

## 금형재료의 미세조직(2)

남기석

한국기계연구원 표면기술연구센터

### Microstructures of the Materials for Moulds(2)

K. S. Nam

Center of Surface Technology Research, KIMM

#### 4. 열간 공구강의 조직과 특성

현재 사용되고 있는 열간공구강은 강도와 인성을 균형있게 갖추고, 또한 공냉에 의한 퀴칭이 가능하여 열처리하기 쉬운 SKD 6 및 61(0.38C-1Si-5Cr-1.2Mo-0.4,1.0V), 또는 W를 함유하는 SKD 62 등 5Cr-Mo(W)-V계 강이 주로 사용되고 있다. 또한 높은 고온 강도가 필요한 용도에는 Mo를 높은 SKD7(0.35C-3Cr-3Mo-0.5V)계나 일부 고온강도를 중점으로하여 V를 높이고, W, Co를 함유시킨 SKD 8(0.4C-4.4Cr-4.4W-2V-4.2Co) 계열이 사용되고 있다.

특히 높은 인성이 필요한 해머 단조용 금형 등의 용도에는 Ni과 소량의 Cr, Mo, V을 포함하는 SKT4(0.55C-1.7Ni-1Cr-0.3Mo-0.15V) 계열이 사용되고 있다.

열간공구는 급가열, 급냉에 의한 열응력이 작용하기 때문에 고온강도와 아울러 충분한 인성이 필요하고, C 함유량은 냉간공구강보다 적게 하고 있다.

##### 4.1 열간공구강의 고온강도와 탄화물

열간공구강의 탄화물은 통상 열처리 상태에서는 Mo, W계의  $M_6C$ , V계의 MC 및 Cr계의  $M_{23}C_6$  등으로 되어있다. 퀴칭온도로 가열하면  $M_{23}C_6$ 는 거의 모두 기지에 고용되며,  $M_6C$ , MC도 상당량 기지중에 고용된다. 잔류탄화물은 일반적으로  $M_6C$ , MC로 되며, 그 량은 통상 2~3% 이하이다. 텀퍼링시 500°C 이상의 온도에서는 Mo, W은 C와의 결합하여 미세한 침상  $M_2C$ 를 형성하며, 또한, V도 마찬가지로 극히 미세한 원판상의 MC를 형성 기지중에 조밀하게 석출하여 석출경화를 가져오고, 고온강도를

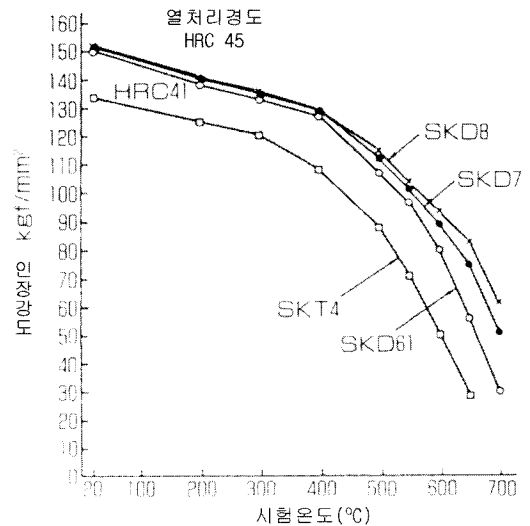


그림 19. 열간공구강의 고온인장강도.

부여한다. 그림 19에 열간공구강의 고온강도를 나타내었다. SKD6, 61은  $M_2C$ , MC의 석출량을 주로 억제하여 고온강도와 인성을 증가시키고 있다.

SKD7은 Cr량을 줄이고 Mo량을 높여 미세탄화물  $M_2C$ , MC의 석출량과 분포밀도를 높여서 고온강도가 높다. SKD8은 MC에 의해 석출강화 시키는 것으로 분포밀도가 높고 승온시 응집하기 어려워 더욱 고온강도가 뛰어나다. SKT4는 특히 높은 연성을 부여하기 위한 미세탄화물을 석출시키지 않고,  $M_3C$ 보다 응집이 진행되기 어려운  $M_{23}C_6$ 을 형성시켜 500~550°C 이하에서의 탄화물 응집을 억제하여 강도를 높인 것으로 고온강도는 열간공구강중에서 낮다.

