

## 조직제어에 의한 철강재료의 강인화

정윤철 · 김성준\* · 성장현\*\*

Ehime대학교 재료공학과

\*한국기계연구원 재료공정연구부 고강도재료 그룹

\*\*동아대학교 금속공학과

### Strengthening of Ferrous Materials by Microstructural Control

Y. C. Chung, S. J. Kim and J. H. Sung

Dept. of Materials and Science, Ehime Univ., Matsuyama, Japan

Korea Institute of Machinery & Materials

Dept. of Metallurgical Engineering, Dong-A University

#### 1. 서 론

철강재료는 다른 재료에 비해 자원이 풍부하고 비교적 저가이면서도 기계적 성질 특히 강인성이 매우 우수하기 때문에 건설, 기계, 수송기기, 전기기기, 화학장치 등에 널리 사용되며 그 유익성 또한 높이가 평가되고 있다. 그리고 철강재료는 200~2,400MPa(세선을 포함하면 3,000MPa)의 매우 넓은 범위의 인장강도를 나타내므로 다양한 용도에 적용할 수 있다. 이는 다른 금속재료에서는 보기 드문 철강재료만의 커다란 매력이다. 그러나 철강재료의 기술혁신에 따른 용도의 고도화와 다양한 사용환경에서도 견딜 수 있는 강인한 철강재료에 대한 사회적 요구에 따라 철강재료의 고강도에 의한 안전성과 신뢰성을 보증해야 하고, 또한 생산비의 경쟁력 강화를 위한 철강제조공정의 연속화, 공정단축 및 에너지 절약 등의 합리화 기술을 개발해야 하며, 그리고 과거와는 다른 기업환경의 변화에 대응하고 지구규모로 확산되고 있는 환경문제에 대처할 수 있는 환경 친화적인 새로운 기술을 개발해야 하는 위기에 쫓기고 있다.

철강재료뿐만 아니라 대부분의 금속재료의 물리적, 기계적 성질은 결정구조, 결정방위, 격자결함, 이상계면의 구조, 석출물의 분포와 크기 등에 강하게 의존한다. 그리고 금속재료를 강화하는 방법으로는 크게 나누어 고용강화, 분산강화를 포함한 석출강화, 가공강화, 결정립미세화강화로 분류할 수 있다[1]. 위의 모든 강화기구는 금속의 소성변형을 지배하는 전위의 이동을 고용원소, 석출물(분산입자), 전위, 결정립계 등으로 방해하여 탄성한도와 파단강도를 증가시키려고 하는 것이지만, 이

들 강화기구를 단독으로 이용하는 경우는 극히 드물다. 템퍼드 마르텐사이트(tempered martensite)는 위의 4가지 강화기구를 모두 이용한 좋은 예이다. 대부분의 금속재료는 합금, 열처리, 가공열처리에 의한 조직변화를 이용하여 몇개의 강화기구를 적절히 조합함으로써 강도와 인성을 대폭적으로 개선할 수 있는 커다란 특징이 있다. 특히 조직제어는 철강재료의 기계적 성질을 결정하는 가장 중요한 인자이기 때문에 재료에 적당한 성질을 부여할 수 있는 열처리와 다양한 조직을 얻을 수 있는 상변태는 실용적인 측면에서뿐만 아니라 학문적으로도 많은 연구의 대상이 되어 왔다. 철강재료가 용도에 부합된 성능을 최대한으로 발휘하기 위해서는 설계된 미세조직으로 구성되어야 하며, 이는 열처리에 의한 상변태를 이용하는 것이기 때문에 상변태 거동에 관한 이론적인 근거를 명확히 이해한 다음 적절한 열처리를 실시하는 것이 중요하다.

따라서 본 고에서는 오늘날 보다 복잡하고 치밀한 조직제어로 강의 강인화에 성공한 가공열처리, 2상영역열처리, 항온변태처리, 미세결정용체화처리의 원리를 새로운 관점에서 재고함으로써 강인화의 기본개념을 이해하고 또한 더욱 새로운 공정개발과 강인화의 중요성을 고취하고자 한다.

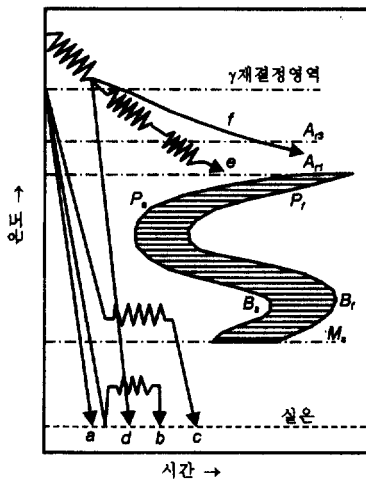
#### 2. 가공열처리에 의한 강인화

##### 2.1. 가공열처리의 흐름

가공열처리는 가공과 열처리를 조합한 처리로서 강의 강인화에 매우 효과적이다. 가공열처리에는 몇 가지 방

Table 1. 강의 가공열처리의 분류.

가공시기	이용할 변태		무확산변태(matensite)	
	확산변태( $\alpha$ , pearlite)	명칭	분류	명칭
변태 전	안정 $\gamma$ 영역에서 가공	제어압연	안정 $\gamma$ 영역에서 가공	단조 quenching 직접 quenching
	준안정 $\gamma$ 영역에서 가공		준안정 $\gamma$ 영역에서 가공	ausform
변태 도중	pearlite 변태 도중에 가공	isoform	matensite 변태 도중에 가공	subzero 가공 변태유기소성(TRIP)
변태 후(시효)	pearlite의 가공	partenting 신선	matensite의 가공	열간가공 냉간가공→tempering 시효 tempering matensite의 가공(strain temper)



a: 통상의 퀴칭, b: 변형템퍼링, c: 오스폼, d: 단조퀴칭, 직접퀴칭, e: 제어압연, f: 열간가공

그림 1. 가공열처리의 종류.

법이 있지만 강을 가공하는 시기와 이용하는 변태의 종류에 따라 Table 1과 같이 분류할 수 있다. 그림 1은 대표적인 가공열처리에 대한 열처리법을 TTT(Time-Temperature-Transformation) 곡선과 관련시켜 나타낸 것이다. 이 중에서 제어압연(e)과 오스폼(ausform, c)이 가장 잘 알려져 있으며 실용적으로도 매우 유용하다. 둘 다 가공경화된 미세결정 상태의 오스테나이트(austenite,  $\gamma$ )로부터의 변태를 이용하지만, 제어압연은 확산 변태(주로  $\alpha$  변태)를, 오스폼은 무확산의 마르텐사이트(martensite,  $\alpha'$ ) 변태를 대상으로 한다. 1,960MPa 이상의 고강도를 얻을 수 있는 오스폼은 종래에는 가공열 처리의 대명사처럼 사용되었지만 커다란 경화능을 필요로 하기 때문에 비교적 고합금으로 될 수밖에 없는 점과  $\gamma$  저온영역에서 가공되기 때문에 변형저항이 커지는 등의 제약으로 인하여 공업적으로는 크게 발전하지 못하였다.

