Cr-Mo계 금형강의 기계적 성질에 미치는 합금원소 및 템퍼링의 영향

김남규[†] · 김병옥 · 이오연*

(주)세아베스틸 기술연구소, *전북대학교 신소재공학부 신소재개발연구센터

Effects of Alloying Element and Tempering on the Mechanical Properties of Cr-Mo Plastic Mold Steels

Nam-Kyu Kim[†], Byoung-Ok Kim and Oh-Yeon Lee*

Seahbesteel Co., Ltd, 1-6, Soryong-Dong, Gunsan 573-711, Korea

*School of Advanced Materials Eng. & RCAMD, Chonbuk Nat. Univ. Jeonju 561-756, Korea

Abstract The purpose of this study is to enhance the hardenability and the mechanical properties by the addition of alloying elements such as Ni, Cr, Mo and B for the development of Cr-Mo plastic mold steel with uniform hardness and microstructure. The ingots were prepared by vacuum induction melting and forged to $\Phi 35$ mm round bar. Forged bars were quenched and tempered at 200~600°C for 1.5 hour. Jominy test, boron distribution observation, microstructural observation, tensile test and charpy impact test were conducted. It was confirmed that the hardenability of these steels was improved by increasing of alloying elements and further promoted by the addition of boron. The critical rate of cooling required to obtain the bainitic structure for 0.27C-1.23Cr-0.28Mo-B steel was 0.5°C/sec. Hardness and strength of Cr-Mo steels decreased with increasing tempering temperature, but elongation and reduction of area increased with increasing tempering temperature. However, impact energy tempered at 400°C showed the lowest value in the range 200~600°C due to the temper embrittlement.

(Received May 16, 2012; Revised June 8, 2012; Accepted July 21, 2012)

Key words: Boron addition, Jominy, Mechanical properties, Plastic mold steel

1. 서 론

Cr-Mo계 플라스틱 금형강에서 Cr, Mo, Ni 등의 합금원소 첨가는 강의 경화능을 향상시켜 금형강 소재로서 요구되는 경도 편차를 줄이는데 기여한다. 최근에는 대규모 금형강의 수요가 증가됨에 따라 질량 효과에 의한 내외부 경도차가 더욱 문제로 대두되어 이를 위한 합금설계가 연구되고 있다.

강의 경화능은 합금조성, 가열온도, 오스테나이트 결정립, 합금성분의 균질성 등에 영향을 받지만, 특히 이 중에서도 합금조성이 가장 큰 영향을 미친다. 보론은 미량으로도 경화능을 크게 향상시키는 원소로서 보론이 입계에 편석되어 있으면 가장 큰 경화능을 얻을 수 있다고 알려져 있다[1, 2]. 보론 첨가에 대한 연구는 저탄소 저합금강에서 연구가 되어왔으며 [3, 4] 치환형원소와 달리 침입형원소인 보론은 오스테나이트내의 확산속도가 빨라 냉각시 오스테나이트

에서 페라이트로 변태하기 전에 오스테나이트 입계로 쉽게 편석되어 강의 경화능을 현저하게 상승시킨다. 이와 같은 입계편석은 오스테나이트 입계의 계면에너지를 낮추어 오스테나이트 → 페라이트 변태를 지연시킨다[4-6]. 하지만, 보론 첨가량이 입계 이상으로 되면 오스테나이트 입계에 $M_{23}(C,B)_6$ 와 같은 붕소탄화물이 석출되기 쉬우며, 이러한 경우 오스테나이트 입계는 페라이트의 우선 핵생성 자리로 작용하여 오히려 경화능을 저하시킬 수도 있다. 따라서 경화능에 미치는 보론 첨가 효과를 극대화하기 위해서는 보론의 편석과 석출에 영향을 미치는 합금조성과 제조공정인자 즉, 오스테나이트화 온도, 열간가공 및 냉각 속도 등을 적절히 제어할 필요가 있다[7]. 또한 보론이 입계에 편석되면 입계의 P편석도 감소시키며 입계강화 역할을 하기 때문에 Cr-Mo계의 균일경도 확보에 매우 유용하게 사용될 수 있다. 본 연구에서는 Cr-Mo를 기본으로한 prehardened 플라스틱 금형강