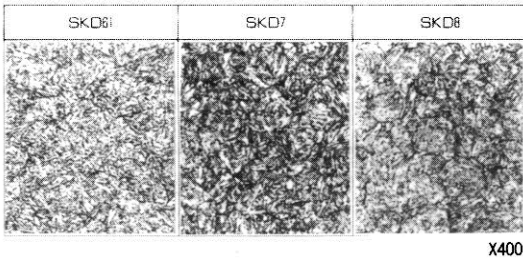


그림 20. SKD61, SKD7, SKD8의 표준 켈칭 템퍼링 조직 켈칭온도 SKD61 : 1020°C SKD8 : 1140°C 오일 켈칭후 템퍼링(HRC45).

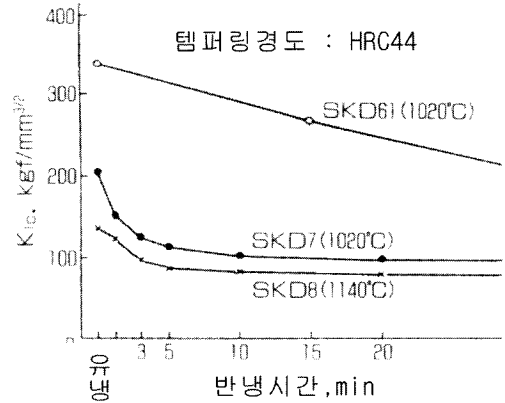


그림 22. 켈칭 냉각속도와 평면변형 파괴인성치(K<sub>IC</sub>).

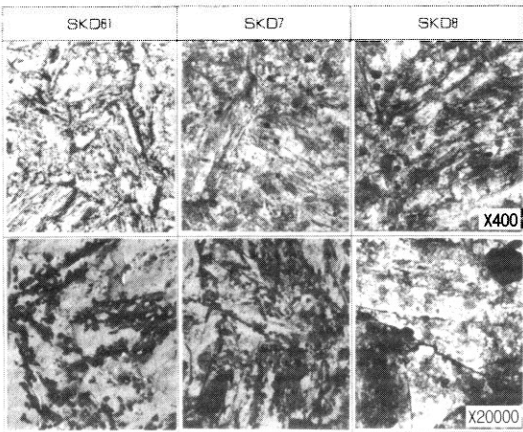


그림 21. SKD61, SKD7, SKD8의 템퍼링시 탄화물의 석출 분포상황(추출 레플리카법에 의한 전자현미경상) 열처리조건 : 그림 2와 동일함).

4.2 켈칭 · 템퍼링 조직

SKD61, SKD7, 또는 SKD8의 표준 켈칭 템퍼링 조직(HRC45)의 광학 현미경 조직을 그림 20에 나타내었다. 경화된 기지에 구상의 잔류 탄화물이 균일하게 분산되어 있는 상태이다. 잔류 탄화물의 양은 냉간공구강의 경우 보다 적지만 고온에서 내마모성과 내열성에 중요한 역할을 한다. 또한 열처리 상태에서 오스테나이트 입계를 따라 망상의 탄화물이 존재할 경우에는 켈칭후에도 이것이 잔류하여 연성을 감소시킬 수 있다. 이러한 탄화물 분포는 열간가공 종료 후 냉각이 너무 느리기 때문에 다시 1000°C 부근으로 가열 후 중간 정도의 풍속으로 냉각하는 열처리를 한 후에 열처리하면 개선된다.

다음에 기지에 석출된 미세한 탄화물을 레플리카 추출하여 전자현미경으로 관찰한 결과를 그림 21에 나타내었다. SKD61에 대해 살펴보면 미세한 침상

(M<sub>2</sub>C), 또는 운상(MC)의 탄화물이 분포되어 있고, 이것에 의해 석출경화된다. 그 외에 오스테나이트의 입계나 입내에 약간 응집한 탄화물이 석출되는데 이것은 석출경화를 일으키지 않는다. 4.1에 설명한 것처럼 석출경화를 가져오는 미세탄화물의 밀도는 SKD7 SKD8의 순으로 높아지고, 고온강도도 마찬가지로 지이나 연성은 낮아진다.

