

금형재료의 미세조직(3)

남 기 석

한국기계연구원 표면기술연구센터

Microstructures of the Materials for Moulds

K. S. Nam

Center of Surface Technology Research, KIMM

5. 고속도 공구강의 조직과 특성

고속도 공구강은 1898년에 Taylor 등에 의해 고온 퀴칭 어닐링 고W강의 발견이 그 근원이 되고 있다. 그 후, 많은 변천을 거쳐 오늘날에는 C; 약 0.85%, Cr; 4% W; 6% Mo; 5% V; 2%를 함유하는 SKH51(AISIM2)가 기본 강종이 되고 있다. 그 사용 비율도 미국에서는 90%를 넘고 있는 것으로 알려지고 있으며, 일본에서는 공구의 수명을 늘려야 할 새로운 재질의 개발과 선정 노력이 계속 되어 강종의 다양화가 진행되고 있다.

고속도공구강은 1140°C 이상의 고온에서 퀴칭하고 500°C이상의 온도에서 템퍼링하여 HRC60 이상의 높은 경도를 얻을 수 있는 성질을 가진다. 따라서 다른 공구강과 비교해서 내열성과 내마모성이 우수하고 주로 절삭공구용으로 발전해왔다. 그러나 고속도공구강의 기지는 500°C 이상의 온도에서 템퍼링된 인성이 우수한 오스테나이트 조직으로 되어 있기 때문에 연성도 뛰어난 특징을 가진다. 최근에는 내마모성과 동시에 연성을 강하게 요구하는 냉간 금형류나 내마모, 내열, 연성의 밸런스를 필요로 하는 온열간 금형류가 널리 사용되고 있다. 앞으로 용도에 적합한 신소재의 개발과 더불어 금형에 적용될 것으로 보인다.

5.1 열처리 및 퀴칭템퍼링 조직

고속도공구강의 소재는 보통 열처리한 상태에서 수요자에게 공급된다. 그림 30에 SKH51의 열처리한

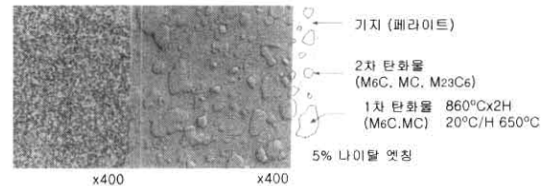


그림 30. SKH51의 어닐링조직.

조직을 나타내었다. 열처리한 강재를 820~880°C의 온도에서 오스테나이트화 한 후 600°C전후까지 서냉하여 기지에 고용된 W, Mo, V, Cr 등의 합금원소를 탄화물로 석출, 응집시키는 처리이다. 그 때문에 기지는 연한 페라이트 조직이 되고, 비교적 용이하게 절삭가공할 수 있다. 그림30에서 보여지는 1 μm 정도 이하의 미세구상입자를 2차 탄화물이라고 하고, W, Mo를 많이 함유한 M₆C형, V가 많은 MC형, 또는 Cr를 주로 하는 M₂₃C₆형의 세종류가 있다. 이상의 비교적 큰 입자는 3.1항에서 설명한 것과 같이 공정탄화물이 열간가공에 의해 파괴, 구상화한 것으로 이를 1차 탄화물이라고 하며, 1차 탄화물은 M₆C형과 MC형의 두 종류가 있는데 M₂₃C₆형은 존재하지 않는다. 1차 탄화물은 열처리에 의해서는 거의 변화하지 않으며, 강재의 내마모성의 기여한다[1].

2차 탄화물은 응고 후에 기지에서 석출한 것으로 그 후의 열간가공이나 열처리 등의 열적조건에 의해 크기나 양이 변한다. 그림 33은 열처리 및 퀴칭후에 잔류하는 탄화물양을 측정된 결과로 약 1100°C의 퀴칭에서 M₂₃C₆형의 탄화물은 거의 고용되고 M₆C와 MC는 1100°C이상에서 고용량이 많아지는

[†]E-mail : metjoo@pknu.ac.kr

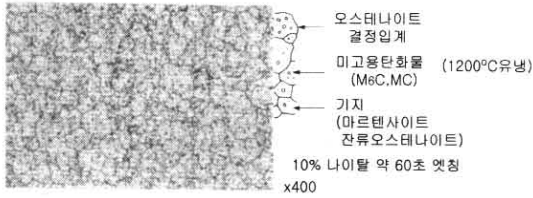


그림 31. SKH51의 퀴칭조직.