[†]Corresponding author. E-mail : kimnk@seahbesteel.co.kr

Table 1. Chemical composition of the plastic mold steels (wt.%)

Steels	C	Si	Mn	S	Ni	Cr	Mo	Al	V	B (ppm)	Remark	
											alloy sum*	type
A	0.42	0.19	0.87	0.015		0.98	0.20				≤ 3%	B free
B	0.27	0.19	0.81	0.005	0.36	1.23	0.28	0.017	0.089	41	≤ 3%	B added
C	0.27	0.20	0.82	0.005	0.41	1.68	0.40	0.022	0.081	40	> 3%	

* alloy sum : Mn + Ni + Cr + Mo

에서 Cr, Mo, Ni, V 및 B첨가에 따른 조미니 특성, 연속냉각 변태특성, 기계적특성 및 미세조직의 변화를 조사하였다.

2. 실험방법

본 연구에 사용한 강은 0.27~0.42%C-Cr-Mo계로 화학성분은 Table 1과 같으며 보론을 첨가시키지 않은 중탄소계 A강과 보론을 첨가시킨 저탄소계 B 및 C강을 제조하였다. 시편은 진공유도용해(VIM)하여 50 kg 잉곳으로 주조한 다음, 70×70×120 mm 크기로 절단하였다. 이들 소재를 가열후 단조하여 직경 Φ35×600 mm의 봉상시편을 제작하였으며, 이때의 단련비는 5.1S이었다. 봉상 시편은 균질화를 목적으로 900°C에서 1.5시간 유지한 후 노멀라이징 처리하였으며, 강의 경화능을 조사하기 위하여 조미니시험을 실시하였다. CCT 곡선은 노멀라이징한 시편을 3 mm×10 mm 크기로 가공한 다음 열팽창계를 이용하여 냉각시 변태온도를 측정하였고, 이때 시편의 냉각속도는 0.05°C~10°C/sec로 하였으며, 냉각속도별로 미세조직 관찰과 경도(Hv)를 측정하였고 PTA(particle tracking auto-radiography)[8-10]를 이용하여 보론을 검출하다.

템퍼링온도에 따른 기계적 특성변화를 조사하기 위하여 시편은 단조 후 노멀라이징 처리한 직경 35 mm 환봉을 AC₃ 온도(805°C) 이상인 860°C에서 1.5시간 유지 후 퀘칭하고 200~600°C 온도 범위에서 1.5시간 템퍼링 하였다. 광학현미경 조직은 기계 연마후 나이탈로 부식하여 관찰하였고, 충격파단면은 SEM을 이용하였으며 템퍼링온도에 따른 미세조직은 투과전자현미경을 이용하여 관찰하였다.

인장시험은 표점거리 25 mm의 ASTM E-8 subsize의 환봉시편으로 가공한 다음 5 mm/min의

Fig. 1. Jominy hardness distribution from quenched end for A, B and C steels.

인장속도로 인장하여 인장강도, 항복강도 및 연신율을 구하였다. 경도는 로크웰 경도시험기(HRC)와 Vicker's 경도시험기(Hv)를 이용하여 측정하였으며, 충격시험은 ASTM E-23에 따라 10×10×55 mm의 샤르피 충격시편(Charpy V-notch)으로 가공하여 상온에서 시험하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 경화능과 연속냉각곡선

Fig. 1는 A, B 및 C 시편의 경화능 조사 결과이며, 수냉 끝단으로부터 50 mm 거리까지의 경도(HRC)를 나타낸 것이다. 표면부 최대경도와 50 mm 위치의 경도차(ΔH)를 각각의 강종에 대한 경화능으로 판단하였다. 합금원소 첨가량이 많고 보론이 첨가된 B, C 강의 ΔH 값은 5.3~12.9로서 A강의 ΔH 값 20.7에 비하여 낮은 값을 나타내고 있다. 3개 강종에 대한 이상임계 직경(Di)를 비교해보면 Di 값이 커질수록 경도차(ΔH)가 감소되는 특징을 나타내었다.

Fig. 2. CCT curve of B specimen (0.27C-1.23Cr-0.28Mo-B).