이를 대신하여 제어압연과 제어냉각(수냉에 의한 가속 냉각)을 조합한 가공열처리가 등장하였으며, 그리고 열간압연 종료 후 압연라인 상에서 즉시 수냉한 다음 템퍼링처리를 실시하는 직접퀴칭(direct quenching, d)법이 고장력강판의 제조에 이용되었다. 직접퀴칭법은 종래의 조질고장력강처럼 퀴칭을 위한 재가열이 필요 없으므로 재가열의 생략에 따른 에너지 절약 효과 외에 ① 용체화처리 상태에서부터 퀴칭하므로 경화능 증대와 템퍼링시의 석출경화를 최대한으로 이용하여 그만큼 성분을 감소시킴으로서 용접성이 향상되고 ②제어압연을 통하여 최종조직의 미세화가 피하여 고강도에서 취성균열정지 성능이 양호한 고인성강이 얻어지는 등의 이점이 있다. 제어압연과 직접퀴칭법은 소재의 형상을 변화시키기 위한 공정이었던 열간압연에 열처리를 동시에 포함시켜 변태의 종류와 조직제어를 실시함으로써 공정단축, 에너지 절약 및 재질개선을 동시에 꾀한 것이다. 오늘날 흔히 사용되는 thermo-mechanical treatment, thermo-mechanical processing 또는 TMCP(Thermo-Mechanical Control Process)라는 용어는 이들에 대한 명칭이며, 특히 TMCP는 저합금-고장력강(High Strength Low Alloy steel, HSLA강)을 대상으로 후판의 비조질고장력강의 제조기술로서 1,980년 일본에서 개발되어 실용화된 이후 세계의 철강제조업체에 보급되어 공업화된 기술로서 오늘날 그 기술이 보다 향상되어 널리 활용되고 있는 좋은 예이다. 열연강판의 제조공정은 강을 가열, 조압연, 완성압연, run-out table에서의 가속냉각, 권취 후의 서냉이라는 일련의 열간가공과 열처리를 부여하여 재질을 제어하는 가공열처리 공정이다. 그림 2는 열연에서의 냉각조건과 얻어지는 미세조직의 개략도를 나타낸 것이다. 이와 같은 광범위의 온도제어 기술에 의해 미세조직의 광범위한 제어가 가능하게 되었으며, 자동화를 주체로한 성형성이 우수한 490~780MPa의 고장력 열

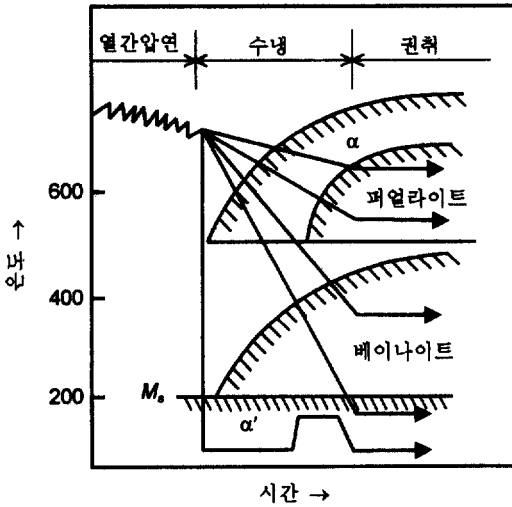


그림 2. 열연강판의 제조공정과 냉각속도에 따른 조직.

연강판이 개발되었다.

준안정  $\gamma$  조직을 변형하면 변형 중에  $\alpha'$  변태가 발생하여 균일연신이 증가하고 인성이 향상되는데, 이를 TRIP(Transformation Induced Plasticity, 변태유기소성) 현상이라 한다. Zackay 등[2]은 이 현상을 이용하여 인장강도 1,960MPa과 균일연신을 25%의 TRIP강을 약 30년 전에 개발하여 획기적인 초강력강으로서 당시 커다란 주목을 받았지만, 이 강 역시 합금원소를 많이 포함하고 오스폼을 병용하는 등 제조공정이 복잡하여 크게 발전하지 못하였다. 그러나 80년대부터 저합금강에 있어서 비교적 소량의 잔류  $\gamma$ 의 TRIP 현상을 이용하여 강인한 재료를 개발하려는 새로운 시도가 증가하면서 주목되기 시작하였다.

### 2.2. 제어압연(TMCP)

제어압연은 강도상승은 물론이지만 오히려 인성향상에 주안점을 둔 처리라 할 수 있다. 제어압연으로 우수한 품질의 구조용강이나 고장력강을 제조하기 위해서는 강의 성분 즉 Nb, V, Ti, B 등의 미량첨가 합금원소와 S, P, O, N, H 등의 유해한 불순물 원소를 최적으로 제어하고 제어압연 및 제어냉각의 압연조건을 최적화해야 할 뿐만 아니라 강의 가열온도도 적절히 제어해야 한다. 그림 3은 제어압연과 각각의 단계에 따른 미세조직 변화를 개략적으로 나타낸 것이다. 제어압연 공정은 4단계 즉 재결정  $\gamma$  영역 압연, 미재결정  $\gamma$  영역 압연, 2상영역 압연 및 가속냉각으로 나눌 수 있다. 이와 같이

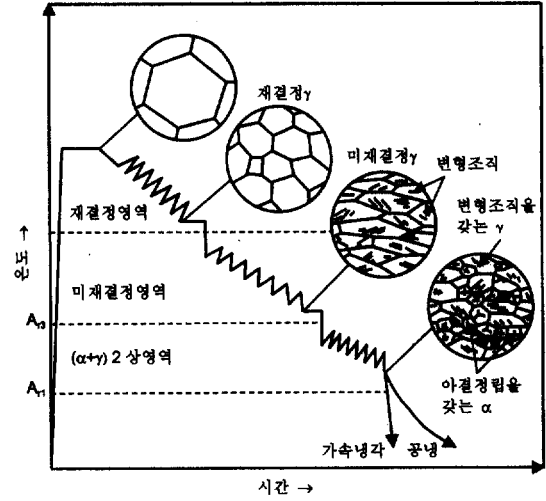


그림 3. 제어압연, 가속냉각의 4단계와 각각의 단계에 있어서의 조직.

