만히 감소하는 경향을 나타내어, 베이

나이트 분율이 18%로 변태된 7초와 베이나이트 분율이 47%로 변태되는 100초를 강도의 최고와 최저가 되는 등온 변태 유지 시간으로 정하였다.

기계적 성질 시험

인장 시편은, 환봉의 중심부에서 표점거리 25mm, 평행부위직경 6.25mm인 ASTM E-8M subsize규격의 시편으로 가공하였다. Satec System사의 Model 20-1028시험기를 이용하여 최대 하중 5000kg, 크로스 헤드 스피드 4mm/min로 하여서, 상온에서 3회 시험하여 평균값으로 최대 인장 강도(UTS)를 구하였다.

충격 시험은 ASTM E-23의 규격에 의거하여, 시편을 환봉 중심부에 가공 방향에 수직으로 2mm V notch로 가공하여 상온에서 30kg용량의 Tinius Olsen Co.의 샤르피 충격 시험기로 3회 실시하여 평균값으로 충격에너지를 구하였다.

경도 시험은 충격시험 후의 시편을 연마하여 로크웰 경도기의 C scale로 시편의 표면 부위를 5회 이상 측정하여 평균값을 구하였다.

미세 조직 관찰

재료의 기본적인 미세 조직 관찰은 인장 및 충격 시험 후의 시편을 이용하여 연마한 후 3%의 나이탈로 약 10초간 부식시킨 다음 광학 현미경을 이용하여 관찰하였다. 시편의 100배와 5000배의 미세 조직과 파면 분석은 Jeol JSM-35CF 주사 전자 현미경으로 관찰하였다.

베이나이트상의 분율은 시편을 1% metabisulfite 수용액과 4% picral 용액을 1:1로 혼합하여 만들어진 Lepera[®] 용액으로 부식시켜 Leica사의 Quantimet 520 화상분석기를 이용하여 측정하였다.

베이나이트의 래스 형태를 관찰하기 위하여 Jeol-200CX 투과 전자 현미경을 이용하였다. 인장 시편의 평행 부위를 300 μ m까지 wafer cutting한 후, 최종 40 μ m까지 연마하였다. Jet polishing은 perchloric acid(HClO₄) 5% + acetic acid (CH₃COOH) 95%의 전해액으로 DC 90~100V의 전압으로 상온에서 행하였다.