보론을 첨가한 B 및 C강은 합금원소 첨가량이 많기 때문에 보론 첨가에 의한 경화능 상승효과가 현저하게 나타나지 않은 것으로 생각된다. 그러나 low alloy steel에서는 보론 첨가가 강의 경화능을 크게 개선한다는 연구결과가 많이 보고되고 있다[11-13].

Fig. 2와 Fig. 3은 B 시편의 CCT 곡선과 연속냉각속도별 미세조직을 나타낸 것이다. 오스테나이트 온도로부터 0.05°C/sec의 속도로 냉각시 710°C에서 오스테나이트가 페라이트로 변태되며 615°C 부근에 이르면, 미변태 오스테나이트는 펄라이트 변태를 일으켜 상온 조직은 Fig. 3에서와 같이 다각형의 페라이트(PF)와 조대한 펄라이트(P) 조직으로 되어 있다. 시편을 0.1°C/sec의 속도로 냉각시키면 오스테나이트 → 페라이트 변태온도가 저하되며, 이때의 조직은 페라이트와 펄라이트로 되어 있지만, 조직은 더욱 미세

Fig. 3. Effect of cooling rate on the microstructural changes in B specimen (0.27C-1.23Cr-0.28Mo-B).

Fig. 4. Effect of cooling rate on the microstructural changes in A specimen (0.42C-0.98Cr-0.20Mo).

화되며 경도도 높아진다. 0.5°C/sec 이상의 냉각속도에서는 100% 베이나이트(B) 조직, 그리고 5°C/sec에서는 전부 래스상 마르텐사이트(M) 조직으로 되며, 이때의 경도는 330 Hv이었다.

Fig. 4는 SCM440 조성을 갖는 A 시편의 냉각속도에 따른 미세조직을 나타낸 것이다. 0.05°C/sec의 속도로 냉각시 700°C 부근에서 페라이트 변태가 일어나며, 650°C 부근에 이르면 미변태 오스테나이트가 펄라이트 변태를 일으켜 조직은 다각형의 페라이트(PF)와 펄라이트(P) 조직을 갖게 된다. A강종은 B강종 보다 합금원소 첨가량이 적지만 탄소함량(0.4%C)이 높아 0.05°C/sec의 냉각속도에서도 B 시편보다 펄라이트 분율이 많음을 알 수 있다. 0.5°C/sec의 냉각속도에서는 대부분 베이나이트(B) 조직이며, 일부 펄라이트(P) 조직도 관찰되었다. 그러나 1°C/sec의

냉각속도에서는 일부 마르텐사이트(M) 조직이 포함된 베이나이트로 되어 있다. 5°C/sec 이상이 되면 100% 마르텐사이트 조직으로 변태됨을 알 수 있다.

3.2 Boron 분포 분석

미량의 보론 첨가는 강의 경화능을 현저하게 상승시키기 때문에 경화능 향상 원소로 광범위하게 사용되고 있다. 지금까지 경화능에 유효한 보론은 강중에 고용된 보론(soluble boron)이며, $\gamma \rightarrow \alpha$ 변태를 억제하는 효과는 γ 입계에 존재하는 보론의 편석 상태에 따라 달라진다고 알려져 있다. 즉 보론이 γ 입계에 고용상태로 편석하면 변태는 억제되지만, 보론이 석출물을 형성하면 보론의 효과가 현저히 감소한다. 강중의 보론이 질소 결합하여 BN으로 석출하면 경화능 향상을 기대하기 어렵다[14]. 따라서 보론을 경

Fig. 5. Analysis for the boron distribution by neutron PTA of the specimen A, B and C after jominy test.

