

論 文
論 文

Ti-Nb 복합 첨가강의 BH 특성에 미치는 균열온도의 영향

허보영[†] · 엄용수 · 김상열 · 조상현 · 남태운 *

Effect of Soaking Temperature on the Bake Hardnability of Ti-Nb Stabilized Steel Sheets

Bo-Young Hur[†], Yong-Su Um, Sang-Youl Kim, Sang-Hun Cho and Tae-Woon Nam*

Abstract

Bake hardenable steel utilizes the phenomenon of strain aging to provide an increase in the yield strength of formed components. An increase of the carbon content will improve the bake hardening response: more solutes are available to pin mobile dislocations and to form the clusters more rapidly. But aging resistance decrease as increasing solute carbon. In order to understand the compatibility between bake hardenability and aging resistance. The optimum solute carbon control methods during manufacture should be determined. In this paper, the effect of continuous heat cycle conditions such as soaking temperature, rapid cooling start temperature, cooling rate on BH(Bake Hardenability), AI(Aging Index), YP-El(Yield Point Elongation) and other mechanical properties have been investigated. and following results were obtained. In the case of soaking temperature, BH increases with higher soaking temperature because of NbC dissolution(830°C). Therefore the solute carbon and BH at 850°C and 870°C are higher than these at 810°C. But BH at 870°C is a little lower than that at 850°C owing to the ferrite grain size. The measurement of amount of dissolution C using IFT(Internal Friction Test) can explain the relation of solute carbon and BH.

Key words : bake hardenability, aging index, NbC, soaking temperature.

(Received June 10, 2004 ; Accepted August 14, 2004)

1. 서 론

자동차용 강재는, 요구되는 품질 특성 측면에서 가장 높은 수준의 철강기술을 요구할 뿐만 아니라, 환경 규제에 따른 연비요구와 더불어 안전성 및 내구성 향상을 위하여 고장력강의 적용이 빠른 속도로 진행되고 있다. 자동차 강재의 요구 동향은 차체 경량화, 원가절감, 환경친화성, 안전성으로 크게 대별할 수 있다. 따라서 보다 얇으면서, 최종적 강도는 감소하지 않는 강재가 요구되고 있다[1]. 이러한 문제의 해결책은 소부경화(Bake hardenability)강을 적용함으로써 가능성을 찾을 수 있다. 소부경화강은 판재 성형 및 도장 후 소부처리(170°C)시 침입형 원자 C, N의 전위 고착에 의

한 변형시효 현상을 이용하여 항복강도를 향상시킨 강으로 가공 전 높은 성형성과 가공 후 고강도 확보로 인해 덴트(Dent) 저항성, 충격강도를 향상시킨 고장력강으로 자동차 외판용으로 주로 적용 및 연구되고 있다[2-7].

소부경화강은 변형시효를 이용하는 것으로 고용C량이 증가하면 소부경화능은 증가하지만, 내시효성이 저하하여 프레스 성형시 stretcher strain과 같은 표면 결함이 발생하는 문제가 있다. 그러므로 높은 소부경화성을 가지고 동시에 내시효성도 우수한 소부경화강의 개발이 요구되고 있다. 현재 소부경화강으로 적용되는 강종으로는 Al-killed 강, Ti 첨가강, Nb 첨가강, Ti-Nb 복합 첨가강 등이 있다. 그 중에서 Ti-Nb 복합 첨

경상대학교 재료공학부(ULSFoM-NRL, RECAPT-RRC Div. of Mat. Eng., Gyeongsang Nat. Univ. Jinju, 660-701 Korea)

*한양대학교 첨단소재공학과(Dept. of Advanced Mat. Eng. Hanyang Univ. Ansan, 426-791, Korea)

[†]E-mail: hurby@gsnu.ac.kr

가강은 연속 열처리 공정(균열온도, 냉각속도, 과시효온도)에서 NbC의 용해와 석출, 결정립 크기 조절 등으로 고용C량 제어가 용이하며, 공정제어를 통해 우수한 특성이 나타나기 때문에 제조공정에 대한 연구가 많이 진행되고 있다. 지금까지 보고된 연구 논문을 보면, Sakata[8-13] 등은 Nb/C($=0.7\sim2.0$)에서 균열온도가 높으면 소부경화값이 30-50 MPa로 높게 나타난다고 보고 하였지만, Hwang[14] 등은 Nb/C ($=0.55$)에서만 균열 온도에 따라 소부경화량이 변화한다고 하였으며, K. Lip[15] 등은 Nb/C(>1)일 때만 냉각속도에 따른 영향이 나타난다고 하였다. 또 결정립 크기가 소부경화성에 미치는 영향의 연구 문헌에서 보면 Hanai[16] 등과 Kinoshita[17] 등은 결정립 크기가 작으면 소부경화성은 높게 나타났으나, Bleck[12] 등, Pradhan[18] 등과 Zuidema[19] 등은 영향이 없다고 하였다. 그리고 소부경화강의 화학조성의 영향에 대한 연구는 이미 완료되었다[20]. 그러나 지금까지 연구된 연속 열처리 공정이 소부경화성에 미치는 연구의 문헌들에서는 재현성을 찾아보기 힘들 뿐아니라 서로 상반적이고 강종도 다양하지 못하여 더 많은 연구가 요구되고 있다.

따라서 본 연구에서는 Ti-Nb 복합 첨가 강판(Nb/C= 0.52)에서 연속 열처리 조건이 소부경화성에 미치는 영향을 조사하기 위하여 균열온도(Soaking temperature)를 달리하여 연속 열처리 후 소부경화량 측정, 시효지수(AI:Aging Index)와 항복점 연신율(YP-EI)측정, 가속 시효시험(AAT:Accelerate Aging Test)을 통한 시효저항성 평가와 기계적 특성 및 미세조직 관찰과 침입형 원소의 고용량을 측정함으로써 연속 열처리 조건이 소부경화능에 미치는 영향을 연구하였다.

2. 실험 방법

2.1. 시편 준비 및 열처리 모의시험

일본 K사에서 제조한 35 kgf/mm^2 급 소부경화형 소재를 본 연구에 사용하였다. 본 소재는 Ti-Nb 복합 첨가 강으로 자동차 외판재에 적용하기 위하여 슬라브 재가열은 1200°C , 열간압연은 900°C , coiling 온도는 600°C , 냉간 압연 압하율은 75%로 최종 두께 0.8 mm로 제조되었다.