3. 실험 결과 및 고찰

직접 소입 및 열처리에 따른 미세조직의 변화

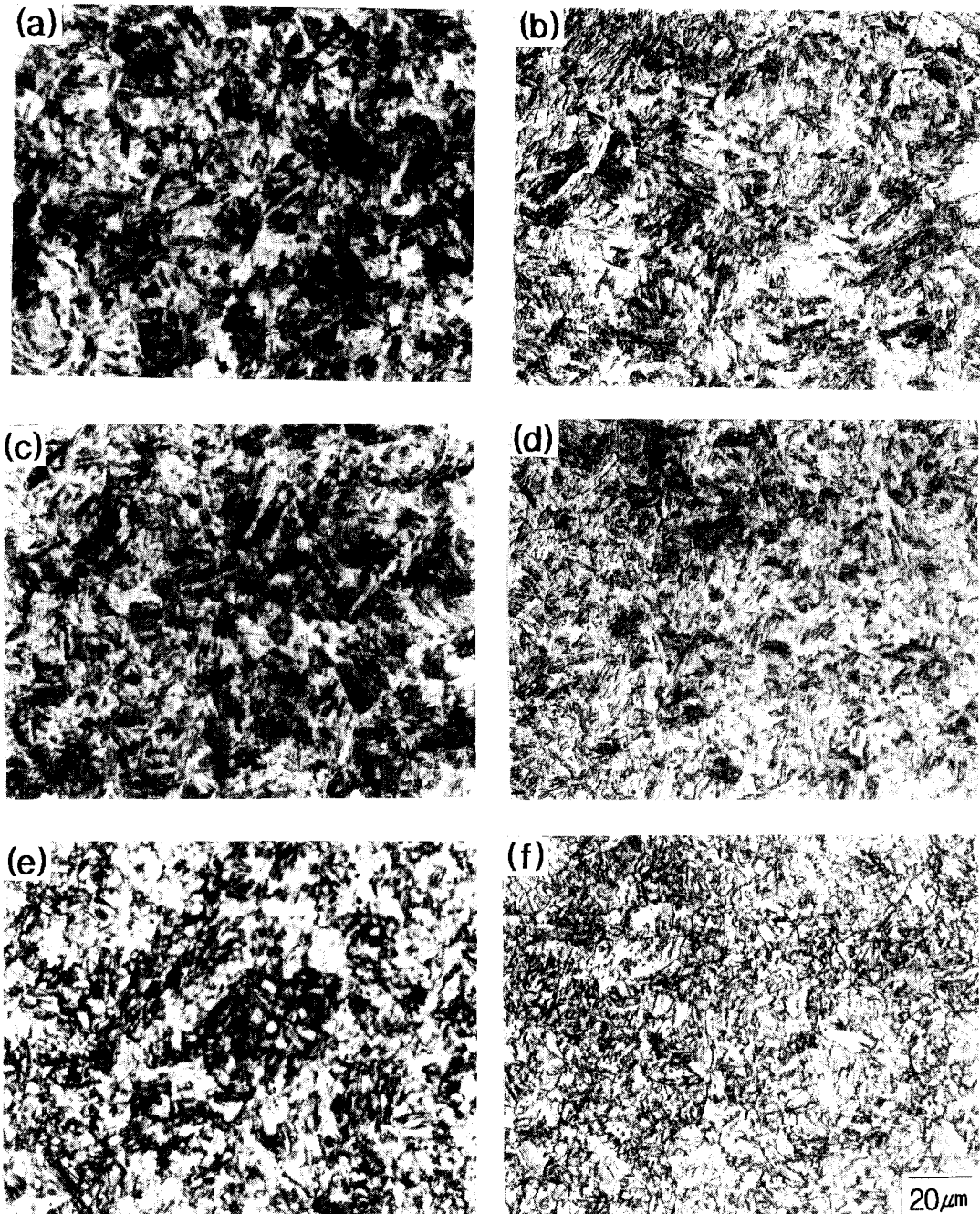


Fig. 4. The microstructure of alloy steels with Mo addition transformed at 480°C (etched by nital) (a) 0sec., 0.6wt.% Mo. (b) 0sec., 1.2wt.% Mo (c) 7sec., 0.6wt.% Mo (d) 7sec., 1.2wt.% Mo (e) 100sec., 0.6wt.% Mo (f) 100sec., 1.2wt.% Mo.

현재 베이나이트상의 분류는 Ohmori 등⁹⁾이 저탄소강의 세멘타이트 석출 모양에 의해서 구별한 3가지 형태 즉, B_I, B_{II}, B_{III}가 주로 사용된다. B_I은 500°C이상의 온도에서 형성된

카바이드가 없는 베이니틱 페라이트를 말하며, B_{II}는 적절한 냉각속도나 온도 구간에서 형성되며, 결정입내에 약간의 세멘타이트 입자가 생성되거나 주로 세멘타이트층을 가진 페