제어압연은  $\gamma$  영역 또는  $\alpha$ (저탄소강의 경우)로 부분적으로 변태한 영역에서 실시되며 각각의 단계에서 다양한 결정립미세화의 방안이 교묘하게 이용되고 있지만 금속학적 관점에서 보면 가공경화 상태에 있는  $\gamma$ 로부터  $\alpha$  변태를 일으킨다는 점이 가장 중요한 핵심이다. 가공경화  $\gamma$ 에서는 연신된 입계, 변형띠, 어닐링 쌍정립계 등이  $\alpha$ 의 우선 핵생성 위치로 되기 때문에 핵생성 속도가 크게되어  $\alpha$ 의 결정립이 미세하게 되며,  $\gamma$ 의 재결정이 완전하지 않은 영역에서 누적압하율을 높이면  $\alpha$  결정립이 매우 미세화하여 압연상태에서의 강도와 인성을 크게 향상시킨다.

통상의 열간압연에 의한  $\alpha$  결정립은 약 20  $\mu\text{m}$  정도이지만 제어압연에 의한  $\alpha$  결정립은 5~10  $\mu\text{m}$  정도로서 약 590MPa의 인장강도와 -80°C이하의 Charpy 충격치 이온도라는 우수한 강인성이 압연상태에서 얻어진다. 또한 가공경화  $\gamma$ 를 얻기 위해서는 특수한 합금원소(Nb, V, Ti, B 등)의 미량첨가가 필수적이다. 그리고 압연 후의 가속냉각에 의해  $\alpha$ 의 변태점이 저하하여  $\alpha$  결정립이 보다 미세해지며 경우에 따라서는 배이나이트(bainite)나  $\alpha$ 를 일부 생성시킴으로서 보다 고강도화를 꾀한다. 다음은 TMCP에 의해 개발되어 실용화되고 있는 강의 예를 소개한다.

고장력강의 요구성능으로서는 강도 및 인성과 함께 저온용접균열성[3], 용접열영향부(weld Heat Affected Zone, HAZ)[3]의 인성 등 용접성이 중요하다. TMCP 강은 일반강에 비해 저탄소 당량으로도 고강도를 달성

할 수 있기 때문에 저온용접균열성에 있어서 매우 유리하다. 또한 HAZ에 관해서는 저탄소 당량화에 의한 미세조직 개선뿐만 아니라 Ti 질화물 또는 산화물에 의한 HAZ 조직의 미세화, Al 첨가에 의한 고용질소의 감소, 저 Si화에 의한 고탄소 island-type  $\alpha$  감소 등의 대책이 행해지고 있다. TMCP는 490MPa(항복강도 353MPa)의 선박용, 엄격한 저온인성이 요구되는 한랭지의 해양구조물용 후판 490~550MPa의 고장력강판, 석유나 천연가스 운송용의 파이프라인용 고장력강판에 적용되었다. 파이프라인의 사용환경은 매우 열악하여  $H_2S$ 를 함유하는 가스나 석유를 운반하는 파이프에는 엄격한 내수소균열성(Hydrogen Induced Cracking, HIC)[3], 내황화물 응력부식균열성(Sulfide Stress Corrosion Cracking, SSC)[3] 등이 요구된다. C, P, Mn의 감소에 따른 슬래브의 중심편석 감소, 극저S화 및 Ca처리로 황화물의 감소와 그 형태를 제어하고 TMCP에서의 가속냉각에 의해 편석 부로의 탄소의 확산농축을 방지하면 계면에 수소가 고착되어 HIC의 기점이 되는 저온변태상의 경도가 감소하므로 내HIC성이 개선된다. 그러나 용접부의 SSC 감수성은 HAZ 경도가 높을수록 증가하지만, 저탄소 당량화가 가능한 TMCP는 유리해진다. 또한 건축구조물의 대형화와 인텔리전트화에 따라 강재의 극후화와 고장력화에 따라 양호한 용접성과 고강도가 필요한 건축용 490MPa급 고장력강판도 TMCP에 의해 제조되고 있다.

TMCP는  $\gamma$  계 스테인리스강판의 제조에도 적용되고 있다. 제어압연의 적용에 의한 미세화 및 하부조직의 강화를 통하여 고강도화를 꾀할 수 있으며 더욱이 압연 후의 가속냉각에 의해 탄화물의 석출이 제어되어 그 상태로도 용체화처리제와 동등 이상의 내식성이 확보된다. 또한  $\gamma$  계 스테인리스강과 보통강을 조합한 강판에도 TMCP가 응용되고 있다. 제어압연 후의 직접퀵칭법은 교량 등의 각종 구조물에 사용되는 590~980MPa급의 고장력강판 등에 적용되고 있다. 고층건물의 내진설계에 우수한 소성변형능을 갖는 강으로 개발된 590~780MPa의 저항복비 · 고장력강판은 재가열 · 퀵칭법과 함께 직접퀵칭 →  $Ac_1$  ~  $Ac_3$  사이의 2상영역 재가열 · 퀵칭 → 템퍼링처리 하는 방법 등에 의해 정질의  $\alpha$ 나 베이나이트를 연질의  $\alpha$  기지에 분산시켜 복합조직으로함으로써 특성의 성능이 부여된다. 종래법으로 많이 제조되던 압력용기용 Cr-Mo강 등에 있어서도 TMCP의 용도확대가 진행되었다.

제어압연은 주로 한랭지용의 고강도 파이프라인 강판

의 제조법으로서 활용되어 온 것이지만 파이프라인용 제어압연 기술은 이미 성숙의 영역에 도달하여 지금은 이 기술에 의해 축적된 다양한 지식을 바탕으로 가속냉각을 첨가하여 구조용강 후판이나 저온용강, 중 · 고탄소강, 스테인리스강 등의 광범위한 강종에 적용하려는 방향으로 진행되고 있으며 다양한 강종에 적합한 새로운 형태의 제어압연 기술이 계속 개발되고 있다.

### 2.3. 오스폼(ausform)

오스폼은 초장력강의 개발에 있어서 매우 중요한 방법이다. 오스폼은 강도가 크게 증가함에도 불구하고 인성은 거의 감소되지 않는 강화에 주목한 열처리이며, 가공온도를 낮추어 격자결함을 많이 함유한 가공경화 상태의  $\gamma$ 로부터 급랭하여  $\alpha'$  변태를 발생시키는 것이다. 오스폼은 일반적으로 TTT 곡선에서 베이나이트의 C곡선에 대한 bay 영역의 준안정  $\gamma$  그대로 영역에서 실시되므로 TTT 곡선이 장시간 측에 위치하는 즉 베이나이트 변태에 대한 잠복기(incubation period)가 큰 합금강이 적합하다. 준안정  $\gamma$  스테인리스강을 가공하면 가공 중에  $\alpha'$  변태가 발생하여 커다란 소성연신을 동반한다. 이 현상을  $\alpha'$  변태유기소성(TRIP)이라 하며, TRIP을 응용하여 스테인리스강 등의 가공성을 향상시키기도 하고 초강인강의 연성과 인성을 상승시키기도 한다. 이 현상을 이용한 초강인강을 TRIP강이라 한다.

