

2001 춘계학술발표회 논문집
한국원자력학회

열처리가 저합금 탄소강 배관재의 변형시효에 미치는 영향

The Influence of Heat Treatment on Strain Aging Phenomena of the Low Alloyed Carbon Steel Piping

이주석, 김인섭
한국과학기술원
대전광역시 유성구 구성동 373-1

김진원
한국전력공사 전력연구원
대전광역시 유성구 문지동 103-16

요 약

본 연구에서는 변형시효를 줄일 수 있는 방법중의 하나인 2상역 열처리를 원전 주증기 배관재로 사용되는 SA106 Gr.C에 적용하여 열처리 전후 시효특성을 관찰하였다. 열처리 효과를 평가하기 위해 다양한 온도에서 인장 시험을 수행하였으며 상대적인 침입형원자 농도를 측정하기 위해 정적변형시효 현상의 특징인 재항복점 현상을 이용하였다. 인장시험결과 열처리 후 동적변형시효에 의한 연성감소가 줄어들었고 동적변형시효의 발생 온도영역이 고온으로 이동하였다. 또한 열처리효과로 페라이트 기지내 침입형원자 농도가 줄어들었으며 이는 원천경화 및 항복점 연신률의 증가 그리고 시효지표의 감소로 확인되었다. 변형시효의 원인이 되는 침입형 원자의 활성화에너지는 113.9 와 122.8 kJ/mol로 열처리 전 후 각각 관찰되었다.

Abstract

Strain aging characteristics were studied on the low alloyed carbon steel. Intercritical annealing in two phase region was performed to the SA106 Gr.C steel to reduce the detrimental strain aging effects. Tensile tests were carried out at various temperatures before and after treatment. Yield point return technique was used to measure the relative interstitial solute content. Tensile test results of heat treated specimen showed that the extent of ductility loss due to dynamic strain aging was reduced and that the temperature regions of the minimum ductility were shifted to higher temperature compared to the as received. The heat treatment seemed to reduce interstitial solute content in the ferrite matrix, which exhibited the decreased aging index as well as increased source hardening and yield point elongation. Activation energies of interstitial solute bulk diffusion determined by yield point return technique were 113.9 and 122.8 kJ/mol before and after heat treatment, respectively.

1. 서론

일반적으로 탄소강은 값이 저렴하고 가공성이 용이한 반면, 파괴인성이 부족하며 변형시효(strain aging)의 영향을 받아 취화되는 단점을 가지고 있다[1]. 페리틱강에서 변형시효현상은 탄·질소 침입형 원자와 전위의 상호작용으로 인해 기계적 및 물리적 성질의 변화를 유발한다. 이러한 물성 변화가 소성변형 후에 발생하면 정적변형시효(Static Strain Aging)라 하며, 소성변형과 더불어 발생하면 동적변형시효(Dynamic Strain Aging) 현상이라 한다. 변형시효현상은 전위와 침입형 원자 사이의 상호작용으로 일어나므로 기지내 침입형 원자의 농도는 변형시효현상의 중요한 요인으로 작용한다. 따라서 변형시효 효과를 완화시키기 위해서는 침입형 원자 농도를 줄여야 한다. Wilson 과 Russell [2]의 연구결과에 의하면 변형시효를 완전히 없애기 위해서는 원자 농도를 0.0001%이하로 낮춰야 하기 때문에 완전한 변형시효 제거는 어렵다. 그러나 합금원소의 첨가 및 열처리방법의 개선을 통해서 시효정도의 제어는 가능한 것으로 알려져 있다.

여러 열처리 방법들 중 본 연구에서는 2상역 열처리를 저합금 탄소강인 주증기 배관재에 적용하였다[그림1]. 일반적으로 2상역 열처리는 재료의 인성을 개선하고 연성-취성 천이온도를 낮추는 것으로 알려져 있다[3, 4]. 또한 변형시효 현상에 매우 중요한 페라이트 기지내 탄소원자 농도를 낮출 수 있으므로[5] 본 연구에서는 2상역 열처리가 배관재의 시효특징 및 정도에 어떠한 영향을 미치는지를 관찰하였다.

