

* 이 글은 日本 “熱處理” 제 46권 3호에 게재된 내용을 번역 정리한 것임.

고주파-열처리에 의한 철강재료의 결정립 미세화 (2) -미세화 기구와 관련 연구 예-

지 태 구
홍익대학교 금속공학과

Grain Refining of Steel by Induction Heat-treating (2) -Mechanism of Refining and Related Studies-

1. 서 언

고주파열처리와 미세결정립을 키워드로 하여 전보 [1]에서는, 폐사에서의 고주파 퀴칭(IHQ) 고주파 템퍼링(IHT) 스프링강선 ITW(SUP12/SAE9254강)의 결정립 크기에 관한 기초적인 실험결과를 소개하였다.

본보에서는 전보에서 나타난 여러 가지 실험결과에 관해서 결정립크기에 미치는 IH γ 화 조건의 영향에 대하여 고찰한다.

또 폐사에서의 전보이외의 결정립크기에 관련하여 치차의 급속 단시간 가열 퀴칭에 관한 연구 등, 다른 관련된 연구 사례를 소개한다.

2. 결정립크기에 미치는 IH γ 화 조건의 영향[2-4]

전보의 결과로부터 IH에 의한 결정립 미세화가 연성과 인성 등 여러 가지 기계적 성질의 향상에 유효한 것이 명확하였다. 여기서 IH γ 화의 특징인 급속, 단시간 고온 가열이 결정립이나 강인성에 미치는 영향을 각각 명확히 하기 위해서 γ 화 가열속도, 가열유지 시간 및 가열온도와 결정립크기 및 상온 충격치와의 관계를 구하였다.

2.1 가열속도와 온도, 시간의 영향

그림 1은 가열속도의 영향을 나타낸 것으로 가열온

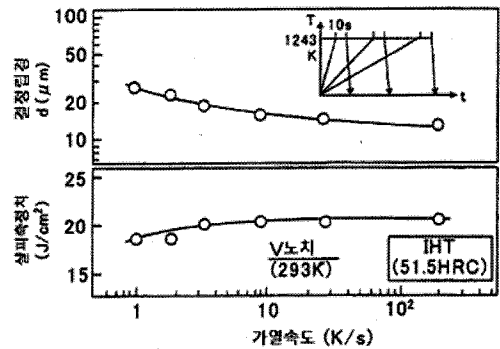


그림 1. 결정립경과 충격치에 미치는 가열속도의 영향.

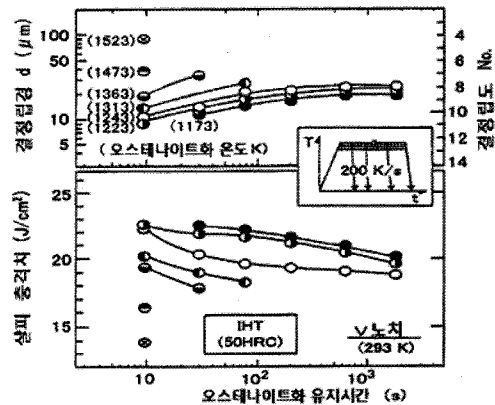


그림 2. 결정립경과 충격치에 미치는 오스테나이트화 가열 온도, 가열시간의 영향.

도와 가열시간이 같아도 가열속도가 느리면 결정립경은 서서히 커진다. 51.5HRC급(IHT제) 충격치는 서서

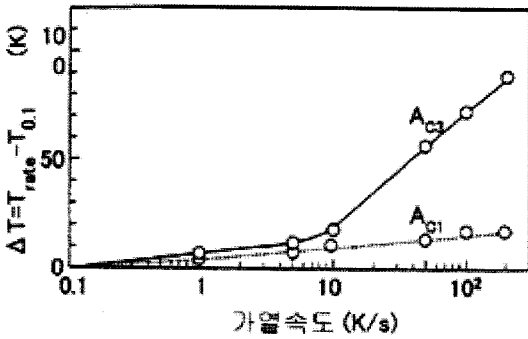


그림 3. 가열 변태점에 미치는 가열속도의 영향.

히 저하하는 것으로 나타났다. 그림 2는 같은 200 K/s에서 급속가열 후 가열온도, 가열시간과 결정입경 및 충격치와의 관계를 나타낸 것으로, 가열온도가 같을 경우 결정입경은 가열시간이 길어지면 커지며, 조대화 정도는 긴 시간 측에서는 거의 일정하였다.

또 각 결정입경의 소입재를 50HRC 급에 IHT 한 경우 충격치는 같은 정도의 경도임에도 불구하고, 가열온도가 높고 가열시간이 길면 저하하여, 결정립 조대화와 대응하였다. 이 결과로부터 결정립 미세화와 이것에 기인하는 우수한 강인성을 얻으려면, 급속 가열 + 단시간 가열 γ 화가 필요하다고 생각된다.

2.2 급속가열중의 γ 화 생성기구

그림 3은 가열속도와 가열냉각시의 열팽창 수축선 도로부터 구한 가열변태점과의 관계를 나타낸 것으로 가열속도가 빠르면 A_{C1} 변태점은 서서히 높아지고 A_{C3} 변태점은 10 K/S을 넘으면 급속히 빨리 높아졌다. 이와 같은 경향은 그림 4에 나타난 평형상태에서의 A_{C3} 변태점의 가열속도 의존성과 일치하고 있다.