그림 4는 오스폼처리의 특징을 명확히 나타내고 있는 한 예이다. Ms점이 실온 이하에 있는 Fe-25%Ni-0.4%C 강을 200°C에서 여러 조건의 가공도로 압연(ausform)하여 압연상태의 시료( $\gamma$  시료)와 압연 후 액체 질소에 냉각한 시료( $\alpha'$  시료)를 비교한 결과이다.  $\gamma$ 는 가공도의 증가에 따라 크게 가공경화되지만 연신율은 급격히 감소한다. 그러나 가공경화된  $\gamma$ 로부터 생성된  $\alpha'$ 는 오스폼 가공도의 증가에 따라 인장강도는 상승하지만 연신율은 조금 밖에 감소하지 않는다. 따라서 60% 오스폼에서는  $\alpha'$  시료가  $\gamma$  시료보다도 인장강도가 크고 연성도 커진다. 즉  $\gamma$ 가 크게 가공경화되어 연성이 현저히 감소하여도  $\gamma$ 가  $\alpha'$ 로 변태하면 연성이 오히려 증가한다. 이는 가공에 의해  $\gamma$  중에 발생한 응력 집중부에 이를 완화하는 방위(variant)의  $\alpha'$ 가 우선적으로 생성하여 균열발생이나 균열핵의 진전을 방지하는 작용을 하기 때문이다. 소성변형에 의해 생긴  $\gamma$  중의 변형장이  $\alpha'$  변태에 의해 완화되는 것이 오스폼의 매우 흥미있는 점이다. 오스폼에 의해 lath  $\alpha'$  조직의 packet

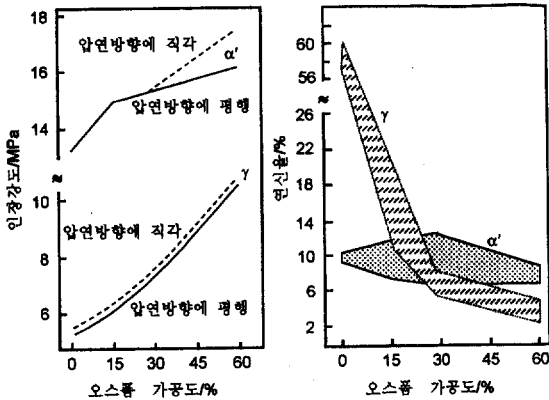


그림 4. Fe-25%Ni-0.4%C 합금( $M_s = -37^\circ\text{C}$ )에 있어서 오스폼에 의한  $\gamma$  및  $\alpha'$ 의 기계적 성질의 변화(1100°C에서 3시간 용체화처리 후 2000에서 오스폼, 인장시험 온도 80°C).

은 커지는데 반해 block은 미세해지는 경향이 있다. 가공도가 커지면 방위가 다른 lath가 혼재하여 생성하는 경향이 강해지며 block은 매우 잘게 분단되어 광학 현미경에서는 구분하기 어렵게 된다. 오스폼처리한  $\alpha'$ 에 있어서 강도가 현저히 증가함에도 불구하고 양호한 인성을 유지하는 것은 block 조직의 세분화 때문이다.

Charpy 천이온도를 저하시키기 위해서는 취성파괴시의 벽개파면 단위의 크기를 작게해야 한다.  $\alpha$ 조직의 경우에는 벽개파면 단위는 1개의 결정립에 거의 대응하기 때문에 결정립을 작게함으로써 천이온도를 더욱 저하시킬 수 있다. 이에 반해  $\alpha'$ 강의 천이온도는 각각의  $\alpha'$ 결정립의 크기에는 지배되지 않는다. 대부분의 실용 열처리강에 나타나는 lath  $\alpha'$ 의 폭은 0.1~0.5  $\mu\text{m}$ 로서 매우 가늘지만 lath들이 특정의 배열을 갖고 생성하므로 이들의 집단인 packet이나 block의 특징적인 영역이 존재한다. lath  $\alpha'$ 강의 경우 그림 5에 나타낸 바와 같이 packet 또는 block이 강인성을 지배하는 기본적인 조직단위가 되며, packet이나 block의 형태는 합금조성에 따라 변화한다. block이 잘 발달된 마르에징(martensite)강 등에서는 (a)와 같이 block이 취성파면 단위가 되며, block이 거의 발달하지 않는 강(Fe-C 및 저합금강 등)에서는 (b)와 같이 packet이 취성파면 단위가 된다. 따라서  $\alpha'$ 강의 천이온도를 저하시키는데는 packet 및 block의 크기를 작게할 필요가 있다. 그렇게 하기 위해서는  $\gamma$  결정립을 가능한 작게하는 것이 중요하다.

### 3. 2상영역열처리에 의한 조직제어와 강인화

#### 3.1. 2상영역열처리의 원리

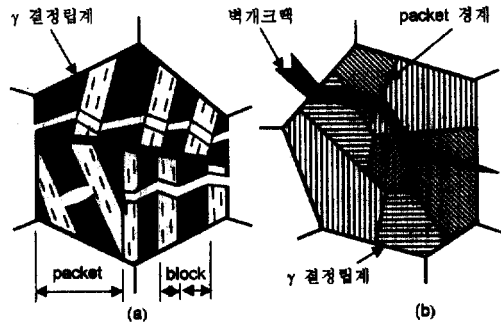


그림 5. lath  $\alpha'$  조직의 벽개파면 단위.

강의 열처리에서는  $\gamma$  단상 영역을 출발점으로 하는 것이 일반적이지만 오늘날  $\alpha + \gamma$ 의 2상영역을 적극적으로 이용한 열처리가 활발해졌다. 적절한 합금조성의 선택과 2상영역열처리 조건을 채택하여 모상 중에 제2상을 잘 분산시킴으로서 강인화에 바람직한 조직을 얻을 수 있다. 이 방법은 성형가공용 고강도강판인 복합조직(dual phase)강 등이나 저온용강인 9%Ni강 등에 응용되어 성공을 거두었다.