4.3 켈칭냉각 속도와 미세조직

열간금형은 다이캐스팅금형, 또는 단조용금형, 압출공구 등 크기가 크고 형상이 복잡한 것이 많고, 켈칭할 경우에는 균열이나 변형이 발생하므로 충분한 성능을 가지기 위해서 적절한 냉각조건을 선택해야 한다. 이를 위해서는 냉각속도에 따른 조직이나 연성의 변화에 대해 충분히 이해하는 것이 중요하다. 그림 22에 켈칭냉각 속도가 늦어짐에 따라 열처리 후(HRC44)의 연성이 감소하는 상태를 보여주고 있다. 여기서는 평면 변형 파괴인성치 K<sub>IC</sub>의 거동을 나타내었고 샤르피 충격치도 같은 경향을 나타낸다. 경화능이 큰 공기켈칭강으로 분류되는 SKD61의 K<sub>IC</sub>는 반냉 30분의 원만한 냉각에서도 200 kg/mm<sup>3/2</sup>의 높은 값을 보인다. 이 때문에 금형 크기가 크고 복잡한 형상으로 인해 균열이나 변형이 발생하기 쉬운 다이캐스팅 금형등에서는 공냉 켈칭이 가능한 SKD61이나 SKD6 계열이 일반적으로 사용되고 있다. 한편 SKD7이나 SKD8은 보다 빠른 냉각이 필요하고, 중소 크기의 금형에 적용되며 오일 켈칭하는 것이 보다 본래의 특성을 살려준다.

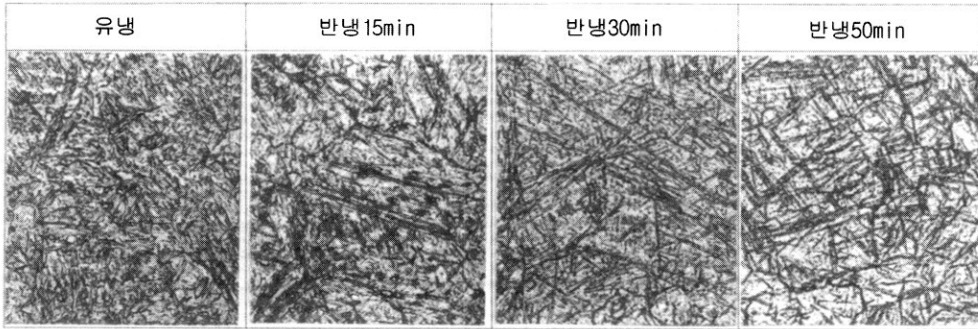
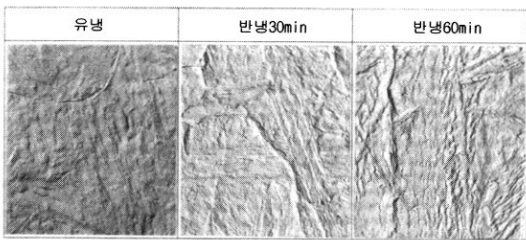


그림 23. SKD61의 켈칭 냉각속도에 따른 켈칭조직의 변화(켈칭온도 : 1020°C).

X400



X4000

그림 24. SKD61의 켈칭 냉각속도에 따른 켈칭조직의 변화 (2단 레플리카법에 의한 전자현미경 관찰상, 켈칭온도 : 1020°C).

이러한 연성의 변화가 미세조직상의 변화에 의한 것인지를 SKD61을 통해 관찰해보았다.