일반적으로 γ 와 같은 상 변태로 생성된 새로운 상의 변태 후의 결정립크기는 (1)식으로 나타내며, 성장속도 G/ 핵생성속도 I의 값이 작을수록 미세하게 된다.

$$d = 0.91(G/I)^{1/4} \tag{1}$$

또 G, I의 값은 온도 의존성이 있어, 온도가 높을 수록 크게 된다. (1)식에 그림 3의 데이터를 적용하면, 예를 들어 통상적인 고주파 퀴칭에서의 100~200 K/S 정도의 급속가열 γ 화 과정에서는 A_{C1} 변태점이 약간 높아 γ 화가 높은 온도에서 시작하기 때문에 분모 I가 약간 크게 되어 G/I가 작아져 어

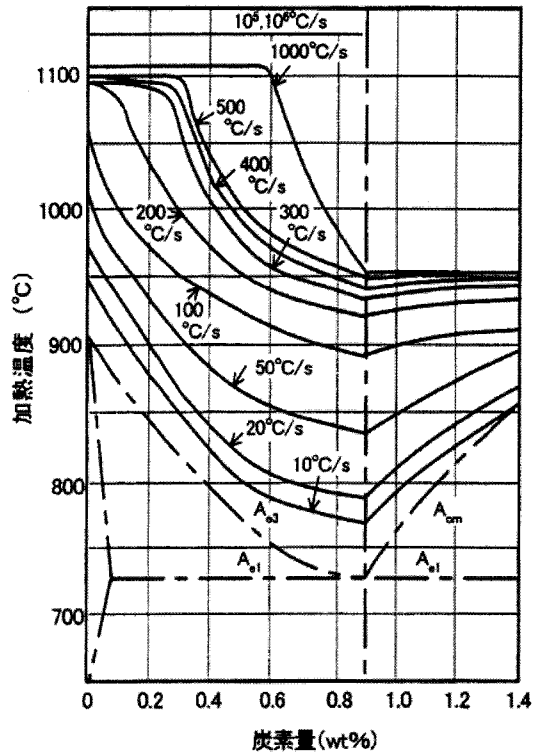


그림 4. 평형상태도의 A_{C3} 변태점에 미치는 가열속도의 영향[5].

는 정도 d가 작아진다고 생각된다.

한편 고온으로 되면 G가 커져 입은 성장하게 되나 그 구동력이 비교적 작아 초단위의 급속 단시간 가열중의 입자성장은 적극적인 핀닝 현상으로 입자성장이 일어나지 않아 결과적으로 미세 결정립이 얻어진다고 생각된다.

또 IH γ 화와 같은 연속적인 승온 과정에서는 γ 의 핵생성과 성장이 함께 진행 되는 것으로 생각되어 가열속도가 빨라질수록 각 거동을 개별적인 고찰은 어려우나 기본적으로 다음과 같이 생각 할 수 있다. 우선 단상 강 또는 2상강의 일정 온도에서의 평균 결정립 반경 r의 시간 변화는 일반적으로 (2)식으로 나타낸다.

$$r^n - r_0^n = k_n t \tag{2}$$

여기서 r_0 는 초기반경, k_n 는 조직과 온도에 의존하는 속도정수, n값은 단상 강에서는 2, 2상강에서는 3 또는 4로 되어있다.

그림 5는 급속가열 및 완속가열 프로세스 개념도

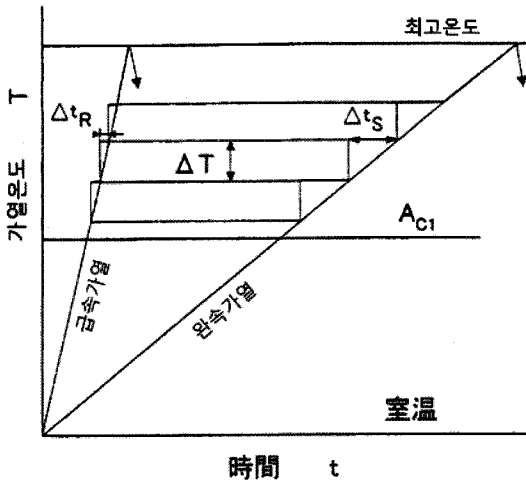


그림 5. 급속가열과 완속가열에서의 가열 프로세스 개념도.

를 나타낸 것으로, 최종 결정립경이 소정의 γ 와 온도에 도달 할 때까지의 미소온도구간 ΔT 에 대응하는 시간, 급속가열의 경우는 Δt_R , 완속가열의 경우는 Δt_S 에서의 결정립 성장을 적산한 결과라 생각하면, 가열속도가 큰 편이 각 미소온도구간에서의 유지시간이 짧아져 (2)식에서 t_g 작아지므로 r 이 작아지게

되어 미세 결정립이 얻어진다고 생각된다. 이들 검토 결과로부터 급속 단시간 가열소입(IHQ)에서의 미세 결정립은 초단위의 γ 화후 급속 쿨링해서 입성장도중의 조직을 고정시켜 얻은 것이라 생각하면, 반드시 적극적인 미세화라고 볼 수는 없다.