2. 실험방법

2.1 시험편 제작 및 열처리

본 시험에 사용된 재료는 한국중공업으로부터 공급을 받은 영광 원자력발전소 3, 4호기의 주증기배관에 사용되고 남은 보관재료인 SA106 Gr.C 탄소강이다. 재료의 화학적 조성은 표 1에 나타내었다. 시험편의 열처리 방법은 오스테나이트 단상 영역인 950°C에서 1시간동안 균질화 처리를 한 후 상온까지 노냉(furnace cooling)을 하였으며, 다시 2상역 온도인 760°C에서 40분간 소둔(annealing) 처리한 후 노냉을 하였다. 인장 시험편은 배관의 길이방향과 일치하게(L-방향)시험편을 채취하였다. 시험편 열처리에 따른 탈탄(decarburizing)과 산화효과를 배제하기 위해 열처리 후 최종 가공하였다. 인장시험편은 게이지 길이가 40mm이고 지름이 8mm이며, 시효지표(aging index)를 측정하기 위한 시험편은 게이지 길이가 20mm이고 지름이 4mm인 봉상으로 제작을 하였다.

2.1 시험장비 및 장치

시험에는 10톤 용량의 만능재료시험기 (AG-10TA, Shimadzu Co.)를 사용하였다. 인장시험시 하중-변위 곡선에서 톱니모양의 응력-변형률 곡선 및 항복점 강하(yield drop)등을 보다

명확히 관찰하기 위해서 하중-변위곡선을 chart-recorder를 사용하여 함께 그렸다. 고온 인장시험에는 3영역제어 전기저항로를 사용하였고, 시험편의 온도는 열전대를 시험편의 위와 아래에 용접하여 측정하였다. 시험내 온도의 평형을 유지하기 위해 시험편의 온도를 시험온도의 $\pm 1.5^{\circ}\text{C}$ 이내에서 충분한 시간동안 유지 후 시험을 실시하였다.

2.2 정적변형시효 시험

정적변형시효 시험은 열처리된 시험편과 as-received를 $2 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$ 의 하중속도로 7% 예비변형 시킨 직후 $\pm 1^{\circ}\text{C}$ 로 온도 설정된 송풍기가 설치된 강제순환방식의 dry oven에 넣어 132, 150, 170 및 289°C 에서 다양한 시간동안 시효처리 하였다. 시효처리 후 시험편이 파단 될 때 까지 인장시험을 다시 수행하였으며, 시효후의 응력 계산은 가공직후 시험편 직경으로 계산하였다.

3. 결과 및 토의

3.1 미세조직 관찰

그림 2(a)는 2상역 열처리 후의 광학현미경 사진이다. 고온 인발된 as-received SA106 Gr.C 강의 미세조직은 페라이트와 펄라이트가 교대로 나타나는 띠(band) 형태였으나 열처리 후에는 펄라이트상의 용해로 띠(band)가 열어지는 경향이 관찰되었다. 열처리 결과로 두 종류의 페라이트를 얻을 수 있었다. 그림 2(b)에서 회색으로 착색된 부분이 탄소농도가 낮은 것으로 알려진[5] 'retained' 페라이트 상(phase)이며, 이들 주위의 흰색 상이 'transformed' 페라이트다.

3.2 항복점 현상

변형시효와 침입형원자의 상호작용을 나타내는 중요한 변수들 중 하부 항복응력의 구성성분인 원천경화(source hardening)가 있다[6]. 하부 항복응력은 Hall-Petch 관계식으로 다음과 같이 나타낼 수 있다.

$$\sigma_y = \sigma_i + \sigma_s = \sigma_i + \frac{k_y}{\sqrt{D}} \quad (1)$$

여기서 원천경화는, σ_s , 활주면상에서 전위가 이동하기 시작하는데 필요한 응력, 즉, 전위가 움직이려는데 대한 저항력을 의미한다. 전위가 일단 이동하기 시작하면, 전위는 활주면에 놓여있는 장애물에 의해 저항을 받게되는데, 이를 마찰경화(friction hardening; σ_i)라 한다.