(1) 켈칭냉각 속도와 켈칭조직

그림 23에 켈칭냉각 속도를 유냉에서 반냉 60 min의 범위로 바꾼 경우의 광학현미경 켈칭조직을 나타내었다. 또한 그림 24에 레플리카 추출하여 전자현미경으로 더욱 배율을 높여 관찰한 결과를 나타내었다. 유냉의 경우에는 동일 방향으로 배열된 폭 0.2 μm 정도의 마르테사이트 판상정(lath) 대가 형성되고 있다. 켈칭냉각속도의 감소에 따라서 마르테사이트의 경우보다 폭이 넓고 긴 상부 베이나이트가 생성되고 반냉 30분에서는 그 양이 50% 전후가 된다. 켈칭냉각속도가 반냉 60분까지 감소하면 상부 베이나이트의 양이 더욱 증가하고 더욱 폭이 넓은 베이나이트 결정립이 형성된다. 베이나이트 조직의 형태에 대해 邦武 등은 그림 25와 같이 분류하고 있는데 열간공구강의 경우 형성되는 상부베이나이트는 탄화물의 석출을 수반하지 않는 B-I형(bainitic ferrite)이 주체이다. 상부베이나이트는 C함유량이 낮

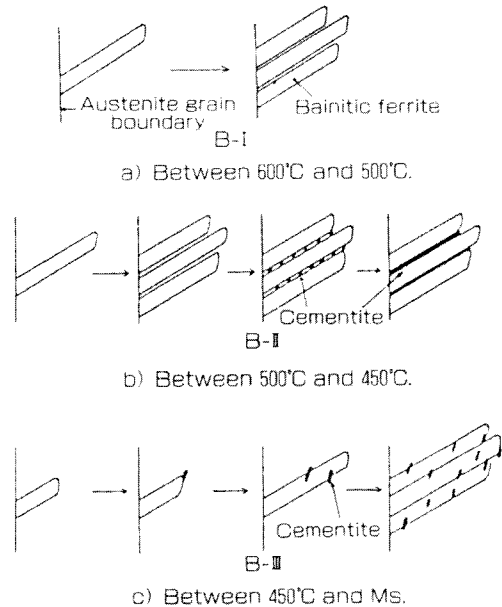


그림 25. 베이나이트 생성의 모식적 표시.

고 상부베이나이트 변태에 수반하여 C는 각 베이나이트 결정립 사이의 오스테나이트 부에 농축되어 안정한 잔류 오스테나이트가 형성된다. 그림 26에 연속냉각의 경우 베이나이트 변태선도를 나타내는데 상부베이나이트 변태는 켈칭냉각 과정에서 350~180°C 부근에서 일어나는 것으로 이 온도 구역의 냉각을 관리하는 것이 중요하다. 반냉 60분의 경우에 보여지는 폭이 넓은 베이나이트 결정립이 주조직이 되면 후술하는 바와같이 연성의 수준이 특히 낮아진다.

(2) 켈칭 냉각 속도와 열처리 조직

다음에 앞의 항에서 나타난 각 시료를 표준경도

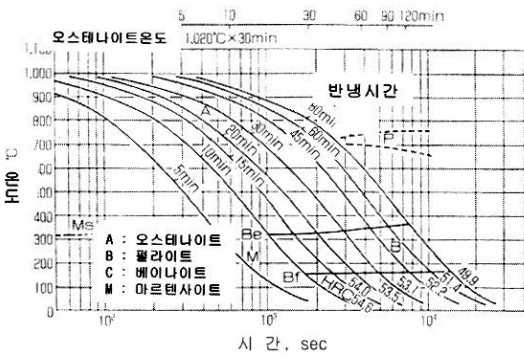


그림 26. SKD61의 연속냉각 베이나이트변태 선도.

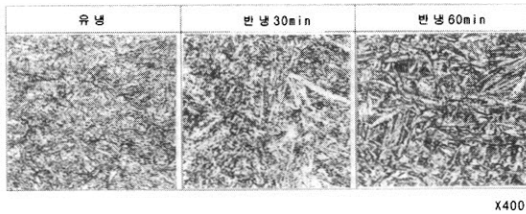


그림 27. SKD61의 쿨링냉각속도에 따른 템퍼링 조직의 변화 쿨링온도 : 1020°C, 템퍼링경도 : HRC 45.