$\alpha'$  조직 또는  $\alpha + \text{퍼일라이트}$ (pearlite) 조직을 출발재로 했을 때의 2상영역열처리의 원리를 Fe-Ni(Fe-Mn)에서도 동일) 합금 및 Fe-C 합금의 상태도와 관련하여 그림 6에 나타내었다. Fe-Ni 합금의 경우는 경화능이 좋고 비교적 쉽게  $\alpha'$  조직을 얻을 수 있으므로 주로  $\alpha'$  조직이 출발재로서 사용된다. 이 경우 2상영역 가열에 의해  $\alpha'$ 의 lath경계를 따라 Ni이 농축된  $\gamma$ 가 미

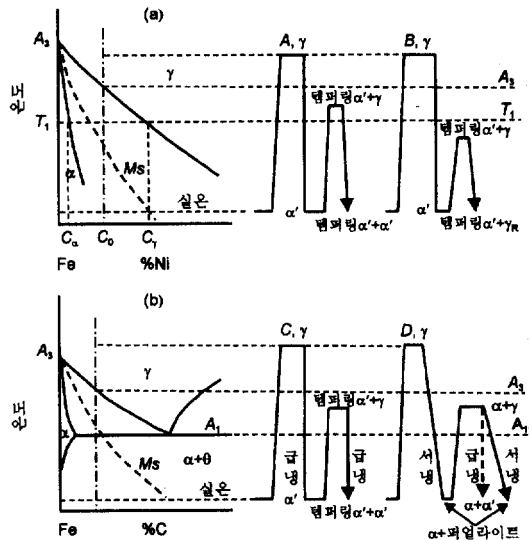


그림 6. 2상영역 열처리의 개략도; (a) Fe-Ni 합금 (b) Fe-C 합금.

세하게 석출한다. 가열온도가 높을수록  $\gamma$  량은 많아지지만  $\gamma$ 의 Ni농도는 감소한다. 이 경우 2상영역에서의 가열온도에 따라 실온에서 얻어지는 조직이 달라진다. 그림 6(a)에서 Ni조성이  $C_0$ 인 합금을 온도  $T_1$ 에서 장시간 유지하면 Ni농도가  $C_1$ 인  $\gamma$ 가 생성하여 모상  $\alpha'$ 의 Ni농도는  $C_0$ 로 된다.  $\gamma$ 의 Ms점은 점선으로 나타낸 바와 같이 Ni량의 증가에 따라 감소하며  $C_1$ (Fe-Ni 합금에서는 약 29wt%Ni) 농도에서 Ms점은 실온 부근이 된다. 따라서  $T_1 \sim A_3$ 점 사이의 온도영역에서 가열한 경우(A)  $\gamma$ 는 냉각 중에  $\alpha'$  변태를 일으켜 실온에서는 템퍼링  $\alpha'$  중에 새로이 생성된 fresh  $\alpha'$ 가 분산된 2상 조직이 된다. 그러나  $T_1$  이하의 온도에서 가열하면(B)  $\gamma$ 는 실온까지 안정하며 실온에서는 템퍼링  $\alpha'$  중에 미세한  $\gamma$ 가 분산된 조직이 된다. B의 열처리가 9%Ni강 등의 저온용강에 채용되고 있는 방법이다. Morris 등 [4]은 A의 열처리를 임계어닐링(intercritical annealing), B의 열처리를 임계템퍼링(intercritical tempering)이라 하여 구분하고 있다. 탄소강의 경우에는 그림 6(b)에 나타낸 것과 같이  $A_1 \sim A_3$ 점 사이의 가열에 의해  $\gamma$ 가 일부 생성한다.  $\gamma$  중의 탄소량은 농축되더라도 기껏해야 공식조성까지이며 Ms점이 실온 이상에 있기 때문에  $\gamma$ 가 그대로 실온에서 안정하게 존재하지는 않는다. 초기 조직이  $\alpha'$ 의 경우(C)는 Fe-Ni에서의 A와 본질적으로는 동일하다. 그러나  $\alpha + \text{퍼일라이트}$ 가 초기조직인 경우(D)에는 퍼일라이트 부분에  $\gamma$ 가 우선적으로 생성하여 2상영역에서는  $\alpha$ 기지에  $\gamma$ 가 미세하게 분산된 조직이 된다. 즉 급랭하면  $\alpha'$ 로, 서냉하면 퍼일라이트로, 그리고 중간정도의 속도에서는 베이나이트로 된다.  $\alpha'$ 를 얻는데는  $\gamma$ 의 경화능이 문제가 된다. 실용강에는 어느 정도의 합금원소가 첨가되어 있지만 Mn이나 Ni 등의  $\gamma$  생성원소는 2상영역에서의 가열시간이 길면  $\gamma$  중에 농축되므로 경화능이 좋아진다. D의 열처리에 의해 얻은  $\alpha'$ 중에 경한  $\alpha'$ (약간의 잔류  $\gamma$ (retained austenite,  $\gamma_R$ )가 존재하는 경우도 있음)가 균일하게 분산된 2상 조직이 얻어지며, 자동차용 고강도강판 등의 복합조직강을 얻는 기본적인 열처리이다.

3.2. 저온용 Ni강( $\alpha' + \gamma$  조직강)

Ni를 5~11%정도 함유하는 강에 2상영역열처리를 실시하여 템퍼링  $\alpha'$  중에 안정한  $\gamma_R$ 를 소량(약 5%정도) 분산시킨 조직으로하면 천이온도가 크게 저하하여 저온에서도 우수한 인성을 나타내게 된다. 그림 7은 Fe-

8%Ni-2%Mn-0.25%Ti 합금[5]에 대한 결과를 나타낸 것이다.  $\gamma$  단상영역으로부터 퀘칭한 lath  $\alpha'$  단상조직의 경우 변태전의  $\gamma$  결정립경을 38  $\mu\text{m}$ 에서 1.5  $\mu\text{m}$ 으로 작게하면 천이온도가 150°C 정도 저하하며  $\gamma$  결정립의 미세화가  $\alpha'$  조직의 천이온도 저하에 유효함을 알 수 있다. 또한 2상영역열처리로 저온에서도 안정한  $\gamma_R$ 를 5% 정도 생성시키면 천이온도는 37°C 정도까지 저하하여 저온에서도 매우 양호한 인성을 나타내게 된다. lath 경계를 따라  $\gamma$ 가 생성함으로써 그림 5에 나타낸 벽개 파면 단위가 되는 block이나 packet이 분단되어 미세화하는 것이 천이온도 저하의 원인으로 생각된다.