것을 알 수 있다. 여기서 고용하는 탄화물은 상기의 2차 탄화물로 퀴칭 템퍼링에 의해 기지를 높은 정도의 마르텐사이트 조직으로 되게 하는 중요한 역할을 한다.

그림31은 SKH51을 퀴칭한 상태에서 관찰한 조직이다. 이 상태에서 기지는 합금원소를 파코화로 고용한 마르텐사이트와 미 변태의 잔류 오스테나이트로 부 구성되기 때문에 내식성이 우수하여 10% 나이탈에서도 부식되기 어렵다. 따라서 오스테나이트 결정립의 경계만 명확하게 관찰되고 입내에는 퀴칭에 의해 고용된 탄화물이 확인된다. 후술하는 바와같이 퀴칭온도는 오스테나이트 결정립의 크기나 미고용 탄화물, 그리고 기타 강의 성질을 결정짓는 중요한 요인이고 그 선정에 있어서는 각종 기초, 또는 실용 데이터의 고려하여야 한다.

퀴칭된 고속도공구강은 그대로 사용하는 경우 취약하고 내부응력도 높아서 반드시 템퍼링해야 한다. 템퍼링 온도는 2차 경화의 최고 경도를 얻을 수 있는 온도보다 높게 550°C 이상에서 하는 것이 보통이다. 템퍼링에 의해 기지중에 파코화 고용되어 있던 합금원소는 미세한 탄화물로 석출됨에 의해 내부응력이 완화되어 2차 경화가 일어난다[2,3]. 동시에 잔류 오스테나이트의 불안정화가 일어나서 냉각 시 마르텐사이트로 변태한다. 이 잔류 오스테나이트의 분해에 의해 형성된 마르텐사이트는 퀴칭때와 같이 취약하기 때문에 다시 템퍼링하여 강인한 템퍼링 마르텐사이트로 하는 것이 필요하다. 따라서 고속도공구강은 통상 2회이상, SKH55나 57, 59와 같이 Co를 함유하는 것은 3회 이상 템퍼링을 반복하는 것이 필수다.

SKH51의 템퍼링 조직의 그림 32에 나타내었다. 기지는 템퍼링 되었으므로 부식되기 쉽고 5% 나이탈에 의해 검게 부식된다. 부분적으로 오스테나이트 결정립계가 관찰될 수도 있으나 정상적인 퀴칭을 한 경우는 명확하지 않다. 그러나 전술한 바와같이

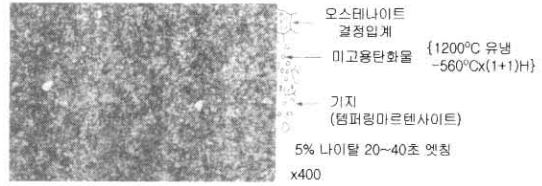


그림 32. SKH51의 퀴칭 · 템퍼링조직.

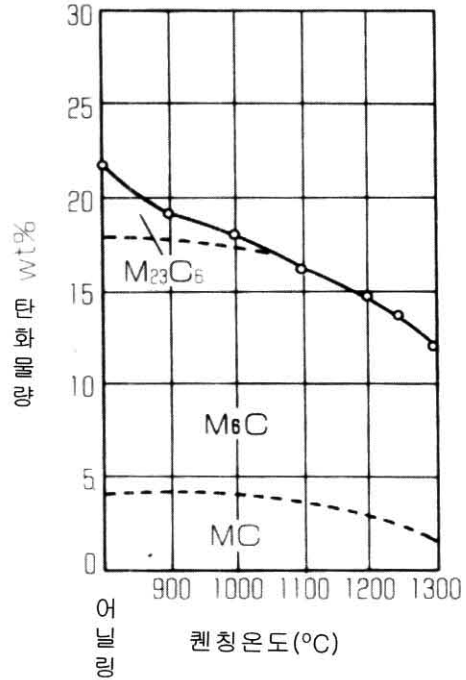


그림 33. 어닐링 및 각 온도에 따른 퀴칭후에 잔류한 탄화물의 종류와 량(SKH51).