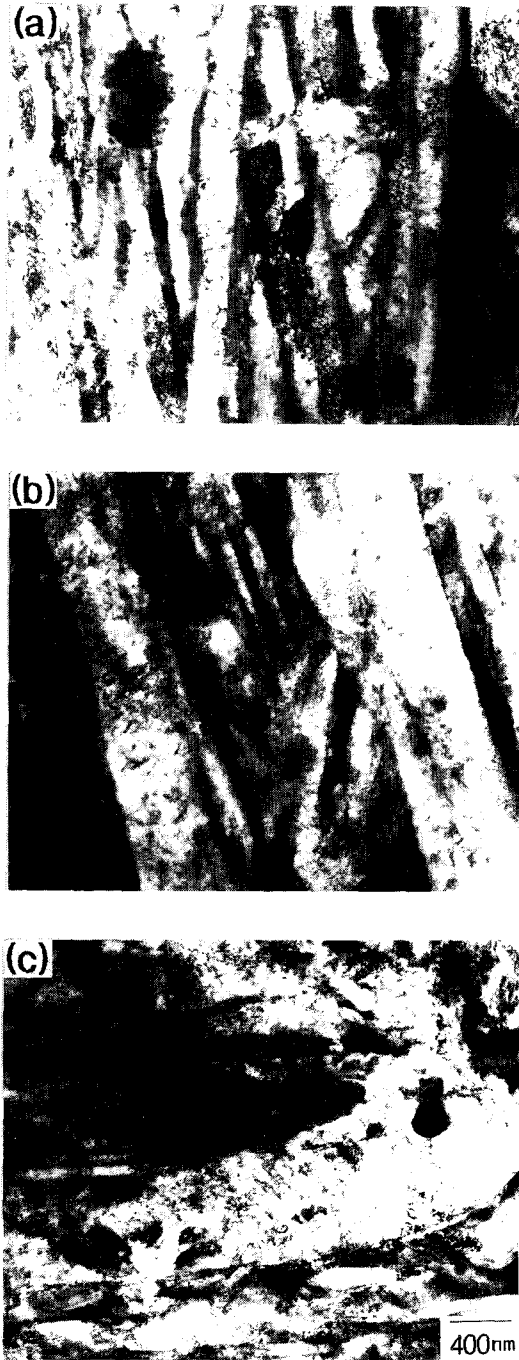


Fig. 5. The TEM micrograph of the 1.2wt.% Mo steel transformed at 480°C (a) 0sec. (b) 7se. (c) 100sec.

라이트 래스로 구성된 전형적인 상부 베이나이트이다. B₁는 M_s 온도 또는 임계냉각속도 근처에서 생성되며, 세멘타이트가 페라이트 래스내에 존재하는 형태로서, 고탄소강의 하부

베이나이트와 유사하다. 그리고 저탄소강의 하부 베이나이트는 판상모양을 갖는 고탄소 하부 베이나이트와는 다르게 래스 모양으로 나타난다.

전년도의 실험^{5,10)}에서 단조 후 물이나 기름에 직접 소입한 시편을 Lepera용액으로 에칭하여 관찰한 결과, 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 Mo함량이 0.6, 1.2, 1.8wt.%로 증가함에 따라 베이나이트 조직의 분율이 수냉시에는 각각 7.2, 10.3, 10.8%로 근소하게 증가하며, 유냉시에는 각각 7.7, 14.7, 16.1%로 증가하였다. 또한 B첨가강을 단조 후 물에 직접 소입하였을때의 미세 조직은 B를 첨가하지 않았던 시편 1의 경우는 베이나이트 조직의 분율은 10.5%였고, B이 10ppm과 40ppm첨가시에는 베이나이트 변태를 지연시키는 B의 영향으로 베이나이트상의 생성이 관찰되지 않았으며, 특히 40ppm의 B첨가시는 B의 입계 석출이 관찰되었다.

그림 2는 나이탈로 에칭시킨 400배의 미세 조직 사진이다. 마르텐사이트 기지 조직에 검게 에칭된 래스 모양의 베이나이트를 관찰할 수 있다. 그림 2의 (a), (c), (e)는 B이 첨가되지 않은 시편 1이고 (b), (d), (f)는 B이 40ppm첨가된 시편 3이다. 시편 1의 경우 직접 소입시(a) 8%, 7초간 열처리시(c) 15%의 래스 형태의 베이나이트 조직이 생성되었다. B이 40ppm첨가된 시편 3은 베이나이트 분율이 직접 소입시(b)와 7초간 등은 변태시(d) 모두 5% 미만이었다. 이것은 B첨가시 B이 입계에 석출하여 등은 변태시 베이나이트상의 생성이 억제되고, B의 입계 석출과 B 화합물의 조대화에 의해 인성이 감소되었다는 Yun 등¹¹⁾의 연구 결과와 일치한다.

그러나 시편 1과 3을 100초간 열처리하면 그림 2(e), (f)에서 나타나듯이 두 시편 모두 마르텐사이트와 미량의 잔류 오스테나이트가 블록 형태로 나타나는 granular 베이나이트가 나타나며, 베이나이트 분율은 시편 1에서 37% 시편 3에서 32%였다. Granular 베이나이트는 등은 변태 시간이 길거나 냉각 속도가 느

Table 2. Mechanical properties of alloy steels transformed at 480°C.