연속 열처리 조건에 따른 영향을 연구하기 위한 연속 열처리 모의시험은 고속 열처리 모의시험기

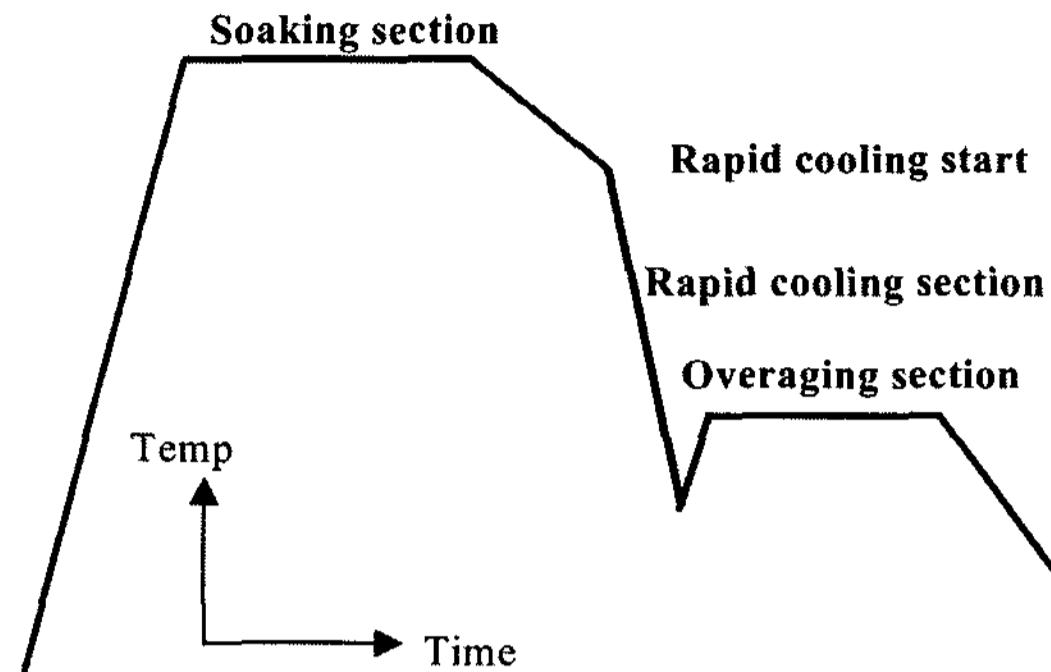


Fig. 1. Schematic illustration of continuous annealing heat cycle.

Table 1. Heat treatment conditions of rapid heating equipment.

Section	Temperature($^\circ\text{C}$)	Conditions
Soaking	810, 830, 850, 870	
Soaking time (sec)	60	Atmosphere : 10^{-5} torr
Rapid cooling start	830	Dew point : -30°C
Temperature		Line speed : 120 mpm
Rapid cooling rate($^\circ\text{C/sec}$)	20	Cooling gas : 10% $\text{H}_2\text{-N}_2$ Skin pass : 0.8~1.2%
Over-aging	460	

(Shinkuriko CCT-AV)를 이용하여 $220\times45 \text{ mm}^2$ 크기로 절단된 시편을 탈지 후 Fig. 1과 같은 열처리 경로에 따라 각 조건을 변화시켜 가면서 열처리하였다. 열처리 조건은 Table 1에 간략하게 나타내었다. 열처리를 마친 시편을 조질 압연으로 0.8~1.2%로 연신하여 상온에서 항복점 연신이 나타나는 것을 방지하였다.

2.2. 미세 조직 관찰

연속 열처리 시험을 행한 후 시편을 0.8~1.2%로 조질 압연을 한 후 시편의 RD(Roll Direction), ND(Normal Direction), TD(Transverse Direction)방향으로 절단, 연마 한 후 미세 조직을 광학 현미경(Nikon-EPIPHOT)으로 관찰하였다. 결정립 크기는 JIS 0550 (Hyen)법을 이용하여 측정하였으며, 조직 관찰을 위해 에칭액은 Nital 2%를 사용하였다.

2.3. 기계적 성질 측정

소부경화능은 자체 제작 공정 중에 프레스→도장→소부처리 공정을 거치면서 나타나는 강도 증가량이다. Fig. 2에 보여지는 것처럼 먼저 인장시편(ASTM-E8M,

sub-size, G.L=25 mm)을 2% 연신하여 그 때 최대 하중을 측정하고, 연신된 시편을 oven에서 $170 \pm 2^{\circ}\text{C}$, 20 min 유지 후 다시 인장시험하여 얻어진 상 항복점과 차이를 소부경화값으로 구하였다. 여기서 2% 연신은 자동차 외판재를 만드는 프레스 공정에서 판재가 받는 변형률이다[21].

소부경화강의 내시효성을 측정하는 방법에는 크게 시효지수측정과 가속시효시험이 사용된다[22]. 시효지수 측정 방법은 Fig. 3에서 보여주듯이 소부경화성 측정 방법과 유사하다. 7.5% 연신 후 water bath에서

100°C , 60 min 시효처리 후 다시 인장시험에서 얻어지는 하 항복점과 7.5% 연신한 최대 하중과 차이를 시효지수로 측정하였다[23]. 가속시효시험은 oven에서 50°C , 3일($\approx 25^{\circ}\text{C}$ 6개월) 시효처리한 후 인장시험에서 얻어지는 항복점 연신으로 평가하는 시험법이다. 자동차 시에서 요구하는 시효저항성의 기준은 조질압연 1%를 가한 뒤 상온에서 6개월 후 인장시험에서 나타나는 항복점 연신으로 평가하므로 본 연구에서는 가속시효시험방법을 이용하여 시효저항성을 평가하였다.

2.4 고용탄소량 측정

연속 열처리 조건에 따른 강 내부에 존재하는 고용원소의 양은 Fig. 4에 모식도로 나타낸 IFT(Internal Friction Test, Shinkurico 1500M)를 사용하여 상대값으로 비교하였다. 먼저 연속 열처리 한 시편을 10×120 mm 크기로 방전가공으로 절단하여 IFT에 시편을 장착한 후 상온에서부터 200°C 까지의 온도영역에서 100~600 Hz의 진동주파수를 시편에 가하여, 금속시편 내부의 내부마찰계수를 측정하고 고용원자의 함량을 정량적으로 산출하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1. 화학 성분

Table 2는 Ti-Nb 복합 첨가강의 연속 열처리 전 소재의 화학성분을 측정한 것이다. 본 연구에 사용된 소재의 화학성분은 C/S, N/O determinator(LECO, CS-444), ICP (ThermoJerral ASH, IRIS)등을 이용하여