다만, 급속 가열은 위와 같은 결과에 의하면 다른 합금원소 첨가나 심한가공 등으로 적극적인 미세화방법과 병행함으로써 보다 큰 미세화 가능성이 있는 것을 의미하는 것으로 생각된다.

3. 日本熱鍊에서의 고주파 쿨링과 미세 결정립에 관한 화제

3.1 SUP12 강의 IHQ 재에 관한 실험결과

그림 6은 SUP12 쿨링 재료를 200 K/S로 급속 가열 및 1K/S로 완속 가열한 경우 A_{C1} 변태점 직상에서의 γ 핵생성 상황을 나타낸 것으로 같은 온도에서도 완속 가열 시에는 보다 많은 γ 핵이 생성하고 온도가 올라가면 급속히 γ 면적이 증가하였다. 한편 급속 가열시 γ 생성량은 완속 가열 시에 비해서 같은 온도에서도 작아졌고 온도가 올라감에 따라

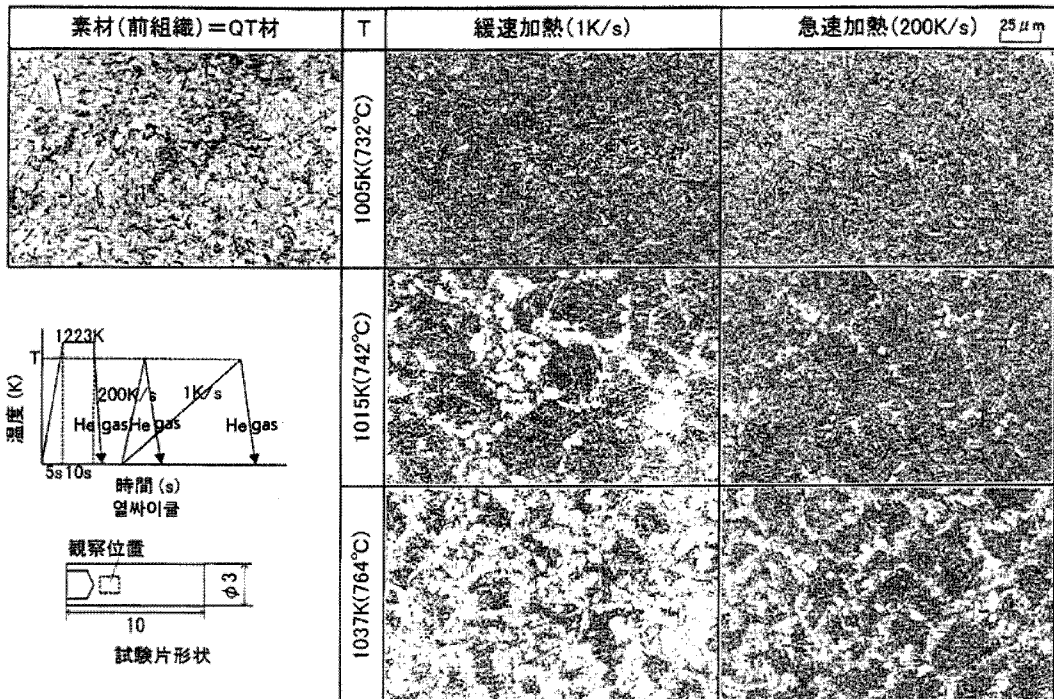


그림 6. 급속가열 및 완속 가열시 A_{C1} 변태점 직하에서의 오스테나이트의 핵생성 상황.