항복응력의 두 구성요소 중 원천경화 기여분을 측정하는 방법으로, Hall-Petch 상관관계식

에서 입계크기를 조절하여 구하는 방법과 그림 3과 같이 Makin-Minter [7] 가 제안한 외삽 방법(extrapolation technique) 등이 있다. 본 실험에서는 Makin-Minter가 제안한 방법을 사용하였으며 열처리 전후의 원천경화 및 항복점 연신률은 표 2와 같다. 2상역 열처리 후의 하부 항복응력은 as-received와 유사하였으나, 원천경화 성분은 87.3 MPa에서 109.9 MPa로 증가하였다. 이는 1.1 에서 1.6 % 로 증가한 항복점 연신률과 더불어 페라이트 기지내의 탄·질소 침입형 원자들이 열처리 효과로 상당량 전위주변에 석출 혹은 모여들어 전위를 묶어줌에 기인한 것으로 판단된다. 일반적으로 항복점 현상은 상호작용에너지와 전위에서의 용질원자의 농도가 클수록 현저하다.

3.3 인장시험

인장시험의 결과로 톱니모양의 응력-변형률곡선, 높은 가공경화율, 음의 변형속도 의존성, 연성의 감소 및 경화현상 등 동적변형시효 현상의 전형적인 형태가 열처리 전후 여전히 관찰되었다. 그러나 동적변형시효 영향이 다른 등급의 강과 비교해서 심하지 않은데 이는 다소 높은 함량의 망간(Mn)이 Mn-C, Mn-N쌍(pair)을 형성하여 동적변형시효의 민감도를 줄여 주었기 때문이다[8].

그림 4는 열처리 후의 결과를 단면적 감소율로 as-received와 비교하였다. 단면적 감소율은 동적변형시효의 영향으로 주어진 변형속도와 온도의 함수로 최소가 되는 영역이 관찰되었으나 as-received 와 비교해 볼 때 전체적으로 높은 값을 나타내고 있었다. 또한 열처리효과로, 주어진 변형속도와 온도에서 동적변형시효에 의한 단면적 감소율의 최소가 다소 고온으로 이동하였다. 1.39×10^{-4} 의 하중속도에서 단면적 감소율의 최소는 as-received 의 경우 225°C이었고 열처리 후에는 250°C 이었다. 이는 열처리로 인한 침입형원자 고용량의 감소로 as-received 와 비교해 볼 때, 침입형원자의 확산량이 줄어들게 된다. 이로 인해 as-received 와 유사한 정도의 확산량을 얻기 위해서는 높은 온도가 필요한 것으로 판단된다.

3.4 정적변형시효

3.4.1 시효 특징

시효온도와 시간이 증가함에 따라 항복응력 증가, 항복점 연신의 재출현, 인장강도의 증가, 총 연신률의 감소 등 전형적인 정적변형시효 현상이 관찰되었다[그림 5]. 열처리 후의 변형시효의 특징은 as-received 와 유사하였으나, 같은 시효온도와 시간에서 낮은 항복응력의 증가가 관찰되었다.

그림 6 에서는 열처리에 관계없이 시효시간이 증가함에 따라 시효지표 증가량이 둔화되고 있으며, 289°C에서 시효 처리한 경우, 초기의 수백초 까지는 시효가 급작스럽게 일어나지만 이후에는 용질원자들이 석출 또는 편석되어 시효지표가 더 이상 증가하지 않았고, 더욱더 시간이 지나면 시효정도가 오히려 감소하는 과시효 현상이 관찰되었다. 또한 시효온도가 낮

을 경우, 침입형원자 이동에 필요한 구동력이 상대적으로 떨어지므로 동일한 시효지표를 얻는데 필요한 시간은 길어지는 것을 알 수 있었다. 열처리 후에도 as-received와 유사한 경향을 나타내었으나 시효시간은 역시 길어졌다.

2단계 시효가 완료되어 지표가 포화되기 전까지는 열처리한 시험편이 as-received 보다 낮은 시효지표를 나타내었다. 이는 열처리로 인해 페라이트 기지내의 고용 탄·질소량이 줄어들어 단위시간당 전위로의 확산량 또한 줄어들게 되므로, 동일한 시효지표를 얻기 위해서는 보다 높은 온도에서의 시효 혹은 충분한 시효시간이 필요한 것으로 판단된다. 인장시험에서 논의한 최소 연성 온도구간의 고온이동 현상과도 일치한다.