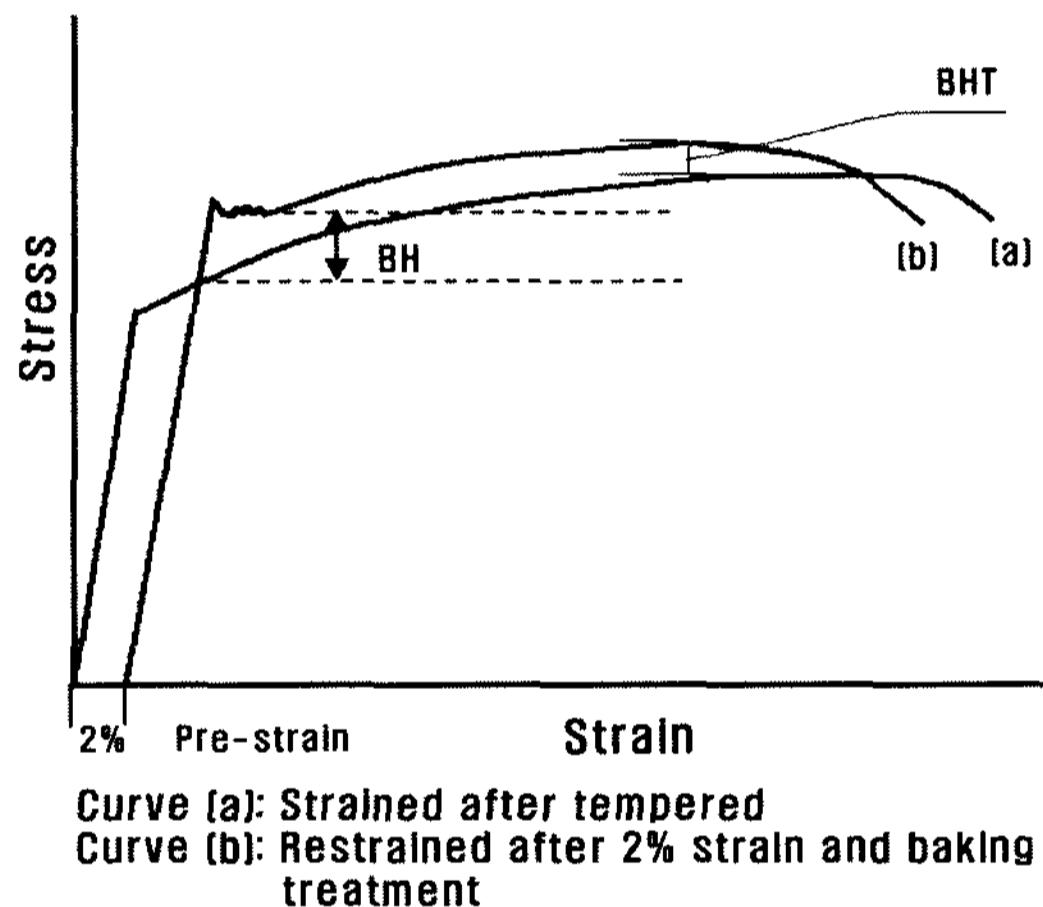


Fig. 2. Measuring method for bake-hardenability. (JIS-G3135, 1986)

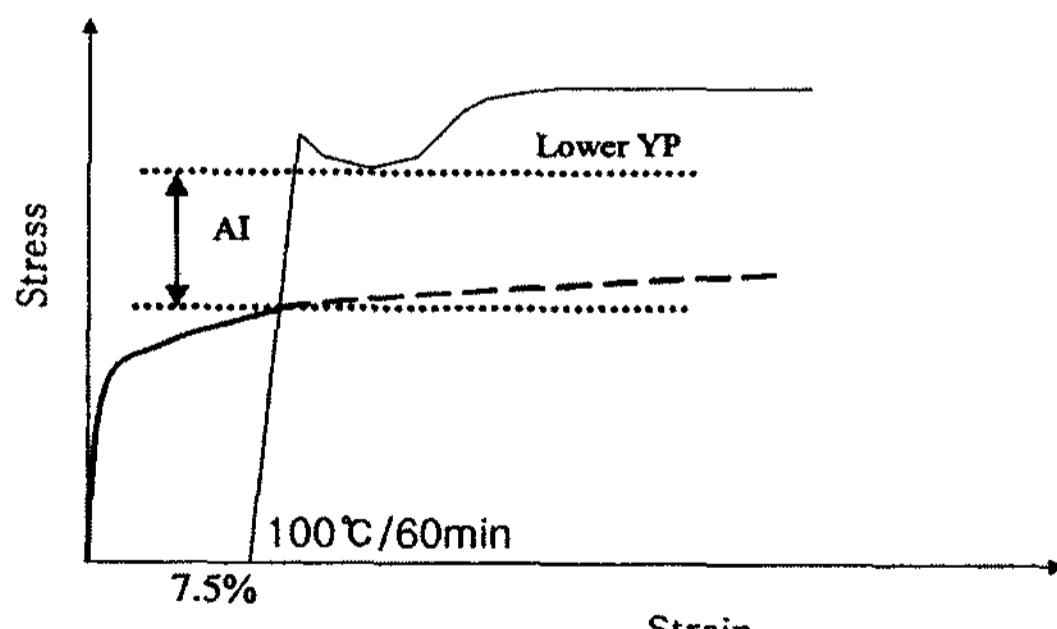


Fig. 3. Evaluation method of AI(Aging Index)

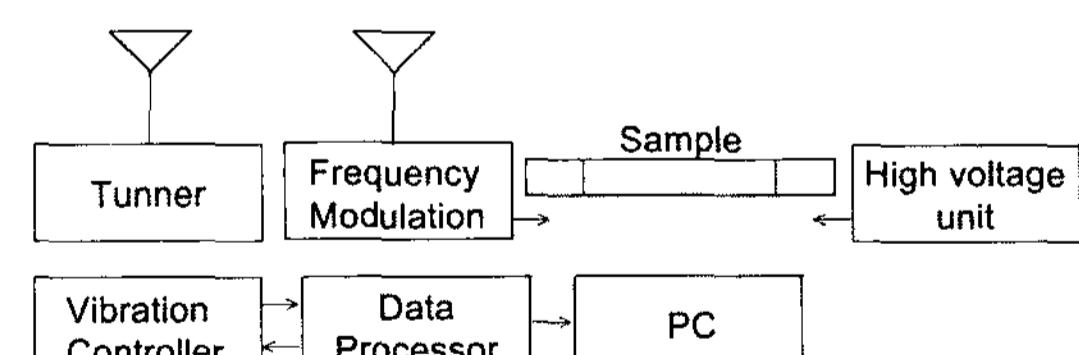


Fig. 4. Schematic illustration of operating procedure of Internal Friction Test.

Table 2. Chemical composition of the specimen(ppm).

Element	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	N	O	Ti
ppm	31	130	3000	540	46	300	130	10	100	110
Element	Nb	Cr	Al	Mo	Sn					
ppm	130	300	470	50	34					