	I.T.time (sec)	UTS (MPa)	YS(MPa)	EL.(%)	R.A.(%)	I.E.(J)	HRc
1	0	1081	920	17.8	63.0	63.4	39.0
	7	1090	924	18.4	54.8	75.5	41.6
	100	741	541	23.4	63.0	42.6	15.8
2	0	1351	1194	15.8	64.9	108.8	41.2
	7	1371	1198	16.2	64.9	106.5	41.6
	100	956	823	16.8	53.8	25.2	26.2
3	0	1333	1188	15.4	64.0	52.9	42.1
	7	1456	1282	17.2	61.0	24.2	42.8
	100	1228	1101	17.0	63.0	19.6	36.0
4	0	1290	1133	15.6	64.0	93.1	40.9
	7	1327	1178	16.4	65.9	94.1	40.8
	100	852	646	21.0	57.0	31.9	24.2
5	0	1344	1163	16.0	65.9	86.2	41.2
	7	1370	1236	16.0	65.9	88.2	42.3
	100	1065	852	16.4	53.8	15.2	30.0
6	0	1418	1229	16.0	63.0	74.1	42.8
	7	1512	1379	15.8	60.1	80.4	42.5
	100	1344	1226	15.6	60.1	11.8	39.5

런 경우, 오스테나이트가 베이나이트로 변태되고 베이나이트 래스에 고용되지 않은 탄소가 오스테나이트에 과포화되어, 과포화 오스테나이트가 베이나이트 페라이트 기지 조직에 수많은 작은 블록 형태의 마르텐사이트와 잔류 오스테나이트로 변태되거나 펄라이트와 잔류 오스테나이트로 변태되는 조직이다^{12,13}. Tomita¹²⁾에 의하면 잔류 오스테나이트의 생성은 베이나이트 변태와 같이 일어나는데, 베이나이트 변태 온도가 높은수록, 탄소 함량이 많을수록 잔류 오스테나이트 함량이 증가한다고 한다. 그러나 본 연구에서 관찰된 잔류 오스테나이트는 미량이기 때문에 잔류 오스테나이트에 의한 영향은 거의 없다고 사료된다.

그림 3은 B이 10ppm첨가된 시편 2를 7초 동안 열처리 후 주사 전자 현미경을 사용하여 5000배로 관찰한 사진이다. 이 경우 직접 소입시나 7초간 열처리시 베이나이트의 분율은 약 7%로 변화는 없었으며, Yun 등¹¹⁾이 0.04wt.%C-13ppm B의 시편을 열처리했을 때

관찰한 것과 동일하게 페라이트 래스에 탄화물이 관찰되는데 이것은 래스내에 탄화물이 생성되는 B_{III}형태의 하부 베이나이트이다. 시편 1과 3의 경우와 마찬가지로 100초간의 열처리시 granular 베이나이트를 관찰할 수 있었다.

그림 4의 (a), (c), (e)는 0.6% Mo을 첨가한 시편 4이고 (b), (d), (f)는 1.2% Mo를 첨가한 시편 5이다. 시편 4는 베이나이트 분율이 직접 소입시(a) 약 8%, 7초간의 등온 변태시(c)는 약 17%로 증가하였다. 시편 5는 직접소입시(b)에는 베이나이트 분율이 약 10%이고 7초간 열처리한 시편(d)의 경우 베이나이트 분율이 20%로 증가하였다. Mo첨가량에서도 100초 동안 등온 변태시 granular 베이나이트가 관찰되었으며, 베이나이트 분율은 시편 4에서 43%, 시편 5에서 47%였다.

그림 5는 1.2wt% Mo을 함유한 시편 5를 투과 전자 현미경으로 관찰한 사진이다. 직접 소입시(a)에는 미세한 마르텐사이트 래스가

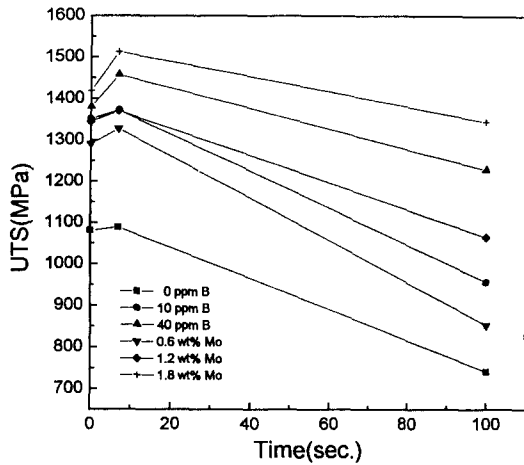


Fig. 6. The UTS changes of alloy steels transformed at 480°C.

관찰되었고 7초동안 등은 변태시(b) 미세한 마르텐사이트와 래스 사이에 탄화물이 석출되는 B_{II}와 B_{III}형태의 베이나이트가 관찰되었으며, 100초간의 등은 변태시(c)는 상부 베이나이트 조직이 관찰되었다.