lath  $\alpha'$  조직에 있어서 block의 분단과 미세화에 의한 인성향상 작용에 대해서는 앞의 오스폼에서 설명하였다. 2상영역열처리 및 오스폼에 의한 lath조직의 분단과 미세화의 기구를 그림 8에 개략적으로 나타내었다. 통상의  $\gamma$  화처리에 의해 생성한 lath  $\alpha'$ 는 (a)와 같이 거의 같은 방위의 lath가 인접하여 생성하여 block을 형성한다. block 영역은 변형시에 하나의 결정립처럼 행동한다. 이 조직에 2상영역열처리를 실시하여 (b)와 같이 lath 경계를 따라 안정한  $\gamma$ 를 석출시키면 이들이 block 영역을 분할하는 작용을 갖는다. 그러나 가공경화 상태의

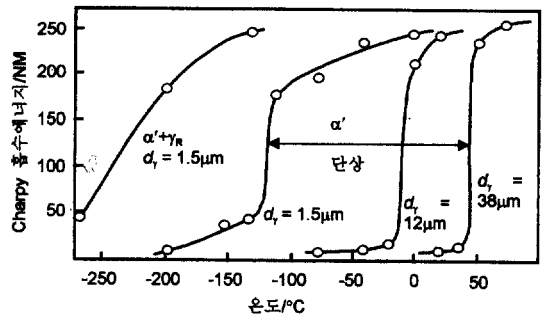


그림 7. Fe-8%Ni-2%Mn-0.25%Ti 합금에 있어서 Charpy 천이온도에 미치는 조직의 영향.

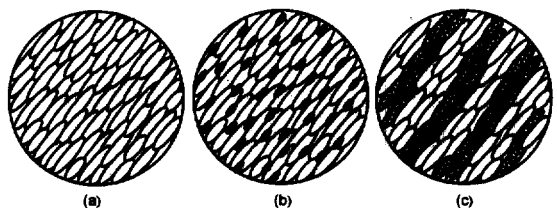


그림 8. lath  $\alpha'$  조직의 분단, 미세화의 기구; (a) 통상의 퀘칭 조직, 같은 방위의 lath의 집단 (b) 2상영역 열처리, 같은 방위의 lath의 집단이지만 lath 경계에 안정  $\gamma$ 가 생성 (c) 오스폼, 다른 방위의 lath의 집단이 미세하게 존재.

로부터 생성한 오스퍼치리한  $\alpha'$ 는 (c)에 나타난 것처럼 방위가 다른 lath가 혼합하여 생성하는 경향이 강하고 (a)와 같은 커다란 block 영역이 형성되지 않는다.

3.3. 복합조직(Dual phase,  $\alpha + \alpha'$  조직)감판

이 감판은 가공이 어려운 부품에 가공성을 높이고 동시에 강도향상을 꾀함으로써 경량화 할 목적으로 개발된 고장력감판이다. 복합조직 감판은 압연종료 후  $\alpha/\gamma$  2상영역에서 유지하여  $\alpha$  상을 석출시키고  $\gamma_R$  상으로 탄소를 농축시킨 후 급랭함으로써  $\gamma$ 를  $\alpha$ (약 5~20% 정도)로 변태시킨 일종의 복합강재이다.  $\gamma$  상의 경화능을 향상시켜  $\alpha'$  형성을 용이하게 하기 위해 Mn, Cr 등을 약간 첨가하여  $\gamma$ 에 농축시키면  $\alpha$  상은 합금원소의 결핍상태로 급랭되어 매우 연한  $\alpha$  상이 된다. 이 때문에 복합조직감판의 강도는 저탄소임에도 불구하고 비교적 높고 연성도 크지만 항복비가 낮고 항복연신율도 작다. 또한 가공경화를  $n$ 값이 크기 때문에 소성가공이 양호한, 즉 복합조직 감판에 외력이 가해지면 이 강의 대부분을 차지하는  $\alpha$  상에서 전위가 즉시 활동하여 소성변형이 시작되므로 비교적 양호한 균일연신율을 나타내고  $\alpha'$  생성시의 체적팽창에 의한 변형으로 주위에 도입되는 가동전위 때문에 항복강도가 낮고 성형시의 형상동결성이 우수한 것이 특징이다. 그러나 변형이 진행되면 경도차이가 큰  $\alpha$ 와  $\alpha'$ 의 계면에 변형이 집중되기 때문에 국부 연신율은 반드시 좋은 것만은 아니며  $n$ 값이 낮은 단점이 있다. 최근에는 복합조직감판 보다도 합금원소량이 적고 보다 저가의 연성이 우수한 as-rolled형 열연복합조직 고장도감판도 개발되었다.

그림 9는 각종 냉연감판의 인장강도와 연신율(전체연신율)의 관계를 나타낸 것이다. 석출강화나 가공경화에 의한 강화를 피하면 연신율은 크게 감소한다. 이에 반해 2상강은 매우 우수한 강도-연성의 조합을 나타낼 수 있다. 연한  $\alpha$  기지에 경한  $\alpha'$  상이 분산해 있으므로 변형시의 가공경화가 크게되어 커다란 연신율과 인장강도가 얻어진다. 이와 같이 복합조직강을 얻는 방법으로는 그림 6(b)와 같이 2상영역으로 가열하는 방법과 열간압연 상태의  $\gamma$  영역으로부터 냉각하는 도중에 얻는 방법이 있지만,  $\alpha +$  베이나이트의 2상강이나  $\alpha + \alpha' +$  베이나이트의 3상 강에 대해서도 많이 검토되고 있다.

4. 항온변태처리(austemper)에 의한 철강재료의 강인화

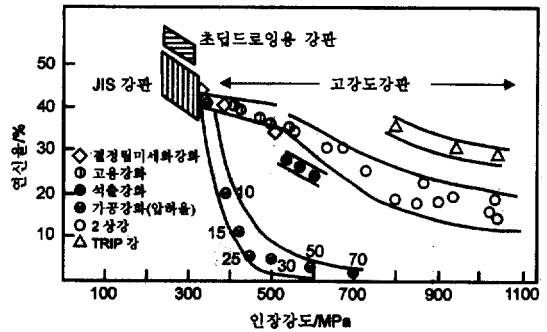


그림 9. 각종 냉연감판에 대한 인장강도와 연신율의 관계.