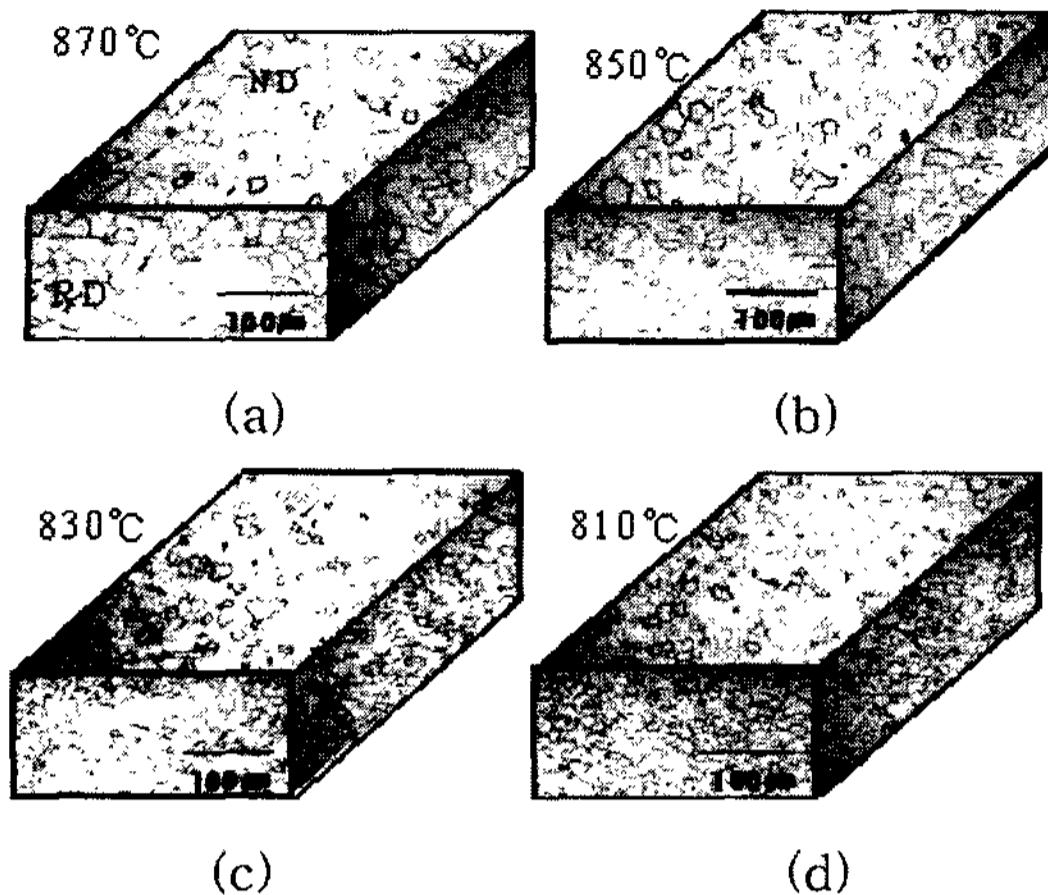


Fig. 5. Optical microphotographs of annealed Ti-Nb stabilized steel sheet with various soaking temperature (a) 870°C, (b) 850°C, (c) 830°C and (d) 810°C.

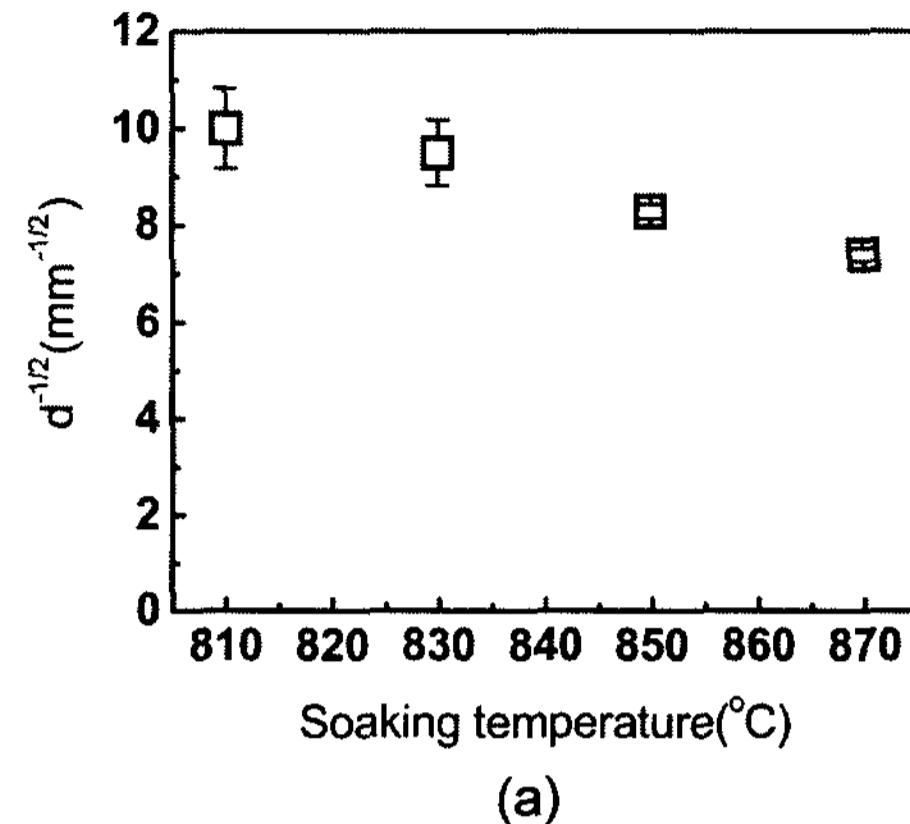
분석하였다.

본 강중은 C 함유량이 31 ppm, N 함유량이 10 ppm, 고용 C, N을 안정화시킬 목적으로 첨가한 Ti과 Nb의 함유량은 각각 110 ppm, 130 ppm으로 분석되었다.

3.2. 연속 열처리 조건에 따른 기계적 성질 평가

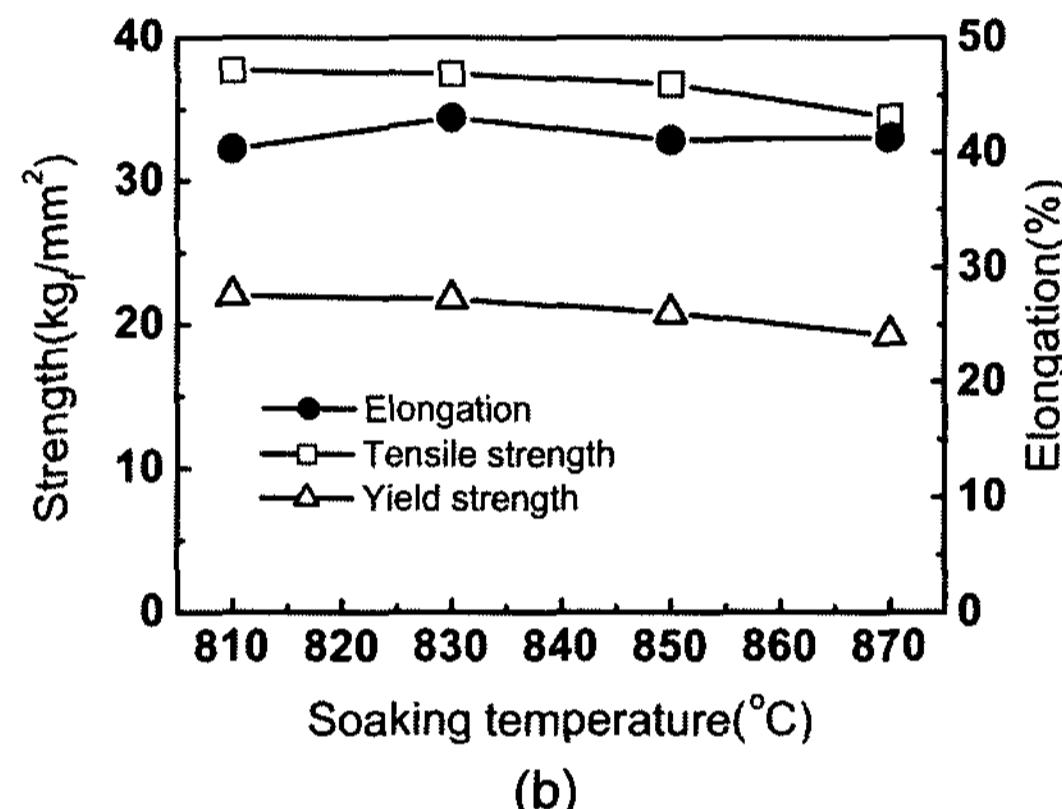
본 연구를 통해, IF 강에서 균열온도를 810°C, 830°C, 850°C, 870°C로 달리하고, 급냉 개시온도는 830°C, 냉각속도 20°C/sec, 과시효온도 460°C, 라인속도 120 rpm으로 고정하여 연속 열처리 하였을 때 결정립 크기의 변화가 큰 것을 관찰할 수 있었다. Fig. 5는 결정립 크기를 관찰하기 위해 RD, TD, ND 세 면을 광학현미경으로 관찰한 사진을 보여주고 있다. 균열온도가 높을수록 결정립 크기가 증가하는 것을 관찰 할 수 있다.