화능 향상에 유효한 형태로 유지하기 위해서는 질화물 형성 경향이 큰 원소를 첨가할 필요가 있다. 종래에는 Ti, Zr이 사용되었지만, 이들 원소로는 B의 고용량을 정밀하게 제어하기 어렵기 때문에 최근에는 적정량의 Al을 첨가하고 있다[1]. 보론의 경화능 향상 효과를 고려할 때 보론의 분포상태를 파악하는 것은 매우 중요하다. Fig. 5는 조미니 시편의 끝단

부인 급냉된 부분에서 시편을 채취하여 PTA법으로 보론의 분포를 조사한 것이다. Fig. 5에서 41 ppm의 보론을 첨가한 B 강종은 보론이 일부 입내에도 분포하지만 대부분은 오스테나이트 입계를 따라 점선상으로(화살표→) 석출되어 있음을 나타내고 있으며, 40 ppm의 보론을 첨가한 C 강종은 보론이 주로 입계를 따라 점선상으로 석출되어 있다. 보론을 40 ppm 수준으로 첨가한 B, C 강종의 경우 보론의 입계편석에 의한 경화능 개선 효과도 기대되지만 입계에 석출된 형태도 관찰된 것으로 보아 보론효과는 다소 감소되고 입계석출물에 의한 인성 저하를 초래할 수 있다고 생각된다.

3.3 QT처리재의 미세조직

Fig. 6은 A, B 강종을 오스테나이트화 온도에서 유냉한 후 템퍼링 하였을 때 템퍼링 온도에 따른 현미경 조직의 변화를 관찰한 것이다. 200°C 템퍼링 시 미세조직은 합금조성에 따라 마르텐사이트의 형상과 크기에 다소 차이는 있지만 대부분 래스 마르텐사이트 조직으로 되어 있고, 템퍼링 온도가 상승함에 따라 마르텐사이트가 분해되면서 템퍼드 마르텐사이트 또는 페라이트조직으로 변화되는 양상을 보였다.

Fig. 7, Fig. 8는 B 강종을 퀴칭한 경우와 퀴칭 후 템퍼링 하였을 때의 미세조직 변화를 Scanning TEM으로 관찰한 것이다. 퀴칭상태의 미세조직은 Fig. 7에 나타난 바와 같이 마르텐사이트는 평균폭이 0.1~0.3 μm 크기의 전위밀도가 높은 lath 상으로 구성되어 있고, inter-lath에 필름상의 잔류오스테나이트가 존재하는 래스마르텐사이트 구조임을 알 수 있다. 그러나 200°C에서 템퍼링한 경우(Fig. 8(a)) 마르텐사이트 lath 상에 ε상($Fe_{2.4}C$)으로 판단되는 미세한 침상 또는 판상의 석출물이 존재하며 아직도 미분해 잔류오스테나이트가 관찰되고 있다. 또한 lath 상내의 전위밀도는 퀴칭한 시편보다 감소된 양상을 보였다. 한편 Fig. 8 (b)의 400°C에서 템퍼링한 시편은 lath 경계가 불규칙하며 상당한 회복과정이 진행되어 마르텐사이트가 페라이트 조직으로 변화되고 θ-탄화물(Fe_3C)도 조대화된 것을 알 수 있다. 600°C에서 템퍼링한 미세조직은 Fig. 8 (c)와 같이 조대화된 θ탄화물뿐만 아니라 구형 또는 봉상의 합금탄화물도 관찰되고 있다.

Fig. 6. Microstructure of quenched and tempered specimens for A and B steel.

Fig. 7. STEM Micrographs of B specimen as-quenched.

Fig. 8. STEM Micrographs of B specimen as-tempered at 200°C (a), 400°C (b) and 600°C (c).

3.4 QT처리재의 기계적 특성

Fig. 9는 각 강종에 대하여 템퍼링 온도에 따른 경도 및 충격인성을 나타낸 것이다. 경도는 템퍼링 온도가 상승함에 따라 감소하는데 이것은 템퍼링시 재료의 내부구조 변화에 기인한다. 전술한 바와 같이 200°C에서 템퍼링하면 탄소가 과포화된 bcc 구조의 마르텐사이트에서 ϵ 탄화물이 석출되면서 부분적으로

마르텐사이트의 정방성(tetragonality)이 감소되어 경도 감소가 일어난다. 본 강종의 쿨칭시 경도는 46~54 HRC 범위이었는데, 200°C에서 템퍼링한 경우 45~50 HRC로 약간 감소하였다. 또한 400°C 및 600°C에서 템퍼링한 강종의 경도는 각각 42~43 HRC와 34~36 HRC 범위로 낮아졌다. 일반적으로 300~400°C 템퍼링하면 ϵ 탄화물은 시멘타이트로 변

Fig. 9. Impact energy and hardness as a function of tempering temperature for A, B and C steels.