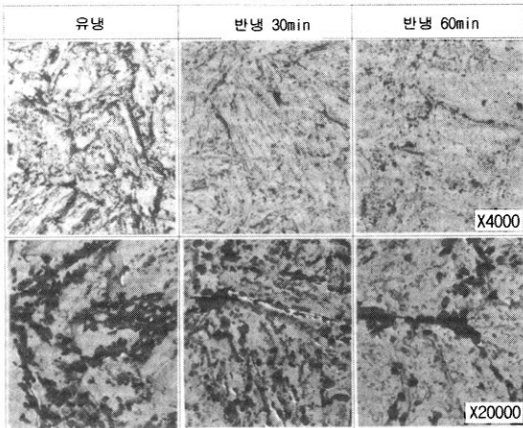
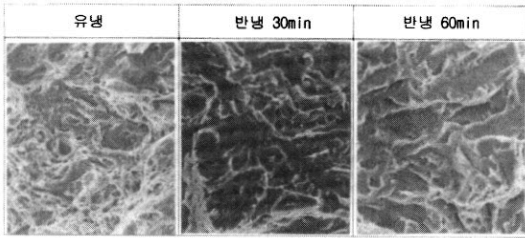


그림 28. SKD61의 쿨링냉각속도에 따른 템퍼링시의 탄화물 석출분포상황(추출 레플리카법에 의한 전자현미경상) 쿨링온도 : 1020°C, 템퍼링경도 : HRC 45.

HRC45로 열처리한 경우의 광학현미경 조직 관찰상을 그림 27에 나타내었다. 또한 탄화물의 석출분포상태를 레플리카 추출하여 전자현미경으로 관찰한 결과를 그림 28에 나타내었다. 그림과 같이 마르텐사이트의 래스(lath)나 베이나이트 결정립의 경계를 따라 탄화물이 석출되어 있고, 유냉의 경우 오스테나이트

트의 입내에도 입상탄화물이 많이 나타난다(다음에 기술하는 비와같이 석출강화에 기여하지 않는  $M_7C_3$ ). 냉각속도가 느려짐에 따라 상부베이나이트양의 증가와 함께 오스테나이트 입계에 탄화물의 석출이 진행되는 것을 알 수 있다. 이러한 탄화물은  $M_6C$ ,  $M_{23}C_6$ 이다. 오스테나이트 입계에서 탄화물의 석출량은 냉각 30분에서 조금 증가하고 이보다 느린 냉각속도에서 증가 정도가 커진다. 한편, 20000배로 관찰한 상에서 보여지는 것처럼 석출경화를 가져오는 기지중에 침상( $M_2C$ ), 또는 운상(MC)의 미세탄화물의 분포밀도는 쿨링냉각속도가 느려짐에 따라 커지고, 반냉 30분보다 느린 냉각속도에서 그 정도가 크다. 이와 같이 상부베이나이트에서 오스테나이트 입계나 기지중에 탄화물의 석출이 증가하는 원인에 관해서는 다음과 같이 해석된다. 마르텐사이트의 경우에는 C를 과포화 고용하고 있기 때문에 열처리시 500°C 이하에서 C의 일부는  $M_3C$ 로 석출되고 이것이 500°C 이상의 온도에서 Cr이 농화된 입상의  $M_7C_3$ 에 변태가 이루어지고, 잔존한 C가 상기와 같이 조직의 경계나 기지중에 탄화물을 석출시킨다. 이에 대해 상부베이나이트화에 기여하지 않는 C는 미변태의 오스테나이트부로 이동하고 안정한 잔류오스테나이트를 형성하기 위해 열처리시 마르텐사이트의 경우와 같이  $M_3C$ 를 석출하지 않으며 이로인해 500°C 이상의 온도에서 탄화물의 석출량이 증가한다. 상부 베이나이트화에 의해 탄화물의 석출장소에서 조직의 경계가 감소되고, 오스테나이트 입계 등 조직경계에 연속적인 석출 경향을 보이는 한 요인이 된다. 이와같이 쿨링냉각 속도의 감소에 따라 상부베이나이트가 생성되어 조직이 만들어지고 오스테나이트 입계 등의 조직경계에 탄화물이 두껍게 연속해서 석출하는 경향이 커지는 것, 또는 기지중에 미세한 석출 탄화물의 분포밀도가 늘어나는 것 등에 의해 연성이 감소한다. 반냉 30 min에서도 냉각속도가 느려지고 예를 들면 반냉 45 min이나 60 min이 되면 상기의 경향이 커지기 때문에 균열이 발생되기 쉬운 금형의 경우는 주위가 요구된다. 그림29에 쿨링냉각속도의 감소에 따른 샤르피 시험편(템퍼링 경도 HRC44) 표면의 주사전자현미경 관찰상을 나타내었다. 유냉에서는 소성 변형을 수반한 것으로 보이는 다수의 패인 모양의 특징을 갖는 덩플퍼면이 혼재되어 파면입도도 미