Fig. 6(a)는 균열온도에 따른 세 면의 결정립 크기와 분포를 나타내었다. 세 면의 결정립 크기는 각 면에서의 결정립 평균을 구하고, error bar를 이용해 그 분포의 크기를 나타내었다. 그 결과 균열온도 810°C와 830°C 시편의 결정립 크기 분포가 850°C와 870°C에 비해 다소 큼을 알 수 있다. 이는 앞선 공정인 coiling 온도의 영향으로 판단된다. 낮은 coiling 온도(600°C) 때문에 NbC의 석출이 열간 압연 동안 결정립에서의 석출이 저지되어, 냉연 후 연속 열처리 공정의 균열온도로 가열되는 동안 연신된 결정립에 NbC가 석출되어 소둔하는 동안 재결정을 방해하는 역할을 하게



Soaking temperature (°C)

(a)



Soaking temperature (°C)

(b)

Fig. 6. The effect of soaking temperature on (a) the mean value of ferrite grain size of RD, TD, ND (b) yield, tensile strength and elongation.

된다[24]. 따라서 낮은 균열온도 810°C와 830°C에서 결정립 크기의 분포가 큰 것이다.

Fig. 6(b)는 연속 열처리 공정을 마치고, 조질 압연에서 0.8~1.2% 연신을 가하여 상온에서의 항복점 연신을 제거한 시편의 인장시험에서 얻어진 기계적 성질을 나타낸 것이다. 균열온도가 높아지면서 항복강도는 22 kgf/mm²에서 19.3 kgf/mm²로 감소함을 확인할 수 있었고, 인장강도는 37 kgf/mm²에서 34 kgf/mm²로 감소하였다. 연신율은 균열온도가 830°C에서 43%로 다른 조건보다 다소 높게 나타났다.

균열온도가 소부경화량에 미치는 영향을 알아보기 위하여 균열온도를 달리한 시편을 2% 연신 후 최대 응력을 측정하고, 오븐에서 170°C에서 20분간 유지한 다음 다시 인장시험을 통하여 측정한 상항복점과의 차이를 소부경화량으로 측정하였다.

Fig. 7(a)에 보이는 소부경화량과 소부처리 후 인장

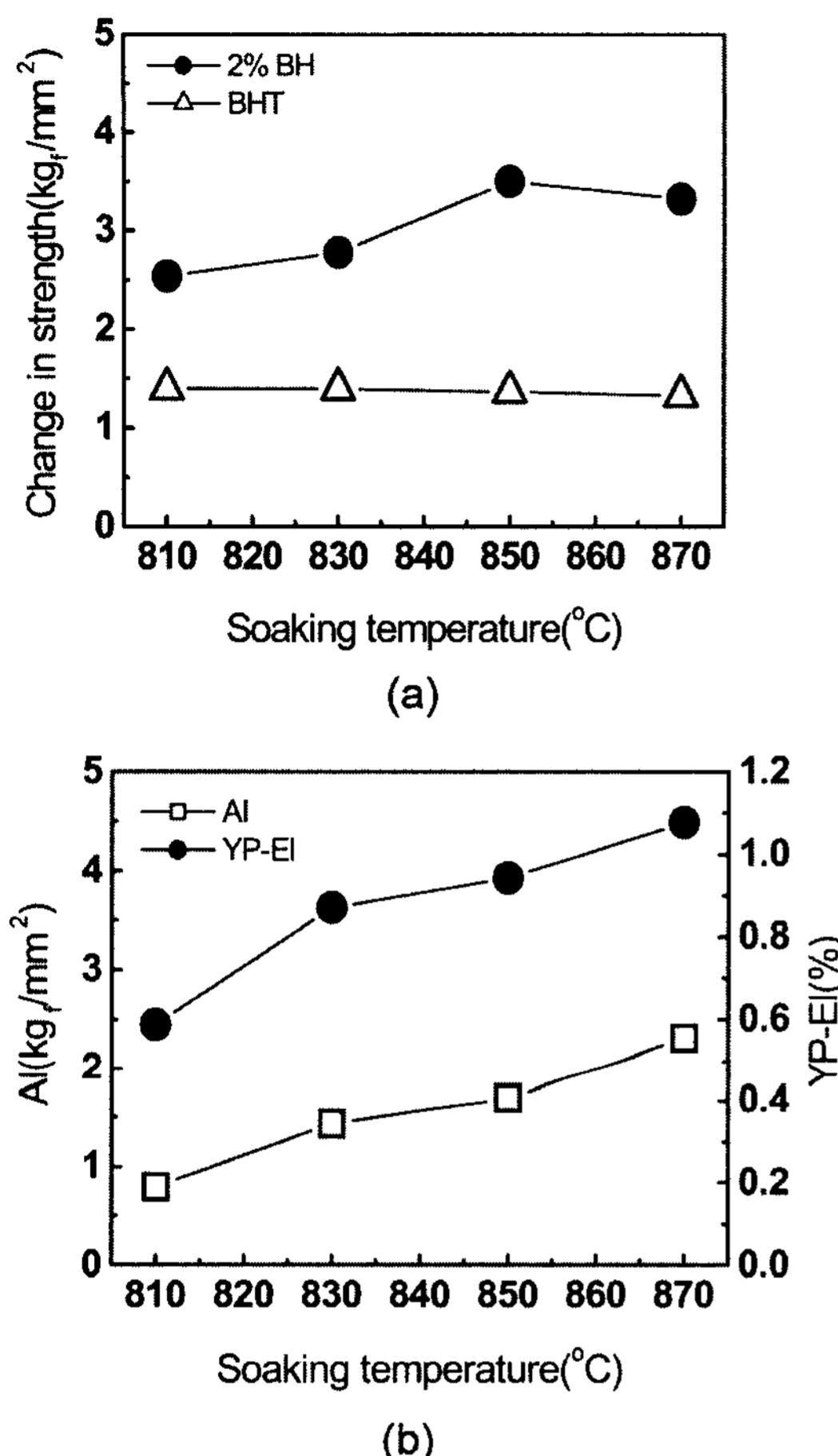


Fig. 7. The effect of soaking temperature on (a) the bake hardenability and the increase tensile strength (b) the Aging Index.