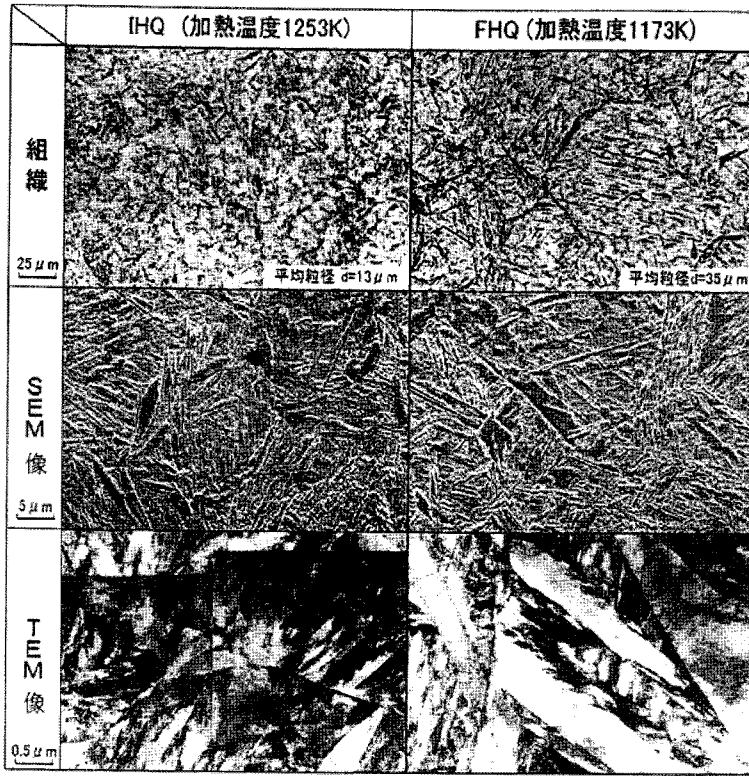


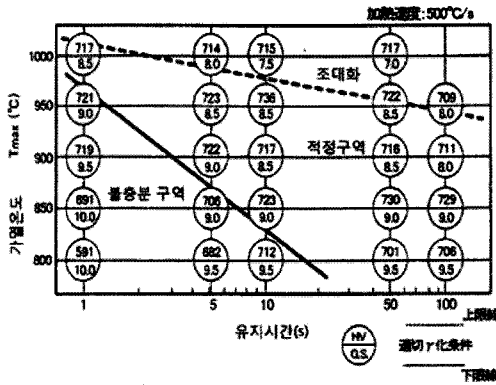
그림 7. 급속가열 퀴칭 (IHQ) 재와 완속가열 퀴칭 (FHQ) 재의 조직.

서도 급히 커지지 않았다. 핵생성이 약간 고온 측에 이동한 것이라 생각된다. 같은 온도에서 생성한 γ 결정립경은 급속가열 재에서는 1~3 μm 정도로 미세하였으나 이 1~3 μm 정도가 급속 가열 단독에 의한 결정립 미세화의 한계 값(완속 가열 내서도 거의 같은 정도)이라 생각된다.

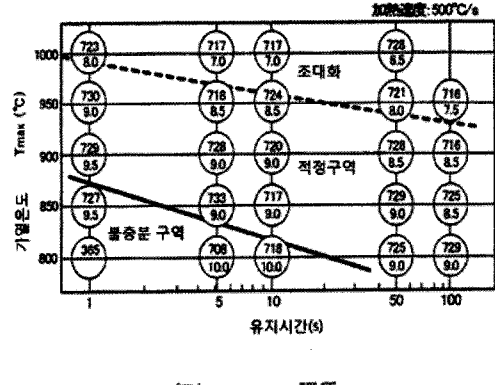
그림 7은 상기의 급속가열 퀴칭 재(IHQ 상당, 200 K/s로 980°C/1253 K 가열 $d = 13 \mu\text{m}$)와 완속가열 퀴칭재(FHQ 상당 1 K/s 900°C/1173 K 가열 $d = 35 \mu\text{m}$)의 마르텐사이트 조직의 금속현미경, SEM 및 TEM을 이용하여 관찰한 것이다. 급속가열 퀴칭 재에서는 결정립이 미세하게 되고, 입계 subgrain이 명확하지 않았으며, 마르텐사이트 래스의 폭이 작고 길이는 짧으며 또 래스 경계도 불명확하였다. 이 차이가 기계적 성질에 미치는 영향에 대해서는 검토되지 않았다. 급속가열 퀴칭 재가 γ 조직이 더 불안정, 이를테면 비평형상태에서 퀴칭 된 것을 나타내는 흥미 있는 조직이라 생각된다.

3.2 TTA(시간-온도-오스테나이트화)선도

TTA(Time-Temperature-Austenitization)선도는 급속단시간 가열 γ 화 퀴칭 정도와 조직, 결정입도에 미치는 가열속도, 온도, 시간의 영향을 정리해 나타낸 그림으로 그림 8~10에 저자, Orlich[8]의 표시법에 결정입도를 첨가해서 보기 쉽게 독자적인 TTA 선도의 예를 나타낸 것이다[9]. 그림에서 위의 위쪽에 경도(HV 또는 HRC) 아래쪽에는 결정입도를 나타내어 400배의 금속현미경 관찰로 미용해 페라이트, 그리고 /혹은 세멘타이트(필라이트)가 보이는 조건 군과, 결정립도 8보다 조대한(입도가 작은) 조건 군을 각각 직선으로 연결한 하한선과 상한선으로 하고 그 선 사이를 γ 화 적정 영역으로 나타내고, 급속가열 γ 화 조건의 적정한 선정을 위해 활용하였다. 그림 8은 앞 조직이 (A) 압연상태 (B)조질(QT; 퀴칭) 한 경우 S45C 강의 예를 나타낸 것으로 조질 재의 적절영역 폭이 넓고 또 하한선이 저온 측에 위치하여 γ 화가 쉬운 것으로 나타났다. 결정입도에 있어서는 페사에서 취급하는 고주파 표면 퀴칭 부품이나 고강