퀴칭 냉각 속도가 느린 경우에는 명확해진다. 백색의 입자는 1차, 2차의 미고용 탄화물이고 주로 내마모성에 기여한다.

5.2 대표적인 고속도공구강의 조직

고속도 공구강의 표준 강종은 0.85C-4Cr-6W-5Mo-2V의 SKH51이며, 그림 34의 특성 관련도에 나타난 것 처럼 요구되는 특성에 따라 많은 강종이 개발되어 있다. 결손이나 치핑이 발생하기 쉽고 특히 연성을 요구하는 용도에는 매트릭스하이스계의 재료를 선정한다[4,5]. 이들 재료는 아직 JIS로 규격화 되지 않았지만 대표적인 조직을 그림 35에 나타내었다. 이 계의 재료 특성은 1차 탄화물이 거의 없고,

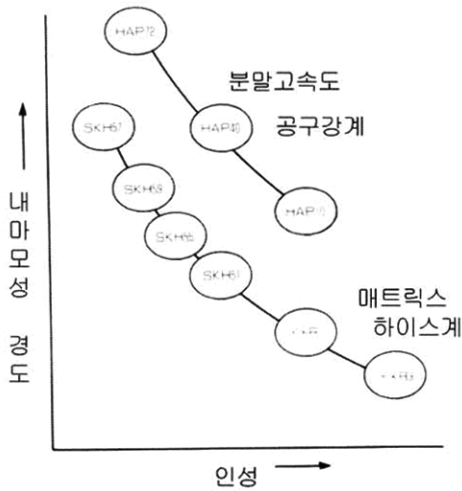


그림 34. 고속도공구간의 특성 관련도.

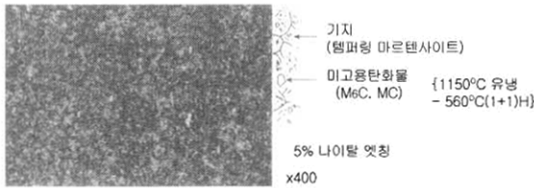


그림 35. 매트릭스 하이스의 켈칭 · 템퍼링 정도.

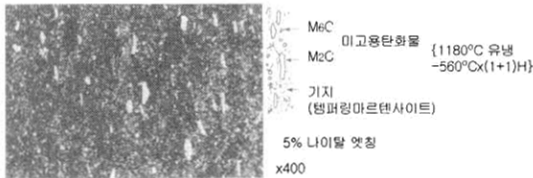


그림 36. 고C-Mo-Co계 고속도공구강(SKH59)의 켈칭 · 템퍼링 정도.

강인한 템퍼링 마르텐사이트 조직만으로 되어 있으며, SKH51에 비해 여러배 이상 재료가 개발되고 있다.

한편 마모가 심한 금형이나 사용중에 가열되기 쉬운 금형에는 SKH55(0.9C-4Cr-6W-5Mo-2V-5Co) 또는 SKH59(1C-4Cr-2W-9Mo-1.2V-8Co) 상당의 고 Co계 재료가 선정된다. 이 계의 특징은 HRC66 이상의 고경도를 얻을 수 있고, Co의 효과에 의해 석출 탄화물의 응집이 느려져 내열강도가 높다.

그림 36에 SKH59의 켈칭 템퍼링 조직을 나타내었다. 기지는 템퍼링된 마르텐사이트 조직인데, 미고용 탄화물은 구상의 M₆C와 약간 각진 봉상의 M₂C

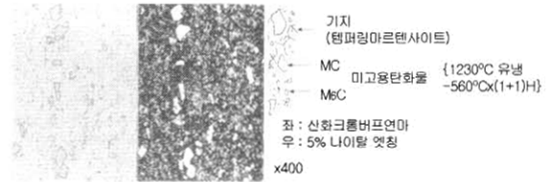


그림 37. 고V계 고속도공구강(SKH51)의 켈칭 · 템퍼링 조직.