강도의 변화 BHT(Baking hardenability tensile strength) 값을 보여주고 있다. 균열온도 810°C 와 830°C 에서는 2.5 kgf/mm^2 과 2.7 kgf/mm^2 의 소부경화량을 나타내었고, 균열온도 850°C 와 870°C 에서는 다소 높은 3.4 kgf/mm^2 과 3.3 kgf/mm^2 을 나타내었다. 균열온도 830°C 와 850°C 에서 소부경화량의 차이가 큰 이유는 NbC의 용해 온도(830°C)보다 높은 온도에서는 NbC의 용해로 인하여 고용 C의 증가 때문에 소부경화량이 3 kgf/mm^2 이상의 높은 값을 나타내었다고 판단된다. 균열온도가 높을수록 NbC의 용해량이 증가하여 850°C 보다 870°C 가 더 많은 고용 C량을 함유하므로 더 큰 소부경화량을 나타낼 것으로 예상되었지만, 850°C 에서 비교적 높은 소부경화성이 나타난 것은 850°C 가 870°C 보다 작은 결정립 크기로 인하여 결정

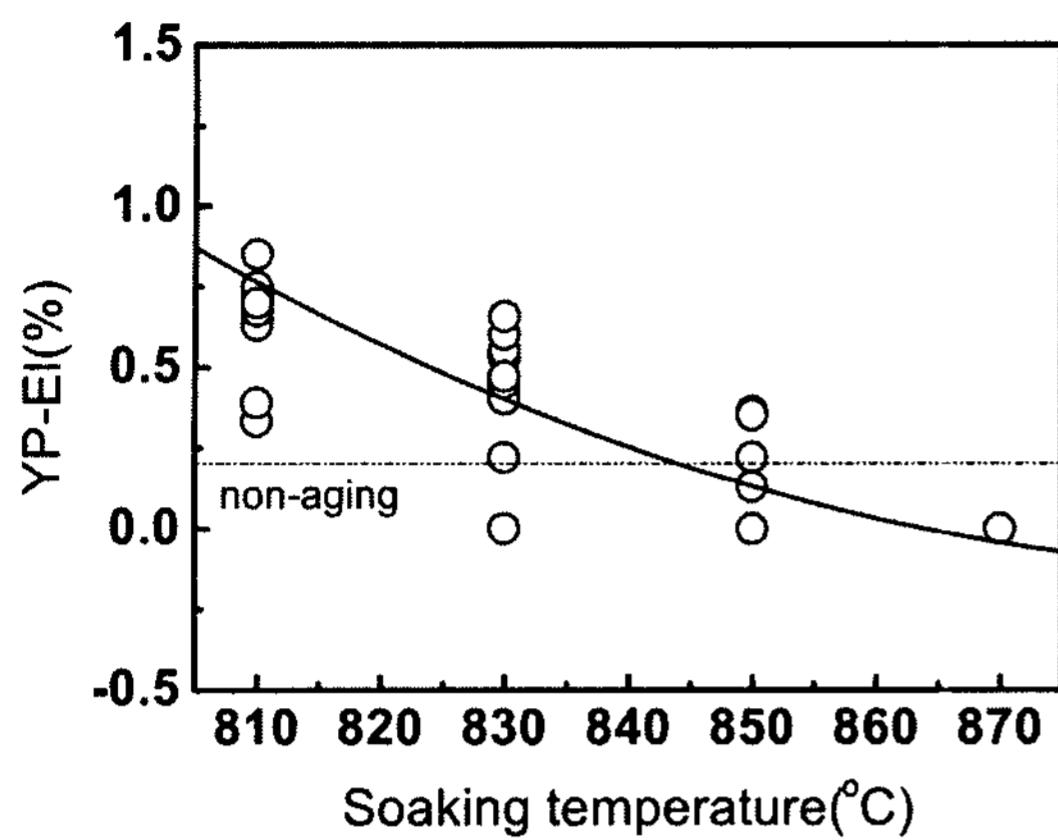
립계의 면적 증가로 결정립계에 존재하는 고용C량이 많아 소부경화에 영향을 미쳤다고 판단된다[25]. 입계는 고용원자가 위치하기에 입내보다 낮은 에너지를 요구하므로 상온에서 낮은 확산 속도($2.8 \times 10^{-17} \text{ cm}^2/\text{s}$)를 갖는 C의 경우 상온 시효에는 영향을 미치지 않지만, 소부 처리 온도 170°C 에서는 입계에서 입내로 C가 확산($2.24 \times 10^{-12} \text{ cm}^2/\text{s}$)하여 소부경화에 영향을 미친다[26]. 균열온도에 따른 BHT는 $1.3 \sim 1.4 \text{ kgf/mm}^2$ 으로 균열온도의 영향은 찾아볼 수 없었다.

Fig. 7(b)는 균열온도에 따른 시효저항성을 알아보기 위하여 균열온도를 달리한 시편을 7.5% 연신하여 최대 응력을 측정하고, water bath를 이용하여 100°C 에서 60 min 시효 처리 후, 다시 인장 시험을 행하여 측정한 하 항복점과의 차이를 시효지수로 나타내었다. 균열온도가 높아지면 NbC의 용해로 인한 고용 C의 증가 때문에 AI는 $0.7 \sim 2.3 \text{ kgf/mm}^2$ 로 증가하였고. 항복점 연신도 고용 C의 증가로 인해 $0.5 \sim 1.1\%$ 로 증가하는 경향을 나타내었다.

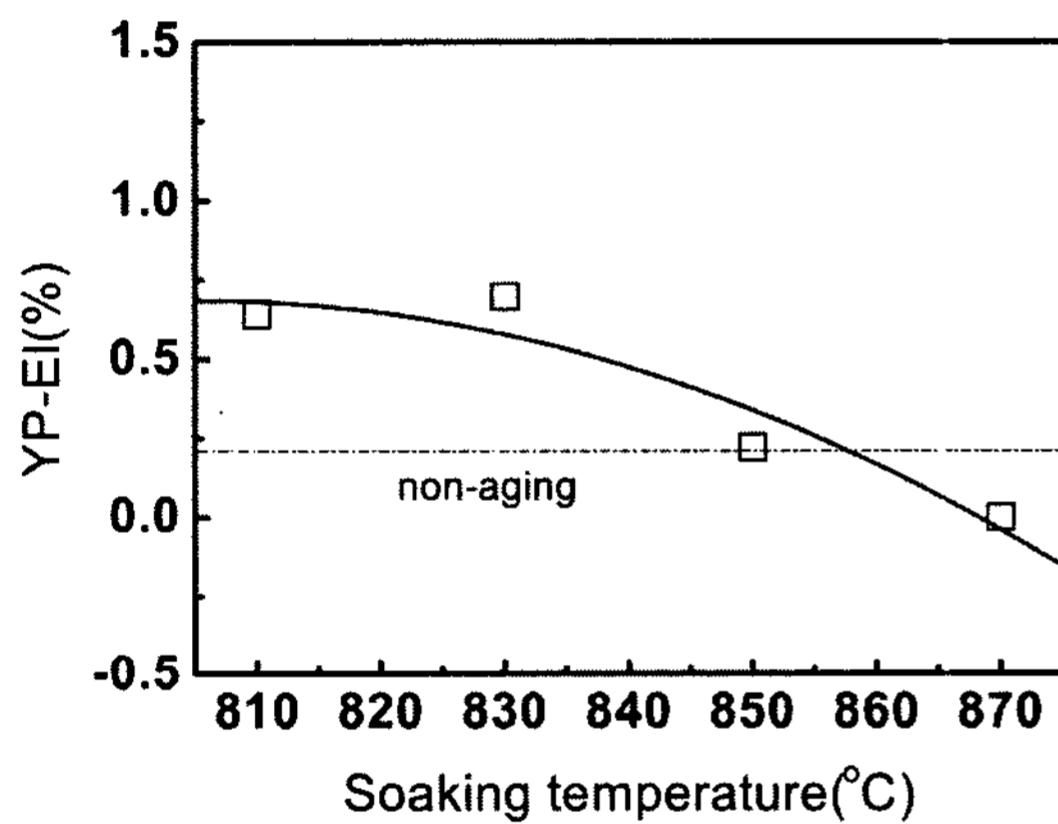
본 연구에서는 균열온도에 따른 시효저항성을 알아보기 위하여 연속 열처리 후 0.8~1.2% 조질압연하여 인장시험 한 후 항복점 연신율을 측정하고, 가속시효시험을 이용하여 25°C 에서 6개월 보관 후 얻어지는 시효저항성을 평가·비교하였다.