3.4.2 활성화 에너지

정적변형시효 현상 중 침입형 원자가 전위주변으로 정렬 및 확산하는 1단계와 2단계 과정은 Cottrell-Bilby 모델에 의해 (시간)^{2/3}에 의존하는 것으로 알려져 있다[9]. 본 연구에서 관찰된 시효결과도 이와 동일하였다. 그림 7의 1차 직선회기 된 부분이 2단계 시효가 진행중인 부분으로 판단되며, 1단계 시효인 Snoek 정렬은 매우 짧은시간(~수초) 내에 이루어짐으로 본 실험조건에서는 관찰 할 수 없었다.

1966년에 Hartley가 Cottrell-Bilby 모델을 다음 식으로 유도하였다[10]

$$\frac{\Delta\sigma}{\sigma} = K_1 + K_2 \left(\frac{Dt}{T_a} \right)^{2/3}; \text{ 시효지표(aging index)} \quad (2)$$

위 식으로부터 얻어진 활성화에너지는 열처리 전 후 113.9 및 122.8 [kJ/mol]로 측정되었다. 변형시효의 원인이 되는 탄·질소원자의 활성화에너지는 α -iron 에서 76.7 과 82.0 [kJ/mol]로 알려져 있으나, 본 실험에서 측정된 값은 이보다 다소 높았다. 이는 탄·질소원자의 망간(Mn) 친화력에 기인한 것으로 사료되며, 인장실험을 통해 구해진 활성화에너지와 유사하였다[11].

4. 결 론

변형시효 현상을 줄이기 위해 저합금 탄소강인 SA106 Gr.C 배관재에 2상역 열처리를 수행하였으며 인장 및 정적 변형시효 실험을 통해 이를 확인하였다.

1. 열처리 후 항복응력의 원천경화 구성성분이 87.3 에서 109.9 MPa로 증가하였고 항복점 연신률 또한 1.1에서 1.6%로 증가하였다. 이는 페라이트 기지의 탄·질소 침입형원자들이 전위주위로 많이 석출 및 확산되었기 때문으로 판단된다.
2. 열처리 후 인장시험결과 최소연성을 나타내는 온도 영역은 고온으로 이동하였다. 페라이트 기지내 침입형 원자의 고용량이 줄어들어 as-received와 동일한 확산량을 가지기 위해서

는 높은 온도가 필요하기 때문일 것으로 판단된다.

3. 열처리 후 주어진 시효온도에서 동일한 시효지표를 얻기 위해서는 as-received보다 많은 시간이 필요하였다.

4. 열처리 전후의 활성화 에너지는 113.9 및 122.8 [kJ/mol] 로 확인되었다.

감사의 글

이 논문은 BK21 사업의 부분지원으로 수행되었음

참고문헌

- [1] I.S. Kim, Proc. of the Seventh Conference on Mechanical Behaviors of Materials, Pusan, Korea, November, 1993.
- [2] D.V. Wilson, B. Russell, Acta Metallurgica, 8, pp. 468~479, 1960.
- [3] B. Minz, R. Vipond, A. Nassar., Materials Sci. and Tech., Vol.9, p760, 1993.
- [4] K.D. Haverkanp et al., Nuclear Eng. and Design, 81, pp. 207, 1984.
- [5] J.J. Yi, I.S. Kim, Scripta Metallurgica, 14, pp. 299~302, 1983.
- [6] G.E. Dieter, Mechanical Metallurgy, 3rd ed., McGraw-Hil, New York, pp. 199, 1986.
- [7] M.J. Makin, F.J. Minter, Acta Metall. 8, pp. 691, 1960.
- [8] J. Gouzou, J. Wegria and L. Habraken, Metallurgical Reports, No. 33, CRM, Liege, pp. 65, 1972.
- [9] H.E. Rosinger, Metal Science, 9, pp. 1~7, 1975.
- [10] S. Hartley, Acta Metallurgica, Vol. 14, p1237, 1966.
- [11] J.W. Kim, I.S. Kim, Nuclear Engineering and Design, 172, pp. 49~59, 1997.