가 관찰된다. M₂C는 응고시에 정출된 공정탄화물로 그 후 열간가공시 가열에 의해 M₂C → M₆C+MC 되는 고상변태를 일으켜 분해되고, 구상의 M₆C와 MC로 변태되는 성질을 가진다[6-8]. 그러나 고C-고Mo계의 재료는 이 M₂C가 비교적 안정하여서 고상변태가 충분히 진행되지 않고 일부가 봉상의 M₂C로 잔류한 것이다.

또한 내마모성을 필요로 하는 용도에는 SKH54(1.3C-4Cr-6W-5Mo-4V)나 SKH57(1.3C-4Cr-10W-3.5Mo-3.2V-10Co)등 고V계 고속도공구강이 사용된다. 그림 37에 SKH57의 조직을 나타내었다. 같은 장소를 좌측은 질화크롬 연마재를 이용하여 연마한 것, 우측은 그 뒤에 나이탈로 부식한 조직이다. 산화크롬 연마로 검게 나타나 있다. 조금 각진 입자는 V를 주로하는 MC형 탄화물이고 미고용탄화물의 대부분은 이 MC 탄화물임을 알 수 있다. MC탄화물의 경도는 HV 2500~3000, 그리고 그 외의 M₆C 등의 탄화물과 비교해서 경도가 높기 때문에 내마모성을 큰 폭으로 향상 시키는 작용을 한다. 고 V계 고속도공구강의 내마모성이 높은 것은 이 때문인데 반대로 MC형 탄화물의 경도가 숫돌의 입자나 Al₂O₃ 또는 SiC와 비슷할 정도로 높기 때문에 피연삭성이 극히 나빠 이점을 유의해서 사용하는 것이 중요하다.

용강을 분말화 해서 이를 열간정수압 프레스 등으로 압밀화후 열간가공하여 얻어지는 분말 고속도공구강은 그림 38에 나타난 것처럼 템퍼링된 마르텐사이트의 기지에 1~2 μm의 미세한 탄화물이 분산된 조직이 된다[9,10]. 탄화물의 종류는 M₆C와 MC인데 분말화하면 MC탄화물이 미세화되어 상기 고V계의 고속도공구강의 결점인 피삭성의 문제를 해결하고 연성도 높다. 이 특징을 활용하여 그림 34에 나타나듯이 일반용재와 동등의 연성에 내마모성이 매우

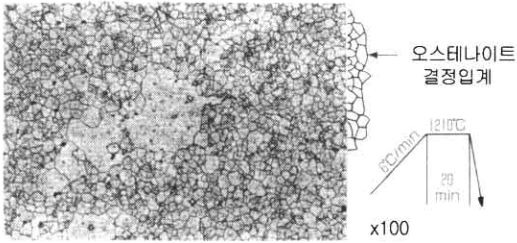


그림 39. SKH51의 혼입조직.

우수한 여러종류의 강재가 제조되고 있다. 특히 최고급 강재는 HRC70을 넘는 고경도가 얻어지고 고속도공구강과 초경의 중간 정도 재료로 주목받고 있다. 이와 같이 분말 고속도공구강의 우수한 연성과 내마모성을 고려하여서 사용조건이 가혹한 금형에 널리 응용되고, 또한 균질성을 고려 정밀금형 등에도 사용된다. 최근에는 초경합금의 대체로 사용되는 경우도 증가하고 있다.