화되고 잔류오스테나이트는 베이나이트 페라이트와 시멘타이트로 분해되는데, 이때의 시멘타이트는 lath 사이에 존재하여 템퍼취성의 원인이 될 수 있다. 합금원소 첨가량이 많은 경우 이 온도에서는 마르텐사이트의 정방성이 어느 정도 유지되어 경도 저하가 작다. 템퍼링 온도가 400°C 이상이 되면 시멘타이트의 조대화 경향이 가속화되고 합금탄화물도 성장하게 되어 경도가 낮아지게 된다.

Fig. 10은 템퍼링온도에 따른 인장특성을 나타낸 것이다. 인장강도는 템퍼링온도가 상승함에 따라 감소하지만 항복강도는 인장강도와 다른 거동을 보였다. 템퍼링온도의 상승에 따라 인장감소는 감소되는 추세이지만 항복강도의 경우는 400°C 템퍼링에서 200°C와 유사한 특징을 나타내다가 600°C 템퍼링에서 크게 감소되는 특징을 나타내었으며, C강종의 경우는 400°C 템퍼링에서 연신률과 단면감소율의 감소가 확인되었는데 이러한 현상은 고강도강에서의 흔히 나타나는 템퍼취성과 연관성이 있다.

Fig. 9에 나타난 바와 같이 대부분 강종에서 충격에너지는 400°C에서 템퍼링한 경우가 가장 낮은 값을 나타내었으며, 600°C에서는 현저히 상승하였다. 600°C에서 템퍼링한 B 시편의 충격에너지는 각각 88.9 J로서 비교적 우수하였으며, A와 C시편은 각각 64.7 J과 76.0 J를 나타내었다. 퀀칭한 강을 템퍼링할 경우 250~400°C의 온도범위에서 충격치가 낮아지며, 이 온도범위는 평면변형과괴인성(K_{IC}) 값이 저하되는 현상이 관찰되는 영역으로서 이 영역의 취화현상을 저온템퍼취성 또는 350°C 취성이라 한다. 지금까지 템퍼취성 원인에 대하여 강종별로 많은 연구가 이루어져

Fig. 10. Effect of tempering temperature on TS, EL (%) and RA (%) for A, B and C steels.

있으며, 대표적인 학설로는 i) 오스테나이트 입계의 탄화물 석출설[15, 16], ii) 잔류오스테나이트의 분해에 의해 생성되는 탄화물설[17, 18], iii) 잔류오스테나이트의 열적, 기계적 분해설[19], iv) 불순물원소의 입계 편석과 탄화물 석출의 조합설[20-22] 등이 있다.

Thomas는[17] 0.3C-1.0Cr-1.0Mo 강과 0.3C-4.0Cr 강을 QT 처리하였을때 350°C 템퍼링시 충격에너지가 가장 낮은 값을 보였는데, 그 이유는 이 온도에서 템퍼링시 마르텐사이트 래스 경계에 존재하는 필름상의 잔류오스테나이트가 분해하여 시멘타이트로 석출하기 때문이라고 하였다. 파괴기구는 시편에 충격하중이 가해지면 래스 사이에 있는 시멘타이트에 최초로 균열이 발생하며, 마르텐사이트의 패킷과 평행한 결정면에서 균열이 발생한다고 하였다. 본 연구에서도 B 강종에 대한 Scanning TEM 사진(Fig. 7)에서 볼 수 있듯이 퀀칭상태에서는 마르텐사이트 래스 경계에 필름상의 잔류오스테나이트가 존재하는 것을 확인할 수 있었다. 그런데 합금원소 첨가량이 증가할수록 Ms 온도가 저하되므로 B 강종보다 C강종은 잔류오스테나이트량도 증가될 것이다. 따라서 본 강종에서 템퍼취성의 원인 중 하나인 잔류오스테나이트의 분해에 의한 탄화물설이 유력하다는 사실을 시사해 준다.

Fig. 11은 B 강종의 파면사진으로서 600°C에서 템퍼링한 경우 연성파괴의 특성이 우세하게 뒤틀림파면 양상을 보이는데 반하여, 400°C에서 템퍼링한 경우는 패킷계면을 따라서 facet하게 파단되는 취성파괴 양상이 여러 곳에서 발견되었고, 충격에너지도 가장 낮은 값을 보였다.