Fig. 8(a)는 연속 열처리 후 조질압연 0.8~1.2%로 연신 후 측정한 항복점 연신이다. 균열온도 850°C 와 870°C 에서는 재결정이 완전하게 일어나 조질압연의 작은 연신으로 고용 원자로 인한 격자내의 응력을 제거하여, 상온에서의 cottrell atmosphere 현상을 제거하여 0.2% 이하(실제적인 non-aging)의 항복점 연신을 나타낸 반면, 균열온도 810°C 와 830°C 에서는 낮은 코일링 온도의 영향으로 생성된 결정입계의 NbC로 인한 재결정온도의 상승으로 재결정이 불완전하여 잔류 응력이 높아 조질압연의 작은 연신으로는 cottrell atmosphere 현상을 없애지 못해 상온에서도 항복점 연신이 0.2% 이상으로 나타났다.

가속시효시험은 50°C 에서 3일 동안 시효를 거치는데, 이는 25°C 에서 6개월 보관과 같은 효과를 나타낸다[15]. 균열온도가 높을수록 고용 C량의 증가로 인해 상온 내시효성은 감소될 것으로 예상되었으나, Fig. 8(a)와 (b)가 비슷한 경향을 보이는 것은 상온에서 완전히 제거하지 못한 격자내의 응력으로 기인한 것으로 사료된다. 또한 균열온도 810 , 830 , 850 , 870°C 모두



(a)

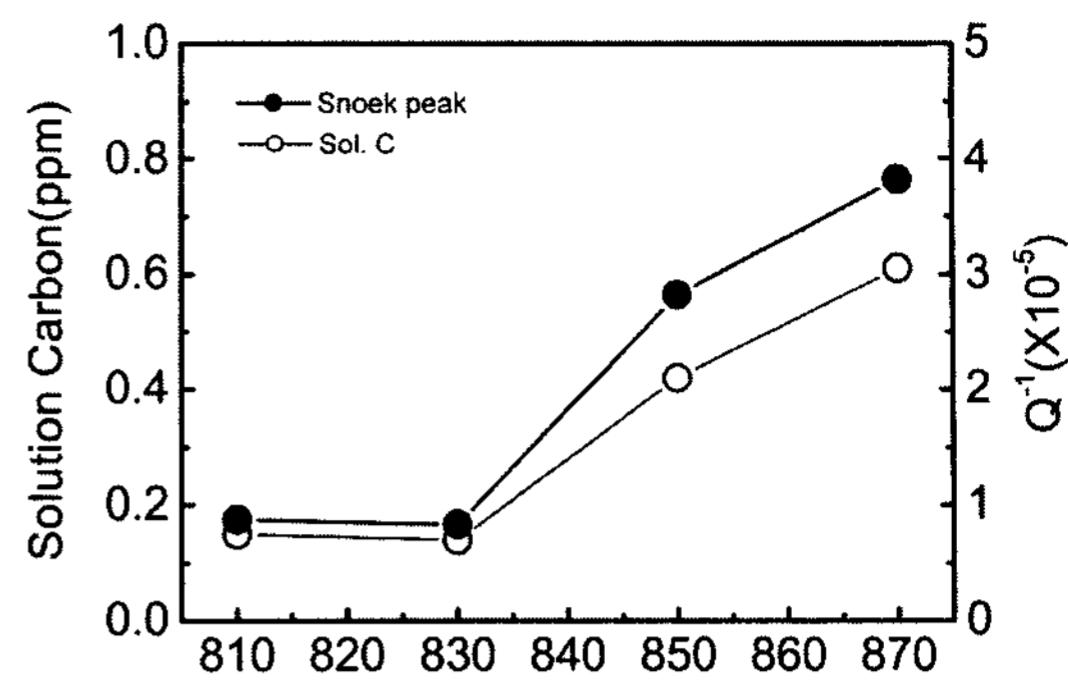


(b)

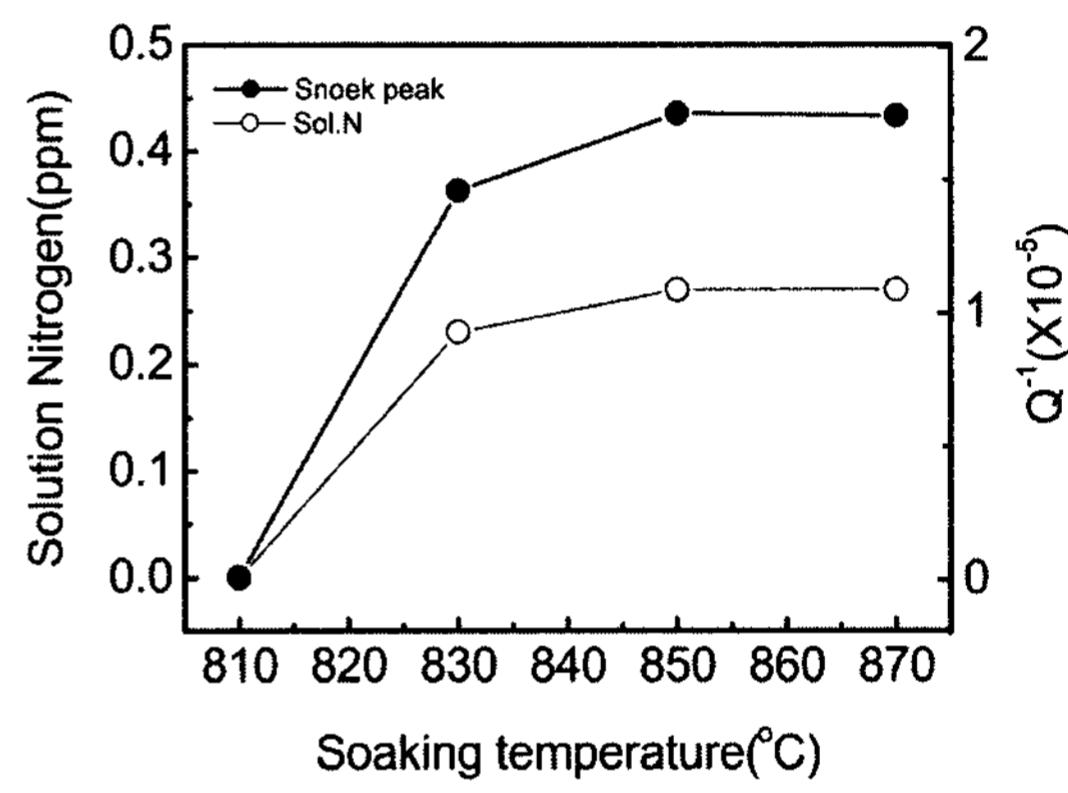
Fig. 8. The effect of soaking temperature on aging resistance
(a) annealed (b) A.A.T.