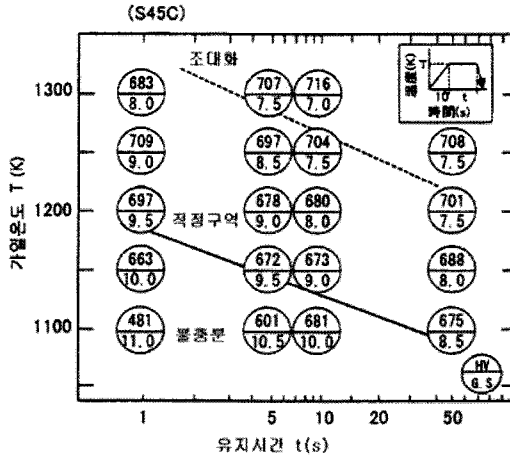


(A) 전조직 = 圧延 상태

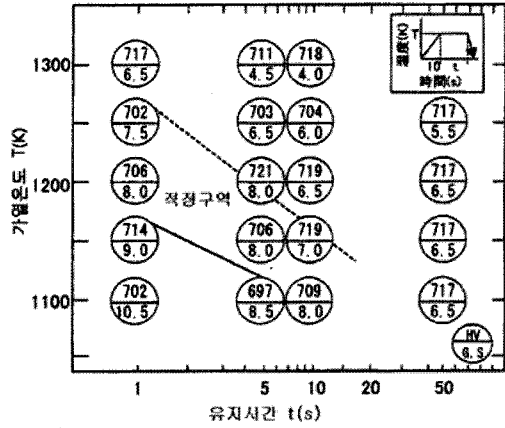


(B) 전조직 = 調質

그림 8. S45C 강의 TTA 선도와 전조직의 영향.



(A) 페라이트 네트워크 지름이 작은 경우(입도8)



(B) 페라이트 네트워크 지름이 큰 경우(입도1)

그림 9. S45C 강의 TTA 선도(결정립크기)에 미치는 이전 조직크기의 영향.

도선, 강 봉의 경우 강종과 열처리 조건, 경도, 경화층 깊이 등의 상태에 의하나, 경험적으로는 $d = 5 \sim 20 \mu\text{m}$ 의 경우가 많다. 단지 최근에는 규격강에 특수 원소가 첨가되어, 소재에서 조직 제어가 되는 예가 증가하고 있고, 또 조직 판정이 어려운 예가 많아 TTA 선도는 복잡하게 되고 또, 결정립이 미세한 경향을 보이고 있다. 그림 9는 전 조직의 크기, 여기서는 페라이트 네트워크 지름(전 γ 입경) 이 TTA 선도에 미치는 영향을 나타낸 것으로 보다 미세한 렌칭 조직을 얻기 위해서는 전 조직도 미세한 편이 유리한 것을 알았다. 그림 10은 SKD61 강의 TTA 선도로 고 합금강 에서도 IHQ에 의해 보다 미세한 결정립이 얻어지며, 그림 11에 나타난 것과 같이 IHQHT 재는 FHQFHT 재보다 우수한 연성, 인성을 나타내었다[10].

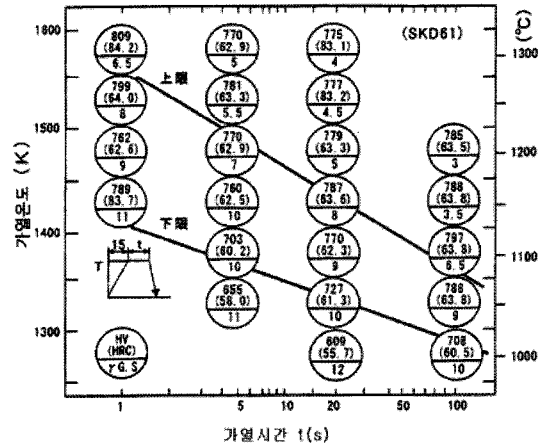


그림 10. SKD61 강의 TTA 선도.

인성을 나타내었다[10].

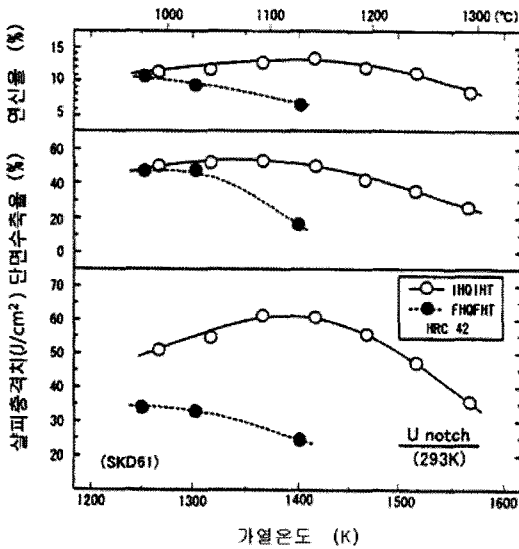


그림 11. SKD61 강의 오스테나이트화 가열온도와 연성, 인성.

3.3 급속단시간 가열, 고주파 퀴칭

최근 三坂 등이, γ 영역에서 불과 0.1~0.5s 동안 가열로, 초 급속 단시간 가열 퀴칭(SRIQ = Super Rapid Induction Heating and Quenching) 기술을 개발하여 치차를 치형에 따라서 고주파 윤곽 퀴칭 하는 것이 가능하였다. 그래서, 침탄 퀴칭, 일반적인 초단위의 고주파 퀴칭 연질화한 치차보다 치원에 높

은 압축 잔류응력을 일으키고, 치원피로강도가 향상되고, 변형이 작아 안정되는 등의 장점을 갖는 것이 명확하였다[11, 12].

그림 12는 치원의 조직과 결정립을 나타낸 것으로, $d = 5 \mu\text{m}$ 정도의 미세 결정립과 균일한 퀴칭 조직 경도가 얻어졌다. 또 1000°C까지 10000 K/s(가열시간 0.1s)로 초 급속 단시간 가열 γ 화 하는 경우 시뮬레이션 계산에 의하면 앞 조직에 존재하는 구상으로 가정한 입경 $1 \mu\text{m}$ 정도의 시멘타이트라면, 고용(분해, γ 중에 용해)이 가능하여[13] 균일한 퀴칭 조직이 얻어진 다는 것을 뒷받침하고 있다.