Fig. 11. SEM fractographs of impact test specimen for B tempered at 200°C, 400°C and 600°C for 90 min.

4. 결 론

균일한 경도와 적절한 기계적 특성을 갖는 금형소재 개발을 위하여 0.27~0.42% C-Cr-Mo계 금형강에 합금원소 및 보론을 첨가하여 합금성분 및 열처리 조건에 따른 미세조직 및 기계적 특성을 평가하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 경화능은 합금원소 첨가량이 증가함에 따라 향상되는 경향을 나타내었으며, 보론 첨가는 경화능 개

선에 기여하지만 B 및 C강의 경우는 합금원소(Mn, Cr, Mo, V, Ni)의 첨가량이 많아 그 효과는 미약하였다.

2. 0.27C-1.23Cr-0.28Mo-B계 금형강에서 full bainite 조직이 되는 임계 냉각 속도는 0.5°C/sec 이었다.

3. 조미니 시편에서 보론 분포 조사결과 40 ppm 수준의 보론을 첨가하면 보론은 입내 및 입계에 분포하며 입계에 석출된 형태도 관찰되었다.

4. 퀸칭 조직은 0.1~0.3 µm 크기의 lath 폭을 갖는 래스 마르텐사이트 조직이며, inter-lath 사이에 필름상의 잔류 오스테나이트가 존재하였다. 200°C에서 템퍼링하면 판상의 ε탄화물이 석출되고, 템퍼링 온도가 상승함에 따라 시멘타이트로 성장하였다.

5. 경도와 강도는 템퍼링 온도가 상승함에 따라 감소하고 연신율과 단면감소율은 증가하는 경향을 나타내었다. 반면에 충격에너지는 400°C에서 템퍼취성 현상으로 가장 낮은 값을 보였다.

참고문헌

1. H. Erhart and H. J. Grake : Met. Sci, **15** (1981) 401.
2. W. C. Leslie : The Physical Metallurgy of Steels, MC Graw-Hill Press (1981) 203.
3. R. Habu, M. Miyata, S. Sekino and S. Goda : ISIJ, **60** (1974) 48.
4. K. Yamanaka and Y. Ohmori : ISIJ, **62** (1976) 109.
5. D. McLean, Grain Boundaries in Metals, Clarendon Press, Oxford (1957).
6. D. V. Doane and J. S. Kirkaloly : Hardenability Concepts with Application to Steel, AIME, Warrendale, PA (1978).
7. S. Watanobe, H. Otani and T. Kunitake : ISIJ, **62** (1976) 66.
8. X. L. He, Y. Y. Chu and J. J. Jonas : Acta Metall., **37** (1989) 147.
9. X. L. He, Y. Y. Chu and J. J. Jonas : Acta Metall., **37** (1989) 2905.
10. M. Jahazi and J. J. Tonas : Mater, Sci., Eng, **335** (2002) 49.
11. Irvine and Pickering : JISI, **187** (1957) 292.
12. M. Ueno and K. Itoh : ISIJ, **74** (1988) 166.
13. H. Tamehiro, M. Murata, R. Habu and M. Nagumo : ISIJ, **72** (1986) 112.
14. S. Watanabe and H. Otani : ISIJ, **62** (1976) 75.
15. B. S. Lement, B. L. Aberbach and M. Cohen : Trans., ASM, **46** (1954) 851.

16. C. J. Altstetter, M. Cohen and B. L. Aberbach : Trans., ASM, **55** (1962) 287.
17. G. Thomas : Met. Trans., **9** (1978) 439.
18. J. P. Materkowski and G. Krauss : Met. Trans., **10** (1979) 1643.
19. R. M. Horn and R. O. Ritchi : Met. Trans., **9** (1978) 1039.
20. C. L. Braiant and S. K. Banerji : Met. Trans., **10** (1979) 123.
21. C. L. Braiant and S. K. Banerji : Met. Trans., **10** (1979) 1729.
22. C. L. Braiant and S. K. Banerji : Met. Trans., **10** (1979) 1151.