기계적 성질에 미치는 베이나이트상의 영향 본 실험을 통해 얻은 시험 시편의 기계적 성질을 표 2에 나타내었다. 시편 1(10ppm B)과 시편 4(0.6wt.% Mo)를 제외하고는 950°C에서 20분간 온도 유지후 직접 소입 또는 480°C에서 7초간 열처리한 모든 시편을 통해서 인장 강도는 1300MPa이상의 값을 나타내었고, 인성은 기존의 조질강(>80J)과 비교하여 7초간 열처리한 시편의 경우에는 동등하거나 보다 높았고, 100초간 열처리한 시편의 경우에는 40J이하의 낮은 충격에너지값을 나타내었다.

그림 6은 등은 변태 시간에 따른 인장 강도의 변화를 나타낸 것이다. B를 첨가하지 않은 시편 1을 7초간의 등은 변태시에는 강도가 직접 소입시와 유사하였고, B의 함량이 10ppm과 40ppm일 때는 직접 소입시의 강도보다 각각 5%, 9% 증가하였으며, 이때의 베이나이트 분율은 약 15%였다. 등은 변태 시간이 100초로 증가하면 베이나이트 분율은 약 32~37%로 증가하게 되고 이에 따라 강도는 세 시편의 경우 직접 소입시와 비교하여 각각 30%, 29%, 7%의 감소를 나타냈다.

Mo를 첨가한 시편은 7초간의 열처리시 베

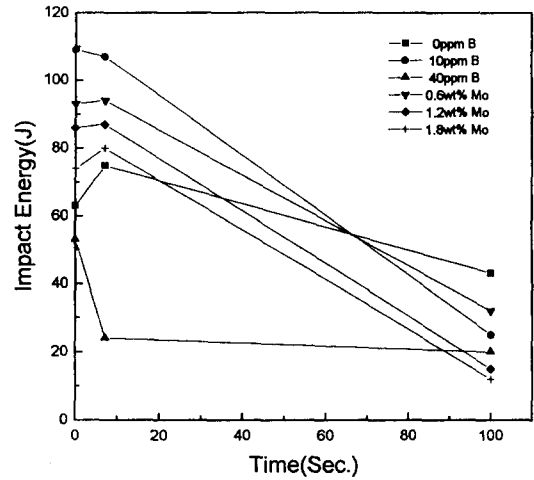


Fig. 7. The impact energy changes of alloy steels transformed at 480°C.

이나이트 분율이 약 17~20%였으며 시편 4, 5, 6 모두 직접 소입시보다 각각 2, 5, 7%의 인장 강도 증가를 나타내었지만, 베이나이트 분율이 약 43~47%인 100초 동안 등은 변태시킨 경우 직접 소입시와 비교하여 각각 33%, 20%, 5%감소하였다.

따라서 마르텐사이트와 베이나이트 혼합 조직에서 베이나이트상의 분율이 약 15~20%일 때 강도가 최대를 나타내었으며, 그 이상의 베이나이트상이 생성되었을 경우에는 강도가 감소하는 경향을 나타내었다.

그림 7은 등은 변태 시간에 따른 충격 인성의 변화를 나타낸 것이다. B첨가량의 경우, B를 첨가하지 않은 시편 1은 7초간의 등은 변태시 충격치가 20% 증가한 후 100초일 때는 감소하는 경향을 나타내었고, B를 10, 40ppm첨가한 시편 2, 3은 등은 변태시키면 계속적으로 충격 에너지가 감소하는 경향을 나타냈다. 특히 40ppm의 B를 함유한 시편은 7초간의 등은 변태시에 충격 에너지가 급격히 감소하였다. B를 첨가하지 않았던 시편 1의 경우, 7초 열처리시 강도의 감소없이 인성이 증가한 것은 앞에서 언급한 것처럼 마르텐사이트-베이나이트 조직에서 베이나이트 래스에 의한 오스테나이트 결정립 미세화로 인해 인성이 향상됐다는 보고^{3,4)}와 일치하였다. 그러나 B를 첨가한 시편의 경우, 입계의 페라이트 핵생성을 지연시키는 B에 의해 베이나이트상의 생성이 억제되고 오스테나이트 입계