5.3 열처리조직의 좋지 않은 예

(1) 혼입조직

켄칭한 SKH51에 나타난 혼입조직을 그림 39에 나타내었다. 주위의 오스테나이트 결정립에 비해서 수배 이상의 큰 결정립이 국부적으로 관찰된다. 혼입은 켄칭전에, 예를 들면 콜드호빙하거나 어닐링이 불충분한 강재를 진공 켄칭로에서 가열한 경우에 일어난다[11,12]. 염욕 가열로에서는 통상 발생하지 않는다. 이는 진공가열로의 경우 가열속도가 느리기 때문에 특정한 결정립만 성장 조대화 될 수 있는 시간적 여유가 있기 때문이다. 또 혼입이 발생하는 입체가열 온도가 존재하고 그 온도 이하에서 켄칭한 경우는 혼입은 존재하지 않는다.

(2) 과열조직

고속도공구강의 성질은 켄칭온도에 따라 크게 변한다. 그림 40에 SKH51의 성질과 켄칭온도의 관계 [13]를 나타내었는데 높은 템퍼링 경도를 얻기 위해서는 켄칭온도를 높게 설정하면 좋지만 역으로 조직이 조대화되어 연성이 저하되기 때문에 목적, 용도에 따른 성질을 얻을 수 있는 켄칭온도를 결정한다. 특히, 용점 근처까지 과열하면 그림 41에 나타난 것처럼 탄화물이 조대화되어 각진 형상이 된다. 또, 입계에 존재하는 일부탄화물은 용융된 결정립계에 필름

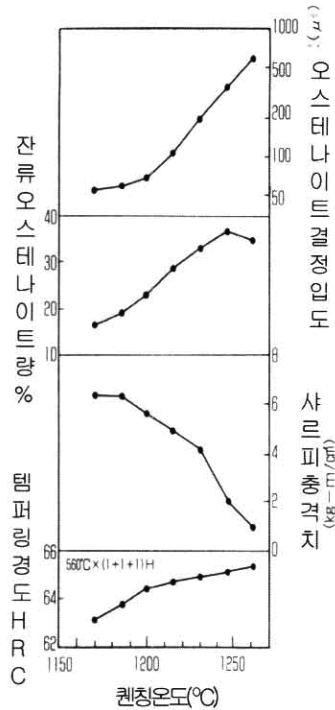


그림 40. SKH51의 제성질에 미치는 켄칭온도의 영향.

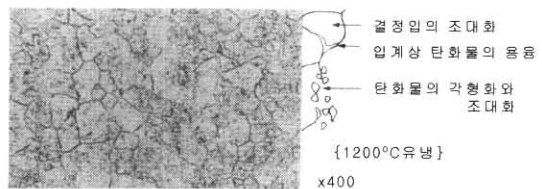


그림 41. SKH51의 과열조직.

상으로 정출하기 때문에 연성이 현저히 낮아진다. 이러한 과열조직이 나타나는 경우에는 설정 온도를 다시 변경함과 동시에 온도계의 점검이나 로내 온도 분포를 다시 측정하여야 한다.

(3) 켄칭냉각이 부족한 조직

공해 등 환경상의 경우 외에 광휘상태로 후 가공을 간략화하며, 자동화 할 수 있고, 처리 후에 변형이 작은 이유에서 최근에는 고속도공구강을 진공 켄칭하는 경우가 많다[14,15]. 이 경우 상기의 혼입이 나오기 쉬운 문제와 함께 켄칭냉각이 부족한 조직으로 되기 쉽다. 그림 42에 1200°C 가열 후 반냉 5분의 속도로 켄칭한 SKH51의 조직을 나타내었으며, 그림 31의 유냉한 조직과 비교하면 오스테

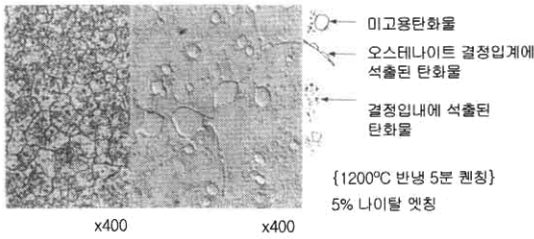


그림 42. 지연냉각속도로 켈칭 SKH51의 조직.