4. 문헌, 특허정보로부터 고주파 퀴칭과 미세결정립에 관한 사례

4.1 반복 가열 퀴칭

Grange의 방법을 검증하여 실용화하기 위한 여러 가지 연구, 출원이 되고 있다. 土方, 山崎 등은[14] B철가 S35C 강을 고주파 반복가열 퀴칭하여 표면에서 결정립도 13~14가 얻어진 것을 출원하였다. 大澤은[15] SUJ2강을 용융염욕에서 반복가열 퀴칭하면 $d = 3\sim 4 \mu\text{m}$ 가 얻어지는 것을 보고하였다. 河野 등은[16] SAE1041 강을 고주파 반복가열 퀴칭하여 $d = 3 \mu\text{m}$ 가 얻어졌고, 굽힘 인성이 향상되는

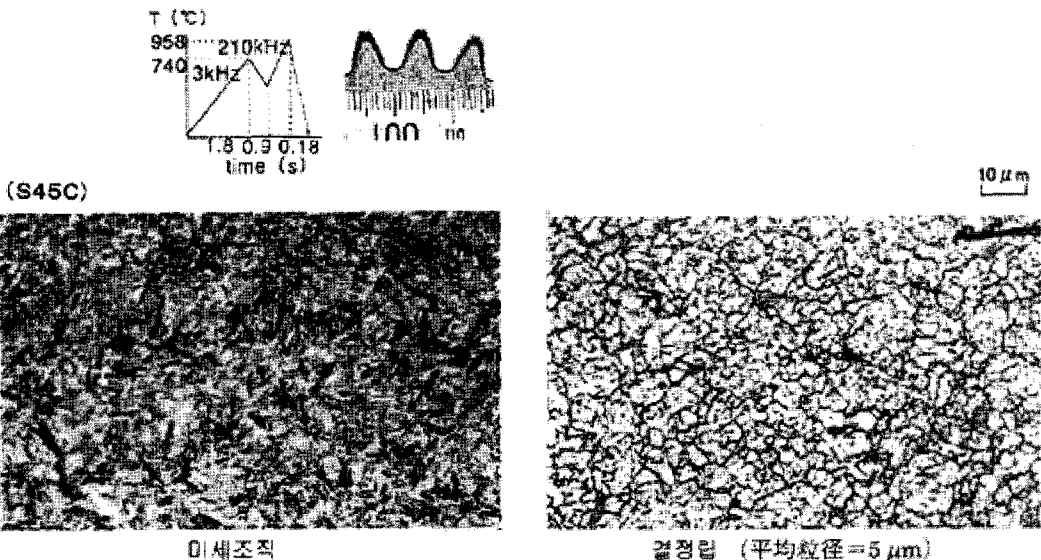


그림 12. 초급속 단시간 가열퀴칭 (SRIQ)에 의한 결정립 미세화.

것을 보고하였다. 田村은[17] 열간공구강을 고주파반복가열 퀴칭하여 $d = 2 \mu\text{m}$ 얻어 내 Heat Crack 성이 향상하는 것을 출원하였다. Kim, Morris 등은[18] Fe-12Ni-0.025Ti를 고주파 반복가열 퀴칭하여 급속 역변태에 의해 $d = 1 \mu\text{m}$ 가 얻어졌고, 저온인성, 내지연과괴성이 향상하는 것을 보고하였다. 前田 등은[19] Cr 또는 Mn을 첨가한 S53C 강을 고주파 반복가열 퀴칭하여 결정립도 10~12가 얻어졌고, 전통 수명이 향상하는 것을 출원하였다. 張田 등은[20] 용접접합부의 피로수명 향상을 위해서, SS400 강을 고주파가열하여 페라이트 결정입경을 $D = 3.2 \mu\text{m}$ 를 얻어, 고주파 가열 레이저 조사에 보다는 실용적인 가열 방법이 되고 있다는 것을 보고하였다.

4.2 충격(펄스) 퀴칭

Fruengel은[21] (최초 독일 특허는 1952년), 鋸刃 등의 공구를 주체로 27 MHz의 초고주파 가열 장치를 이용하여 1~100 ms로 초급속 가열 자기 냉각(충격 퀴칭)하여, 현미경으로는 식별할 수 없는 초미세결정립을 얻었다고 보고 하였다. 또 富田 등은[22] SK4, SK5에 대해 梅津 등은[23] SKS5에 대하여 ms order의 초 급속가열 퀴칭을 하여, 탄화물이 잔존하여 결정입경의 수치는 불명확하나 초미세입이 얻어졌다고 보고하였다.

고주파가열 사례는 아니나, 赤松 등[24]은 SKH51 강에 강도가 큰 펄스 이온빔을 반복 조사하여 $d = 40 \text{ nm}$ 정도의 초미세입을 얻어 경도가 1000 HV 이상까지 상승하는 것을 보고하였다.