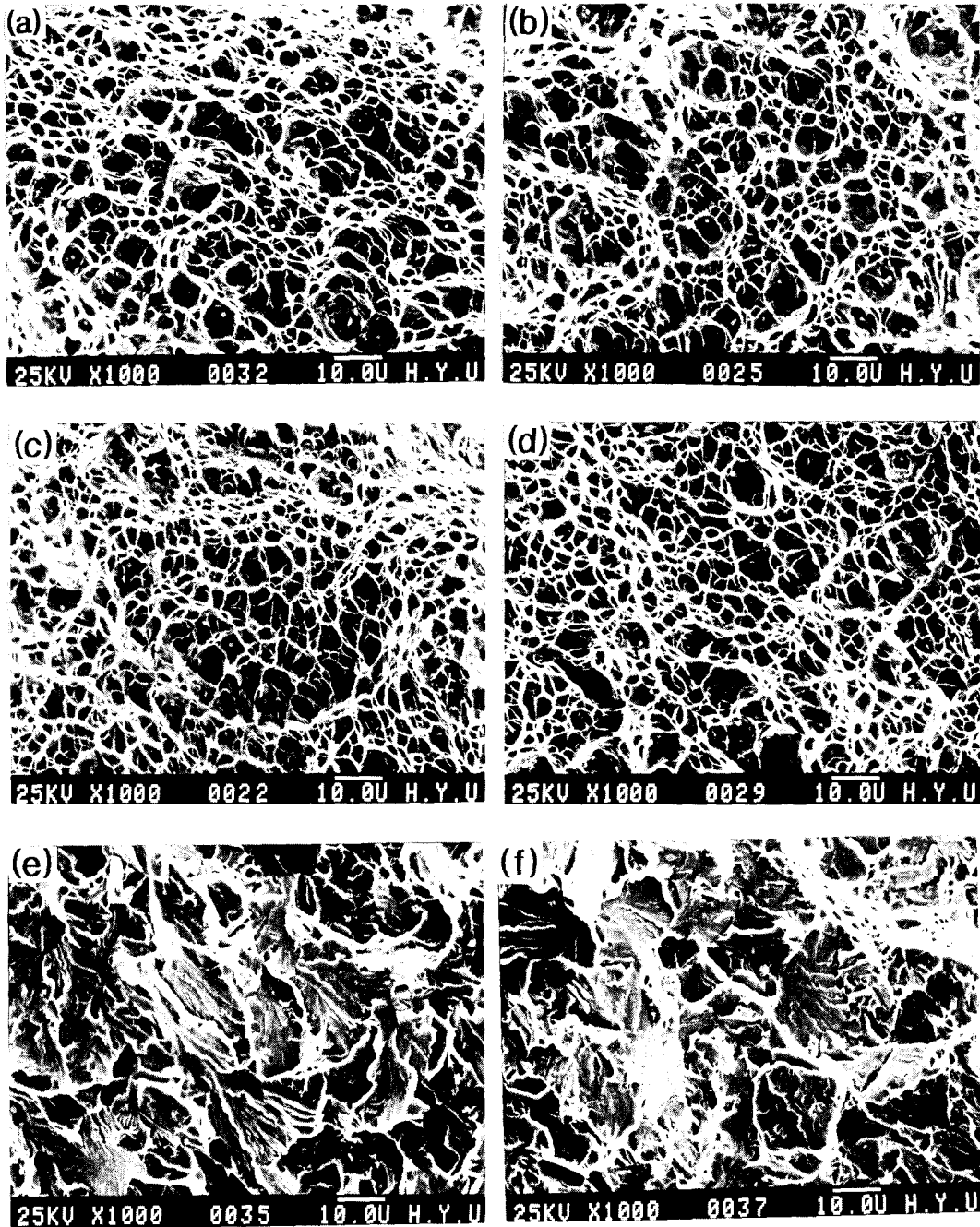


Fig. 8. The fractography of alloy steels with Mo addition transformed at 480°C (a) 0sec., 0.6wt.% Mo (b) 0sec., 1.2wt.% Mo (c) 7sec., 0.6wt.% Mo (d) 7sec., 1.2wt.% Mo (e) 100sec., 0.6wt.% Mo (f) 100sec., 1.2wt.% Mo.

에 편석되어 있던 B이 등은 변태로 석출하여, 석출된 B에 의해 입계 파괴가 진행되어 인성이 감소되었다고 생각된다.