실온에서 안정한  $\gamma$ 를 얻는 방법의 하나로서 위에서 설명한 2상영역열처리가 있지만 이 방법은 Fe-Ni(또는 Fe-Mn)계 합금에서만 가능하며 탄소강에는 적용할 수 없다. 탄소강에서  $\gamma_R$ 를 많게 하는데는 탄소량이나 합금원소를 다량으로 첨가하여 Ms점을 실온 근처까지 내려야만 한다. 그러나 오늘날 저합금강에 있어서  $\gamma_R$ 를 다량으로 얻는 방법으로서 항온변태처리(austemper)가 재고되어 이를 이용하여 강도-연성(인성)의 조합이 우수한 냉연 및 열연감판이 제조되고 있다. 이 처리는 베이나이트 변태의 진행에 따라 탄소가 주위의 모상  $\gamma$ 로 배출되어 미변태  $\gamma$  중의 탄소농도가 증가하여 안정화하는 현상을 이용한 것이다. 단 통상의 강에서는 미변태  $\gamma$  중의 탄소의 농축은 적고 실온에서 안정한  $\gamma$ 는 거의 얻어지지 않는다. 그러나 0.1~0.2C에 1.5~3% 정도의 Si과 Mn을 첨가하여 탄화물석출을 억제함으로써 베이나이트 변태 후 미변태  $\gamma$ 로 탄소가 농축되어 실온에서 약 30% 정도의  $\gamma_R$ 가 얻어진다.  $\gamma_R$ 가 존재하면 네킹부위의 변형집중을 막는 TRIP 효과에 의해 매우 높은 균일연신율이 얻어지며 인장강도와 연신율이 우수한 조합을 나타내지만 열연감판으로 사용될 경우 요구되는 구멍확산성(punched hole expanding,  $\lambda$ )이 반드시 좋은 것만은 아니며, 또한 냉연감판으로 사용될 경우의  $\gamma$  값도 그다지 높지는 않다. 그러나 유기변태의 발생방법이 변형양식에 따라 다르므로 압축변형 보다는 인장변형시에 TRIP 효과가 강하게 작용되기 때문에 결과적으로 우수한 딥드로잉성이 얻어진다는 보고도 있다.

그림 10은 스프링강 SUP6(0.6%C-1.7%Si-0.8%Mn) [6]을 다양한 조건에서 항온변태처리 했을 때 얻어지는 베이나이트와  $\gamma_R$ 의 2상조직강의 강도-연성의 조합을 정리한 것이다. 비교를 위해 S55C 강의 베이나이트강(이 강은 항온변태처리하여도  $\gamma_R$ 는 거의 생성하지 않음)의

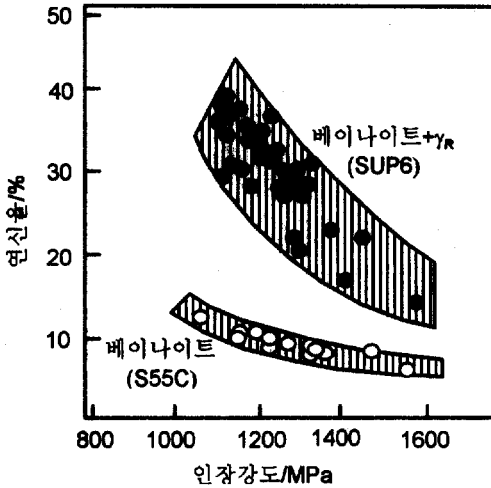


그림 10. 베이나이트+ $\gamma_R$ (SUP6강)와 베이나이트(S55C 강)의 인장강도와 연신율의 비교

결과를 나타낸 것이다. SUP6 강에서는 항온변태처리 온도나 유지시간에 따라  $\gamma_R$ 량이 변화한다. 예를 들어 444°C에서 100초 유지에서는 약 70%의 베이나이트와 약 30%의  $\gamma_R$ 의 조직이 얻어진다. 그림 11로부터 알 수 있듯이 인장강도 1,079~1,471MPa 범위에서 S55C 강의 베이나이트 단상강의 연신율은 5~13%인데 반해 SUP6 강에서는  $\gamma_R$ 에 의한 TRIP 현상 때문에 13~40%의 커다란 연신율을 나타낸다.

Matsumura 등[7]은 보다 탄소량이 적은 0.4%C-1.5%Si-0.8Mn 강에 대한 2상영역열처리와 항온변태처리를 병용하여  $\alpha$ + 베이나이트+ $\gamma_R$ 를 얻어 TRIP 현상을 이용하여 인장강도 약 980MPa 정도에서 연신율 약 30% 정도의 고장력강판을 얻었다. 이 처리는 2상영역열처리를 실시하여 약 30%의  $\alpha$ 와 약 70% 정도의  $\gamma$  조직으로 한 다음 항온변태처리하여  $\gamma$ 로부터 베이나이트 변태를 발생시켜 실온에서 약 15~20%의  $\gamma_R$ 를 얻는다. 이와 같이 TRIP 현상을 이용하면 우수한 강도-연성의 조합성질을 나타내는 강을 얻을 수 있다.

항온변태처리에 의해 생성하는  $\gamma_R$ 를 이용하여 연성·인성을 개선하는 열처리는 구상흑연주철의 분야에 있어서도 주목되고 있다. 이들은 ADI(Austempered Ductile Iron)로 알려져 있으며 834~932MPa의 인장강도와 8~13%의 연신율을 나타내는 구상흑연주철이 얻어지고 있다.

5. 미세결정 용체화처리에 의한 철강재료의 강인화

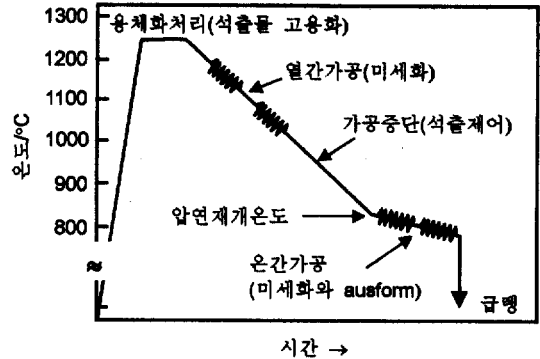


그림 11. 마르에징강의 특수가공열처리의 개략도

5.1. 특수가공열처리법

현재 실용강 중에서 가장 강인한 강은 18%Ni 마르에징강이며 얻어지는 강도는 2,403MPa 정도가 한계이다. 보다 고강도의 2,746~3,432MPa 급의 강종으로서 다량의 Mo를 첨가한 저Ni-고Co-고Mo계의 강(예를 들어 8%Ni-18%Co-14%Mo)이 제안되었다. 그러나 이 강종은 고Mo이므로 통상의 온도에서의 용체화처리에서는  $\gamma$  중에 Mo의 미용해 석출물이 잔존하기 때문에 충분한 연성·인성을 얻는 것이 곤란하여 이 문제를 극복하기 위해 가공열처리의 검토가 행해졌다. Muneki[8]와 Kawabe 등[9]은 마르에징강에 대한 강인화의 극한 추구를 시도하여 이 강종을 대상으로 일련의 계통적인 연구를 실시하여 다양한 열처리와 가공열처리에 대해 검토하였다.