4.3 합금원소 첨가. 전조직제어

田中 등[25]은 고주파 퀴칭에 미치는 금속학적 요인의 영향을 조사하여 열 영향 층 깊이가 알게 되면(급속 단 시간 가열 조건) 결정입도 13 정도가 얻어진다고 보고하였다. Denis 등[26]은 Johnson-Mehl-Avrami 법칙에 의한 항온 Kinetics에 가산 법을 이용한 시뮬레이션 모델을 제안하여, 급속가열 냉각 시 상변태를 계산하는 도중에 결정입경도 산출하여, 계산상 최소 $d = 6 \mu\text{m}$ 가 얻어질 가능성을 보고하였다. 津村[27] 등은 저합금강의 오스테나이트 결정립 미세화와 조대화에 대하여 정리하는 중에, 유도가열이나 직접 통전 가열에 의한 급속가열유효성을 나타내어

micro alloying의 중요성을 지적하였다. 大内는[28] 초미세조직의 제조와 기술과제를 해결하는 중에 V, Nb, Mo의 첨가가 초미세화에 유효하며, 고주파 급속가열 과의 조합으로 유효성을 증가된다고 보고하였다.

蟹澤 등은[29] V, Nb, Cr을 선택적으로 함유한 중탄소강을 온간 가공 후 고주파-퀴칭 함으로써 결정입도 14 이상이 얻어진다는 것을 출원하였다.

4.4 가공열처리

富村, 高木 등은[30] 오스테나이트계 스테레스강을 염욕가열에 의한 역 변태를 이용해서 가공열처리 하여, $d = 0.5 \mu\text{m}$ 가 얻어 진다고 보고하였다. 이외에도 많은 가공열처리 법에 의한 초미세화의 보고가 있으며, 강한 가공 후 급속 가열에는 고주파 가열을 이용한 예가 많고, 木村 등은[31], $d = 3 \mu\text{m}$ 가 얻어졌다. HCl 침적에 의한 자연과피 시험에 있어서 한계 확산 수소량이 $d = 17 \mu\text{m}$ 재의 2배에 달한다고 보고하였다.

紙川, 薺藤 등은[32] 반복 접합압연(ARB: Accumulative Roll-Bonding)을 이용한 초미세화 기술을 개발에서 가공 후에는 고주파 급속가열이 필수적이라고 보고하였다.

4.5 기타 표면처리 등의 복합처리

渡辺 등은[33] V를 첨가한 S55C강을 질화 후 고주파소입 한 결과 미세조직이 얻어지며 Rotary Bending 피로 강도가 향상 된다고 보고하고 있다. 松本은[34] V첨가한 SCM420강을 고탄소 침탄 퀴칭 후, 고주파 퀴칭하여 미세결정립과 미세한 석출 탄화물에 의해 내 피팅성이나, 치원 피로강도가 향상하는 것을 출원하였다. 村井 등은[35] SCM822 개량 강을 침탄 퀴칭 후, 고주파 퀴칭하여 결정립도 10~11을 얻었고 고주파 재가열시에 P, C, 편석이 경감하였고 Bending 강도가 향상된다고 보고하였다. 松井 등은[36, 37], SCM420 강을 침탄소입 후 3.3항에서 서술한 급속 단시간 가열 소입(SRIQ)하여 결정입도 13~14가 얻어졌다. 치차의 굽힘 피로 강도가 향상된다고 보고하였다. 織田 등은[38, 39] NB를 첨가한 SCR420H강을 침탄 퀴칭후 고주파 소입해서, 결정입도 12~13이 얻어지며 충격피로 강도와 스폴링 강도가 향상된다고 보고하고 출원하였

다.磯谷[40]은, SCr420 강을 침탄 퀴칭 후 질화처리하고 고주파 퀴칭하여 결정입도 14~15가 얻어진다는 것을 출원하였다.

4.6 비철금속

大内[41]은, 여러 가지 $\alpha + \beta$ 형 Ti나 β 형 Ti에서 결정립 미세화와 고강도화에 대해 정리하며, 유도가 열의 적용 사례를 소개하였다. 森田, 川崎 등은[42] Ti-6Al-4V 합금 용체화 처리에 고주파 가열을 이용하여 적정가열 시간을 선택하면 급냉 시에 생성하는 미세한 등축 α 상의 체적 분율이 제어되고, 고경도, 고인성이 얻어진다는 것을 보고하였다.

5. 결 론

전보와 같이 고주파 가열 γ 화 퀴칭 (IHQ) 의 경우 적극적인 미세화 라고 말하기 어려우나, 급속 단시간 가열에 의한 γ 입성장을 억제할 수 있고, 극히 일상적인 $d = 5 \sim 20 \mu\text{m}$ 정도의 미세결정립이 얻어지고 있어, 연성, 인성 내피로 파괴성, 피로강도등이 우수하여, 고인성화가 가능한 것을 나타내고 있다. 단 IHQ단독의 효과에 의한 미세화는 공업적인 안정성도 고려하면 $d = 5 \mu\text{m}$ 정도가 한계라고 생각되어 Submicron 영역의 초미세 결정립에 도전하려면 IHQ와 Super metal project 등에서 연구되고 있는 바와 같이 γ 핵생성 Site의 미세화나 γ 입성장을 억제하기 위한 합금원소 첨가 조직제어, 더욱이 강한 가공(가공 열처리 포함)과 같은 초미세화 방법 등의 효율적인 협동이 과제가 되고 있다. 본 내용이 초미세 결정립의 꿈과 현실을 좁히는데 조금이라도 도움이 되면 다행이겠습니다.