Mo첨가강의 경우, 7초동안의 등은 변태로 인해 직접 소입시보다 충격 인성이 각각 1%,

2.3%, 8.5%로 미세하게 증가하였으며, Mo첨가량이 증가함으로 인해 인성의 증가가 더 확실해짐을 알 수 있다. 그러나 100초동안 등은 변태 시킨 경우, 직접 소입시와 비교하여 각각 65%, 82%, 74%로 급격히 감소하였다.

그림에서 B이 10ppm첨가되었을 경우 직접 소입시와 7초간의 열처리시에 인성이 가장 높은 값을 나타내었지만, B의 첨가는 임계 B 함량이 극미량(10~20ppm)으로 한정되어 있으며, 앞에서 언급한 베이나이트 분율이 약 15~20%로 인장 강도가 증가하는 구간에서 과량의 첨가는 급격한 인성의 저하를 초래하기 때문에 B의 첨가보다는 Mo첨가시에 인성이 더 안정적임을 알 수 있다.

그림 8은 Mo을 첨가한 시편 4, 6의 충격시험 후의 파면 사진이다. Mo을 0.6, 1.2wt.%첨가한 두 시편 모두, 직접 소입시 또는 7초간의 등온 변태시 모두 미세한 덩플들로 이루어진 연성 파괴를 나타내었고, 100초간의 변태시는 벽계 파괴 양상을 나타내었다.

B 또는 Mo첨가강에서 베이나이트 조직에 의해 인성이 향상된 원인은 다음과 같다. 베이나이트 조직은 페라이트가 기지 조직이므로 마르텐사이트보다 쉽게 변형될 수 있으나, 그 페라이트가 미세한 래스로 이루어져 있고, 미세한 탄화물 및 변태시 생성된 높은 전위 밀도를 포함하고 있어서 가공 경화 후에는 높은 강도를 나타낸다. 그리고 마르텐사이트 계면의 베이나이트 조직은 강도의 손실없이 경도차가 심한 페라이트와 마르텐사이트 사이의 소성 변형의 불균형을 완화하여 계면 격리나 마르텐사이트의 균열에 의한 기공 발생을 지연시켜 파괴 인성을 개선시킨다^{4, 15)}.

직접 소입시 베이나이트 조절

직접 소입강을 480°C에서 7초간의 열처리시 B_{II} 또는 B_{III}형태의 15~20%의 래스 베이나이트가 생성되었으며 강도와 인성이 동시에 증가하는 경향을 나타냈다. 그러므로 직접 소입강에서도 베이나이트 형성 원소인 Mo이나 미량의 첨가만으로도 강도와 인성을 증가시킨다고 알려진 B 등의 합금 원소 첨가와, 유냉 등의 냉각 속도 조절로 기계적 성질을 향상시키는 15~20%의 래스 베이나이트를 생성시키면 강도와 인성의 최적 조합을 얻을 수 있을 것으로 사료된다.

단조 종료 온도가 900°C인 경우, 480°C에서 7초동안 등온 변태는 연속 냉각시에 약 60°C/s의 냉각 속도에 해당된다. 단조 종료 온도를 현재의 900°C에서 1000°C로 상승시킬 경우 본 실험과 같은 조건의 베이나이트 분율로

조절하기 위해서는 약 75°C/s의 냉각 속도가 요구되어, 900°C에서 냉각시보다 더 빠른 냉각 속도라도 베이나이트 분율은 동일해질 것이라고 생각된다. 그러나 Mo함량과 더불어 고찰해 보면, 1.2wt.%의 Mo첨가시에 1000°C에서 유냉할 경우 앞에서 고찰한 것처럼 냉각 속도가 느려서 높은 온도에서 베이나이트 변태점을 통과하여 상부 베이나이트 조직을 다량 함유하고 있는 조직을 나타낼 것으로 사료된다.

Mo의 함유량이 증가함에 따라 직접 소입 후 베이나이트 분율이 증가하는 것으로서, Mo의 첨가는 CCT곡선에서 베이나이트 변태곡선의 nose를 그래프 상에서 왼쪽으로 이동시킨다고 사료된다. 따라서 냉각 속도를 유냉 정도로 유지하면서 Mo의 함량을 조절하면 요망하는 베이나이트 분율과 기계적 성질을 얻을 수 있을 것이라 생각된다. 전년도의 실험⁵⁾에서 각각 0.6, 1.2, 1.8wt.% Mo첨가강을 유냉시킨바 7.7, 14.7, 16.1%의 베이나이트 분율이 관찰되었으므로 Mo의 함량은 약 1.2wt.%가 합당할 것이라고 생각된다.