과속시효시험에서 항복점 연신이 0.7% 이하로 나타났는데, 이는 상온에서 확산 속도가 $C(2.8 \times 10^{-17} \text{ cm}^2 \text{s}^{-1})$ 보다 빠른 $N(1.34 \times 10^{-16} \text{ cm}^2 \text{s}^{-1})$ 에 의한 시효는 충분한 Al, Ti 량에 의해 고용상태로 남아있지 못한 것으로 판단되며, 상온에서 6개월 동안 발생하는 시효는 오직 고용 C만으로 나타나는 것으로 판단할 수 있다[26].

Fig. 9는 IFT를 이용하여 균열온도에 따른 고용원소 량을 측정한 값이다. 균열온도 850, 870°C가 830, 810°C보다 높은 값을 나타낸다. 이는 NbC의 용해로 인해 고용C량이 증가하였음을 알 수 있고, H. Ino[27]등은 IFT로 고용원소량을 측정할 경우 페라이트 결정립 크기가 크면 다소 크게 측정된다고 보고하고 있으므로 보다 큰 결정입자와 NbC의 용해로 인한 고용C 증가의 복합적 요인으로 판단된다.



(a)



(b)

Fig. 9. The effect of soaking temperature on quantity of dissolution of (a) carbon and (b) nitrogen.

4. 결 론

Ti-Nb 복합 첨가강(원자비 Nb/C=0.52)에서 연속 열처리 조건에서 균열온도가 소재의 특성에 미치는 영향에 대한 연구 결과 다음과 같은 결론을 얻었습니다.

1. 균열온도 810°C와 830°C에서는 조질압연 후에도 상온에서 항복점 연신이 나타났다. 이는 낮은 코일링 온도로 인한 결정립에 존재하는 NbC가 재결정을 방해하기 때문으로 사료된다.

2. 균열온도 850°C와 870°C에서는 높은 소부경화량 (3 kgf/mm^2)을 나타내었다. 이는 균열구간에서 NbC (830°C)의 용해로 인한 고용 C량 증가 때문이며, 이 영향으로 시효지수와 항복점 연신의 증가를 나타내었다.

3. 과속시효시험에서 항복점 연신이 0.7% 이하로 나타났는데, 이는 상온에서 확산 속도가 $C(2.8 \times 10^{-17}$

cm^2s^{-1})보다 빠른 $N(1.34 \times 10^{16} \text{ cm}^2\text{s}^{-1})$ 에 의한 시효는 충분한 Al, Ti 량에 의해 고용으로 남지 못해 발생하지 못한 것으로 판단된다.

감사의 글

본 연구는 ULSFOM-NRL 항공기부품기술연구센터, 현대하이스코의 지원에 의하여 이루어진 연구 결과입니다. 이에 감사드립니다.

참 고 문 헌

- [1] B. Encl and T. Gerber, Steel Res., 67 (1996) 430-437.
- [2] M. F. Shi, J. A. Brindza, P. F. Michel, P. Bucklin, P. J. Belanger and J. M Prencipe, J R, SAE Technical Paper, SAE, Warrendale, PA. USA, (1997) 970158.
- [3] R. D. Butler and J. F. Wallace, ISI Special Rep. 79 (1963), 131.
- [4] A. H. Cottrell and B. A. Bilby : Proc. Phys. Soc, "Dislocation Theory of Yielding and Strain Ageing of Iron", A 62 (1949) 49-62.
- [5] B. S. Levy: SAE paper, "Applications and Properties of Specially Processed Nitrogenized AISI 1010 Steel With Consideration of Strength in Completed Vehicle", 720017 (1972).
- [6] K. Nakaoka, K. Araki, O. Kinbara, N. Yoshiwara and S. Fukunaka, Tetsu-to-Hagane, 61 (1975) 151.
- [7] T. Sakamoto, TetsutoHagane', A135. (2000) 62.
- [8] A. Itami, K. Ushioda, N. Kimura, H. Asano, Y. Kimura, and K. Koyama, Nippon Steel Tech. Rep., Jan. 64, (1995) 26-32.
- [9] A. Van Snick, D. Vanderschuren, S. Vandeputte, and J. Dilewuns, ISS, MWSP, Conf, Proc., 35,(1998) 225-232.
- [10] D. O. Wilshynsky, D. K. Matlock, and G. Krauss, Warrendale, PA, TMS, (1990) 247-261.
- [11] S. Satoh, T. Irie, and O. Hashimoto, TetsutoHagane', 68, (1983) 1362.
- [12] W. Bleck, R. BODE, and W. Mushenbon, SAE Technical paper, PA, USA (1993) 930025.
- [13] K. Sakata, S. Satoh, T. Kato and O. Hasjimoto : Iron and Steel Institute of Japan (1994) 279-288.
- [14] Y-S. Hwang, H-C. Chen, and T-S. Chou, Warrendale, PA, ISS. (2000) 187-193.
- [15] K. Lips, X. Yang, and K. Mols, Steel Res., 67-9 (1996) 357-363.
- [16] S. Hanai, N. Takemoto, Y. Tokunaka, and Y. Mizuya, MA Trans, ISIJ, 24, (1984) 17-23.
- [17] M. Kinoshita and A. Nishimoto, MA Trans, ISIJ, B66 (1988) 28.
- [18] R. Pradhan:'Metallurgy of vacuum degassed steel products'; Warrendale, PA, TMS. (1990) 309-325.
- [19] C. S. Lee and B. K. Zuidema,: "High strength steels for the automotive industry"; Warrendale, PA, ISS. (1994) 103-110.
- [20] Gyosung Kim and Ohjoon Kwon, T. J. Kor Inst. Met. & Mater., "Effect of chemical composition and cooling temperature on the bake hardening characteristics of low-carbon hot rolled strips", 30 (1992) 401-408.
- [21] W. C. Jeong : Metallurgical and Materials Transactions A, "Effect of Prestrain on Aging and Bake Hardening of Cold-Rolled, Continuously Annealed Steel Sheets", 29 (1998) 463-467.
- [22] A. Okamoto, M. Takahashi and T. Hino, MA Trans, ISIJ., 11 (1981) 21.
- [23] Katsumi Tankawa, Yoshihiro Hosoya and Takehide Koike, NKK Technical Review, 72, (1995) 10.
- [24] T. Nishiozwa, Thermec-88, Tokyo, Iron and Steel Institute of Japan. (1988) 39-48.
- [25] P. Meissen and V. Leroy, Steel Res, 60, (1989) 320-328.
- [26] A. Okamoto, M. Takahashi, Y. Hayashi and S. Sugisawa, SAE Paper 820018 (1982).
- [27] H. Ino, S. Takagi and T. Sugeno : Acta Metall, "On the relaxation strength of the snoek peak Force de relaxation associate au pic de snoek Zur relaxation des snoek-maximums", 15 (1967) 29-34.