X400

그림 29. SKD61의 퀴칭냉각속도에 따른 사르피 시험편 표면의 변화 퀴칭온도 : 1020°C, 템퍼링경도 : HRC 45.

세하나 퀴칭냉각속도의 감소에 의해 표면입도가 거칠어지고 반냉 60 min에서는 덩플이 작고 모두 벽계 표면이 되어 연성이 감소함을 알 수 있다. 한편, SKD7이나 SKD8은 SKD61보다 경화능이 작고, 보다 빠른 냉각속도영역에서 상부베이나이트 변태가 진행되고 연성이 감소하나 그것에 대응한 미세조직의 변화 모양은 SKD61의 경우와 같다. 이상과 같이 열간공구강을 이해하고 바르게 활용하기 위해서는 퀴칭냉각 속도에 의한 퀴칭조직의 변화나 이에 따른 열처리 시 탄화물의 석출 분포 형태나 특성의 변화를 이해하는 것이 필요하다.

### 참고문헌

1. 奥野利夫 ; 熱間工具鋼, 金屬便覽(改訂4版,1982), (日本金屬學會) P. 817.
2. 佐藤知雄 ; W-Cr-V 熱間工具鋼中の炭化物について, 鐵と鋼, 44 (1958) P. 1378.
3. 佐藤知雄 ; W-Cr-V 熱間工具鋼中の炭化物について, 鐵と鋼, 44 (1960) P. 1549.
4. 佐藤忠雄 ; 炭化物の種類とその役割, 熱處理 13(1), (1973), P. 2.
5. 奥野利夫 ; 金型用特殊鋼, 精密機械 51 (1985) P. 914.
6. 奥野利夫 ; 0.4C-5Cr-Mo-V 熱間工具鋼のマイクロ組織, 靱性におよぼす 焼入冷却速度の影響, 鐵と鋼, 69 (1983), P. 655.
7. 奥野利夫 ; 0.35C-3Cr-3Mo-V 熱間工具鋼のマイクロ組織, 靱性におよぼす 焼入冷却速度の影響, 鐵と鋼, 69 (1983), P. 1676.
8. Toshio Okuno ; Effect of Microstructure on the Toughness of Hot Work Tool Steels, AISI H13, H10 and H19, Trans. ISIJ, 27 (1987), P. 51.
9. 奥野利夫 ; 素形材の組織(18), 5. 金型材料(その1), 素形材 28, (1987) 10, P. 22.
10. 奥野利夫 ; 熱間鍛造用 金型材料の進歩, 第73回塑性加工シンポジウム豫稿 (1980, 11), P. 13.
11. 須藤 一 ; 鋼の靱性, 日本金屬學會會報, 14 (1975) P. 1.
12. 荒木 透 ; 鐵鋼材料學, 1980, P. 167.
13. 松田昭一, 井上 泰, 低合金調質高張力鋼の靱性と有効結晶粒徑, Toward Improved Ductility and Toughness, 1971, P. 54.
14. G. J. P. Buchi, Creep properties and precipitation Characteristics of 1%Cr-Mo-V Steels.
15. 邦武立郎 ; 調質高張力鋼の靱性におよぼす變態組織の影響, Toward Improved Ductility and Toughness, 1971, P. 83.
16. 幸田成鋼, フラクトグラフ(II), 熱處理, 13, (1973) P. 338.