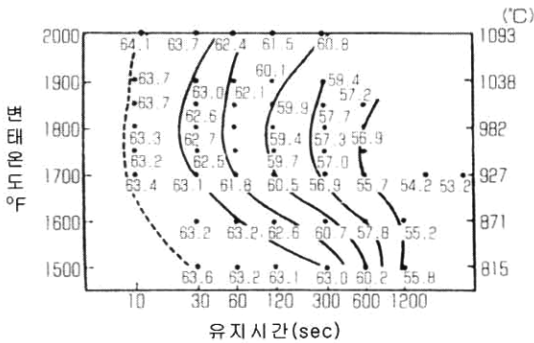


그림 43. SKH58을 켈칭도중에 고온에서 유지한 경우의 템퍼링경도(켈칭온도 119°C, 템퍼링 552°C×(1+1)H).

나이트 결정립이 명확한 결정입내가 부식되기 쉽다는 것 등이 확인된다. 이것을 확대해서 관찰하면 오스테나이트 결정입계에 판상탄화물의 석출이나 입내의 미고용 탄화물의 주나 점결합상의 입상탄화물의 석출이 일어남을 알 수 있다.

이 탄화물 석출은 켈칭냉각상의 100°C 전후에서 일어난다. 그림 43은 켈칭도중에 1100~800°C 각 온도에서 등온 유지한 후 유냉 했을 때 템퍼링 경도를 측정된 결과를 나타낸 것으로 이 온도범위에서 유지함에 따라 템퍼링 경도가 극단적으로 낮아짐을 알 수 있다[16]. 이는 그림 42에서 확인되는 탄화물의 석출이 이 온도 범위에서 일어나고 합금 원소의 고용량이 실질적으로 감소된 때문이다. 따라서 실제의 켈칭냉각에 있어서는 이 온도범위를 가능한 빨리 냉각시키도록 주의 하는 것이 중요하다. 이를 위해서 냉각가스의 압력이나, 분사 방법 피처리폼의 장입량 등의 관리가 필요한데 빠지기 쉬운 것은 냉각가스(유냉의 경우도 같다)를 채주기까지의 시간지연, 이것에 장시간을 요하고 피처리폼의 온도가 상기의 탄화물 석출범위에 걸리기 때문에 실질적으로 냉각효과가 좋지 않게 된다.

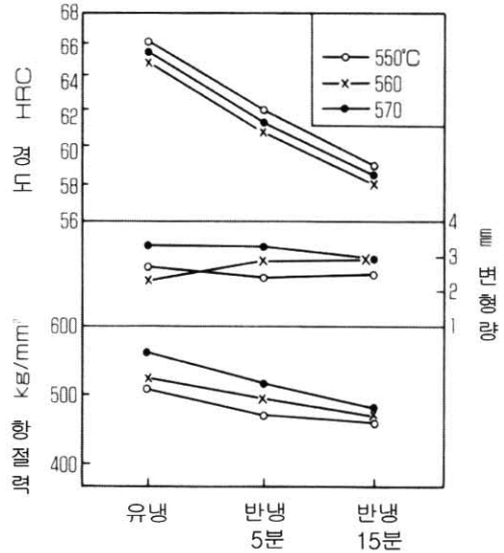


그림 44. SKH51의 켈칭냉각속도와 기계적성질의 관계(켈칭온도 1200°C).

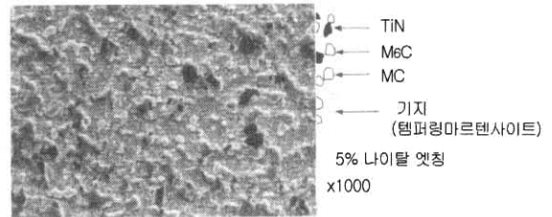


그림 45. TiN 분산형 분말고속도 공구강의 조직.

켈칭냉각 속도가 작은 조건에서 냉각한 강재의 성질은 그림 44에 나타나듯이 템퍼링 경도가 낮아지고 연성(항절력 또는 샤르피 충격치[17] 등)도 저하하기 때문에 실용상 문제가 많다. 연성저하의 원인은 그림 42에 나타난 탄화물의 입계 석출이 오스테나이트 결정입계를 취약하게 하고, 일부 베이나이트가 형성되기 때문이다.