참고문헌

1. 川崎一博, 山崎隆雄: 熱處理, 46, 2, (2006) 62.
2. 川崎一博, 千葉貴世, 古賀久喜, 山崎隆雄: 鐵と鋼, 73, (1987) 144.
3. 川崎一博: 京都大學學位論文 (1987)
4. 川崎一博, 山崎隆雄: 日本熱處理技術協會第55回講演大會概要集, (2003) 57.
5. 井口信洋, 橫田清義, 三輪敬之: 日本金屬學會誌, 39 (1975) 255.
6. 牧 正志: 제177. 178回西山記念技術講座 “鐵鋼材料

7. 西澤泰二 鐵と鋼, 70 (1984) 1984.
8. J.Orlich: "Atlas zur Warmbehandlung der Stähle" Band 3, 4 (1973, 1974), Verlag Stahleisen M.B.H.
9. 川崎一博, 高岡憲久, 山崎隆雄, 尾崎良二: 熱處理, 20 (1980) 281.
10. 川崎一博, 三阪佳孝, 川崎一博, 山下英治: 日本熱處理技術協會第32回講演大會概要集, (1991) 5.
11. 川崎一博, 三阪佳孝, 清澤 裕, 山崎隆雄: 熱處理, 39 (1999) 257.
12. 三阪佳孝: 慶應義塾大學學位論文 (2005)
13. 三阪佳孝: 川崎一博, 楠 欣浩, 梅本 實: 熱處理, 44 (2004) 392.
14. 土方利夫, 山崎隆雄, 藤田清比古: 特許公報/特公昭 59-13567.
15. 大澤眞澄: 富山工業高等專門學校紀要, 11, 1, (1977) 29.
16. 河野顯臣, 灰木善朗, 石澤昌平: 熱處理, 18 (1978) 82.
17. 田村 庸: 公開特許公報/特開平 6-315752.
18. H. J. Kim, Y. H. Kim and J. W. Morris, Jr: ISIJ International, 38 (1998) 1277.
19. 前田喜久男, 川北雅之: 公開/特開 2002-256336.
20. 長田 進, 豊貞雅宏, 西尾一政, 中村憲和: 溶接技術, 51, 11, (2003) 123.
21. F. Früengel: Rev. Metall, 76, (1979) 538.
22. 富田友樹, 後藤浩二, 杉本 護, 岡田隆夫, 泉 久司: 日本熱處理技術協會第20回講演大會豫稿集, (1985) 35.
23. 梅津二郎, 野口昌巳, 松本 勳: 木材學會誌, 39 (1993) 1371.
24. 赤松 浩, 東 茂吾, 岩崎 源, 八束充保, 池田: プラズマ應用科學, 9 (2001) 63.
25. 田中良治, 磯川憲二: 熱處理, 24 (1984) 259.
26. S. Denis, D. Farias, and A. Simon: ISIJ International, 32 (1992) 316.
27. 津村輝隆, 鎌田芳彦, 田ノ上修二, 大谷泰夫: 鐵と鋼, 70 (1984) 1993.
28. 大内千秋: 재료とプロセス, 11 (1998) 1010.
29. 蟹澤秀雄, 伊藤誠司: 特許公報/特許第 3436867號(登録2003.6.6).
30. 富村宏紀, 高木節雄, 徳永洋一: 熱處理, 28 (1988) 274.
31. 木村勇次, 高木周作, 原 徹, 寺崎 聰, 津崎兼秋: 재료とプロセス, 14 (2001) 1310.
32. 紙川尙也, 劑藤好弘, 宇都官裕, 左海哲夫: 第53回塑性加工連合講演會論文集, (2002) 53.
33. 渡辺陽一, 小倉眞義: 日本熱處理技術協會第35回講演大會豫稿集, (1992) 19.
34. 松本 隆: 特許公報/特許第 3104449號(登録2000.9.1)
35. 村井暢宏, 高山 透, 荒木正浩, 鎌田芳彦, 宇野光男, 織田和幸, 正木 隆, 有見幸夫, 無田上章: 鐵と鋼83 (1997) 215.
36. 松井勝幸, 衛藤洋仁, 川崎一博, 三阪佳孝, 安藤 柱:

- 日本機械學會論文集(A), **65** (1999) 1942.
37. 松井勝幸, 衛藤洋仁, 雪竹克也, 三阪佳孝, 安藤 柱 :
日本機械學會論文集(A), **66** (2001) 1878.
38. 織田和幸, 有見幸夫, 藤川智士 : マツダ技報, **20**
(2002) 204.
39. 織田和幸, 有見幸夫 : 公開特許公報/特開 2003-55711.
40. 磯谷武史 : 公開特許公報/特開 2002-266021.
41. 大内千秋 : まてりあ, **36** (1997) 680.
42. 森田辰郎, 庭山和歌子, 川崎一博, 三阪佳孝 : 日本機械
學會論文集(A), **64** (1998) 2115.