그림 11은 Kawabe 등[9]이 개발한 고 Mo계 마르에징강의 특수가공열처리의 개략도이다. 먼저, 인성을 개선하기 위해 고온에서 용체화처리를 실시하여 Mo의 급속산화합물을 완전히  $\gamma$  중에 고용시킨다. 그 결과  $\gamma$  결정립이 조대해지므로 용체화처리 온도로부터의 냉각과정에서 열간가공을 행하여 재결정시킴으로서  $\gamma$  결정립을 미세화시킨다. 단 900~1,000°C의 온도구간은 가공에 의해 석출이 현저히 촉진되므로 이 구간에서 압연을 중단한다. 그리고 석출개시 nose온도 이하에서 재결정온도 이상의 온도에 도달하였을 때 압연을 재개하여  $\gamma$  결정립의 미세화와 오스폼에 의한 강도상승을 피하며 실온으로 급랭한다. 특수가공열처리를 10%Ni-18%Co-12%Mo-1%Ti 강에 적용하여 3,560MPa의 인장강도를 얻었다. 더욱이 특수가공열처리 후 냉간가공하여 시효하면 95% 냉간가공에서 최고 4,295MPa의 인장강도가 얻어진다.



## 5.2. 미재결정 용체화처리법

lath  $\alpha'$  조직을 나타내는 18%Ni 마르에징강을 가열하면 627°C 부근부터  $\gamma$  로 역변태한다. 역변태는 통상  $\alpha'$  적으로 일어나고 역변태 직후의  $\gamma$  는 높은 밀도의 전위를 함유하며 더욱 고온으로 가열하면 재결정을 일으킨다. 18%Ni 마르에징강의 용체화처리는 통상 재결정에 의한  $\gamma$  결정립의 미세화를 목적으로 재결정 온도 바로 위로의 가열이 행해진다. 그러나 Kuribayashi[10]와 Horiuchi 등[11]은 미재결정  $\gamma$  영역에서의 용체화처리에 의해 강도와 인성이 개선되는 것을 발견하여 이미 실용화하였다. 종래의 마르에징강에서는 역변태 완료온도와 재결정 개시온도가 좁기 때문에 미재결정  $\gamma$  영역을 이용한 열처리는 실용적 관점에서는 거의 관심 밖이었지만 Horiuchi 등[11]은 보론의 미량첨가(10~30ppm)에 의해  $\gamma$  의 재결정 온도가 크게 상승(30ppm 보론첨가로 보론 무첨가 강에 비해 123°C 상승)하는 것을 발견함으로써 미재결정 용체화처리를 실용적으로 가능하게 하였다. 미재결정용체화처리가 재결정 용체화처리에 비해 우수한 강인성을 나타내며, 미재결정 용체화처리 전에 30%의 냉간가공(marform)을 행하면 한층 우수한 성질이 얻어진다. 미재결정 용체화처리에 의한 강인화 효과는 높은 밀도의 전위를 함유하는 역변태  $\gamma$  로부터 생성한 lath  $\alpha'$  조직의 block이 미세화함으로써 출현되는 것으로 생각되고 있다. 이는 그림 8(c)에 나타낸 오스폼의 경우와 동일한 작용으로서 단지 열주기만으로 가공을 행한 것과 같은 효과가 나타난다는 점에서 흥미있는 열처리이다.

## 6. 맺음말

강의 강인화에 관한 몇 가지 열처리 기술을 소개하였다. 강인한 강을 얻기 위해서는 강의 탄생과 성장의 두 과정이 중요하다. 최근 제강기술의 진보에 따라 고순도의 강을 공업적으로 얻을 수 있게 되었다. 이처럼 탄생이 우수한 강을 더욱 소중하고 훌륭하게 성장시키기 위해서는 재료 연구자 및 기술자에게 부여된 책임은 예전에 비해 매우 크다. 오늘날 강의 여러 열처리나 가공열처리 분야에서의 커다란 진보로 치밀한 조직제어가 가

능해졌지만 이들이 성공한 배경에는 반드시 어떤 종류의 합금원소가 중요한 작용을 하고 있다. 제어압연의 HSLA 강에서는 Nb나 Ti의 미량첨가가, 항온변태처리에 의한 잔류  $\gamma$  의 생성에는 Si이, 그리고 마르에징강의 미재결정용체화처리에는 보론이 불가결한 원소이다. 이와 같이 다양한 합금원소의 미량 혹은 소량첨가로 출현하는 특수한 작용을 밝혀내어 활용해 가는 것이 새로운 열처리와 공정을 실용화로 결부시키는 핵심이 될 것 같다. 더욱이 새로운 공정의 개발과 연구의 중요성은 당연하지만 과거부터 알려져 있는 현상을 항상 새로운 관점에서 다시 재고하는 것도 필요한 것으로 생각된다. 예를 들어 TRIP이나 오스폼은 약 30년 전에 주목을 받았지만 결과적으로는 커다란 발전을 이루지 못했다. 이는 많은 제약으로 인하여 공업적으로는 성공하지 못하였지만 강의 강인화법으로서 원리적으로 매우 우수한 것이다. TRIP 현상이 최근 많은 분야에서 다시 재고되고 있는 것처럼 우수한 원리를 갖는 현상을 다시 한 번 재고하여 현재의 공정 중에 적극적으로 도입해 가는 공리가 필요할 것이다.

## 참고문헌

1. 橋口隆吉, 近角聰信: 結晶の強度, 材料科學講座3, 朝倉書店, 東京, 1968.
2. V. F. Zackay, E. R. Parker, D. Fahr and R. Bush: Trans. ASM, 60(1967), 252.
3. 村田雅人: 構造材料の損傷と破壊, 日刊工業新聞社, 東京, 1995.
4. J. W. Morris, Jr., J. I. Kim and S. K. Syn: *Advances in Metal Processing*, Ed. by J. J. Burke et al., Sagamore Army Materials Research Conference Proceedings, (1978), p. 25.
5. S. Jin, S. K. Hwang and J. W. Morris Jr.: *Metall. Trans. A*, 6A(1975), 799.
6. 篠田研一, 山田利郎: 熱處理, 29(1980), 326.
7. O. Matsumura, Y. Sakuma and H. Takechi: Trans. ISIJ, 27(1987), 570.
8. 宗木政一, 河部義邦, 高橋順次: 鐵と鋼, 69(1983), 983, 2030.
9. 河部義邦: 金屬材料技術研究所報告集, 5(1984), 43.
10. 栗林一彦, 堀内良: 鐵と鋼, 72(1986), 2109.
11. 栗林一彦, 堀内良: 鐵と鋼, 73(1987), 2251.