5.2 기타

5.2에서 언급하는 분말고속도공구강을 더욱발전시킨 새로운 재료의 개발이 이루어지고 있다. 그림 45는 분말 소결 방법을 이용하여 합금 고속도공구강 분말에 5~10%의 TiN 분말을 혼합한 후 소결해서 얻은 TiN 분산형 분말 고속도공구강의 조직이다.

TiN의 분산에 따라 상대재와의 응착이 완화되기

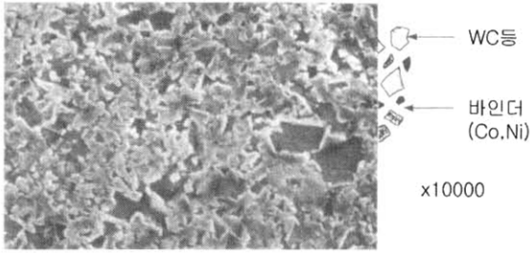


그림 46. 초미립자 초경합금 조직.

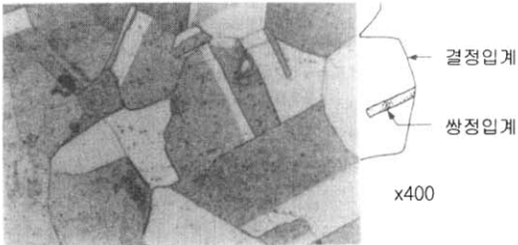


그림 47. 금형용 동합금 조직.

때문에 종래의 강재에서는 얻을 수 없는 긴수명을 갖게 되어 향후 발전이 기대되고 있다[18].

영율이 높고 탄성변형하기 어려운 고경도와 내마모성이 우수한 등의 장점에서 초경합금이 금형에 많이 사용된다[19]. 특히, 최근에는 WC 경질입자를 1 μm 이하의 세립으로 하여서 초경합금의 약점인 저연성을 보충한 초미세립자 초경합금이 개발되어 용도가 넓어

지고 있다. 그림 46에 그 조직의 예를 나타내었다.

비철합금계로는 Cu-4Ni-1Si계의 동합금이 금형용으로, 특히 성형 시 스크래치나 금형의 승온에 따른 크기 변화를 피하여야 하는 용도에 사용되고 있다. 그림 47에 그 조직을 나타내었다. 이 재료는 Ni₅Si₂의 석출경화에 의해 최고 HRC 25 정도의 동합금으로 높은 경도가 얻어진다.

참고문헌

1. 佐藤知雄 ; 日本金屬學會會報2('63), No. 10, P. 564.
2. 新待喜一郎 ; 水曜會誌 16('68), No. 7, P. 454.
3. 小紫定雄 ; 鐵と鋼 45('59), No. 6, P. 608.
4. 八十致雄 ; 塑性加工 20('79), No. 219, P. 289.
5. 特殊鋼 36('87), No. 8, P. 28.
6. M. J. Godden, J. Beech ; J.I.S.I.('70), P. 168.
7. G. Steven ; Trans. ASM62('69), P. 180.
8. H. Fredriksson ; J. metallurgy 8('79), P. 115.
9. 上藤武司 ; 特殊鋼 34('85), No. 9, P. 18.
10. 中村秀樹 ; 日本金屬技報 1('85) P. 45.
11. 内田憲正 ; 鐵と鋼 71('85), PS1544.
12. 邊 克己 ; 熱處理 23('83) No. 4, P. 199.
13. 清水?吾 ; マシニスト ('68), No. 8, P. 73.
14. J. W. Bouwman ; Metallurgia 52('85), No. 2, P. 50.
15. 中村秀樹 ; 特殊鋼 33('84), No. 9, P. 21.
16. P. Leckie-Ewing ; Metal Trans. 1('70), P. 1427.
17. 内田憲正 ; 鐵と鋼 70('84), PS1297.
18. 内田憲正 ; 鐵と鋼 72('80), PS1558.
19. 太田 哲 ; 塑性加工 20('79), No. 224, P. 803.