이를 종합하면 마르텐사이트와 베이나이트 혼합조직을 갖는 저탄소 직접 소입강의 베이나이트 분율을 15~20%로 조절하기 위해서는 우선 합금 설계시 Mo함량을 1.2wt.%이하로 첨가하고, 단조 종료 온도를 900°C로 유지하고, 냉각시에는 비교적 느린 냉각 속도를 유지하기 위해 유냉을 해야 할 것이라고 생각된다. 그리고 직접 소입강의 기계적 성질과 미세조직에 미치는 베이나이트상의 영향에 대한 고찰과 실제 조업상에서의 베이나이트상의 분율 조절에 관한 연구는 계속적으로 이루어져야 할 것이다.

4. 결 론

저탄소 직접 소입강의 미세 조직 및 기계적 성질에 미치는 베이나이트상의 영향을 연구한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 열처리한 시편에서 마르텐사이트 기지 조직에 베이나이트 분율이 15~20%로 증가함에 따라 강도와 인성은 증가하였다. 그러나 베이나이트 분율이 30%이상으로 증가함에 따라 강도와 인성은 감소하는 경향을 나타내었다.

2) 480°C에서 7초간 등은 변태시킨 시편에서 생성된 베이나이트는 하부 베이나이트이며 B_{II}형태의 래스 모양을 나타내었고 일부 B_{II}형태의 베이나이트도 관찰되었다. 100초 동안 등은 유지시킨 시편의 경우 마르텐사이트와 미량의 잔류 오스테나이트가 블록 형태로 나타나는 granular 베이나이트가 생성되었다.

3) B의 첨가는 극미량으로 제한되고, 한계치를 초과하면 B 화합물의 석출에 의해 베이나이트 생성을 저해하고 석출된 B화합물이 조대화되어 인성이 급격하게 감소하는 경향을 나타내므로 Mo의 첨가가 인성 개선에 더욱 안정적이며 효과적이라고 생된다.

4) 직접 소입장에서 본 실험 결과로 얻은 최적 베이나이트 분율로 조절하기 위해서는 합금설계시 Mo함량은 1.2wt.%로 조절하고, 단조 종료 온도를 900°C로 유지한 후 유냉시켜야 한다고 생각된다.

후 기

본 연구는 1994년도 포항 종합 제철 주식회사의 연구비 지원으로 수행되었으므로 이에 감사드립니다.

참 고 문 헌

1. R. Lagneberg, O. Sandberg and W. Roberts : "Fundamentals of Microalloying Forging Steels", pp. 39, TMS-AIME, Warrendale, PA, (1987)
2. C.I. Gracia, A.K. Lis and A.J. Deardo : SAE Techn. paper 910143 (1991)
3. H. Ohtani, F. Terasaki and T. Kunitake : 鐵と鋼, **3**, 62 (1972)
4. Y. Ohmori, H. Ohtani, T. Kunitake : Trans. ISIJ, **12**, 147 (1972)
5. 주은석, 안병규, 이경섭 : 한국재료학회지, **4**, 364 (1994)
6. Charlie R. Brooks : "Principle of the Austenitization of steels", pp. 94, Elsevier applied science, London, (1990)
7. H.K.D.H. Bhadeshia : Acta Metall, **28**, 1103 (1980)
8. F.S. Lepera : Metallorgraphy, **12**, 263 (1979)
9. Y. Ohmori, H. Ohtani, and T. Kunitake : Trans. ISIJ, **11**, 251 (1971)
10. 안병규, 이경섭 : 대한금속학회지, **34**(2), 166 (1996)
11. Yun Chul Jung, K. Nakai, H. Ohtsubo and Y. Ohmori : ISIJ, **34**, 43 (1994)
12. Y. Tomita : J. of Mat. Sci., **29**, 2605 (1994)
13. Y. Anjing, Z. Xingxing : Heat Treatment '90, pp273, London, (1990)
14. F.B. Pickering : "Physical Metallurgy and the Design for Steels", A. Kelly and F.R.S (Ed), pp37, A.S. Pub. LTD, London, (1978)
15. 변택상, 김인섭 : 대한금속학회지, **26**, 584 (1988)