표 1 SA106 Gr.C 배관재의 화학조성

C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	V	Al	Cu	H _{ppm}
0.19	1.22	0.009	0.007	0.27	0.11	0.05	0.03	0.004	0.029	0.13	1.60

표 2 열처리 전후의 원천 및 마찰 경화 그리고 항복점 연신률

	Lower Yield Stress [MPa]	Source hardening [MPa]	Friction hardening [MPa]	Yield point elongation (%)
As-received	348.3	87.3	261.0	1.1
Heat-treated	342.4	109.9	232.5	1.6

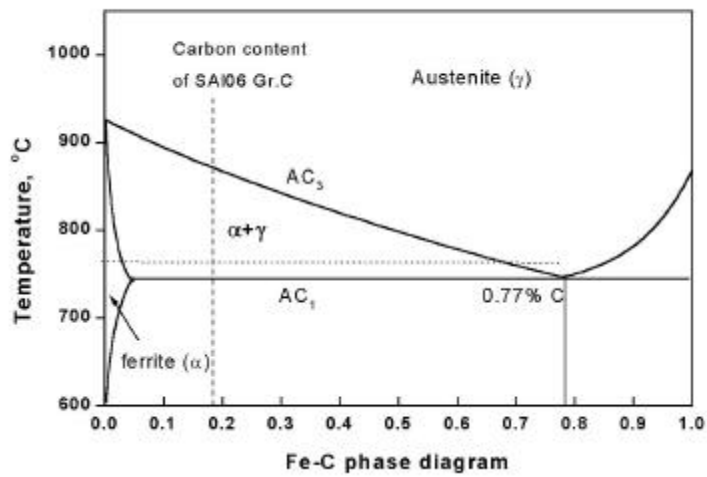


그림 1 2상역 Fe-C 상태도

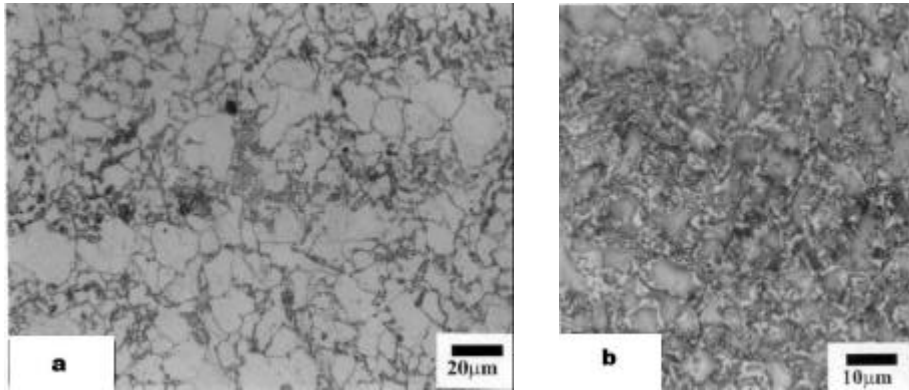


그림 2 열처리 후 광학현미경 사진 (a) 2% 나이탈(Nital) 에칭, (b) 회색='retained' 페라이트, 흰색='transformed' 페라이트, Boiling alkaline chromate 용액 착색

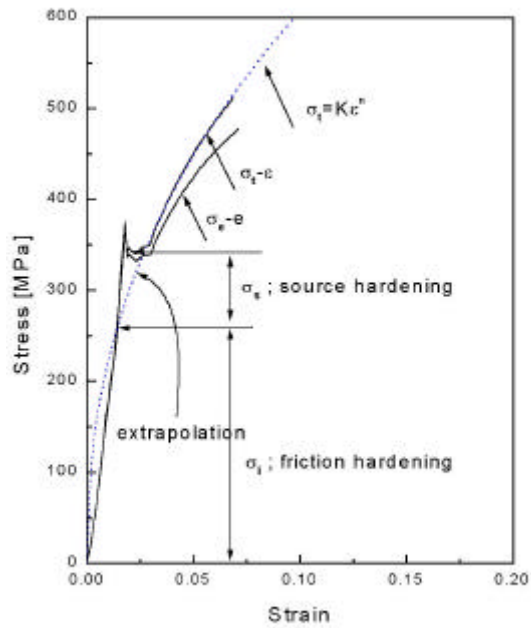


그림 3 외삽법을 이용한 원천 및 마찰 경화 성분

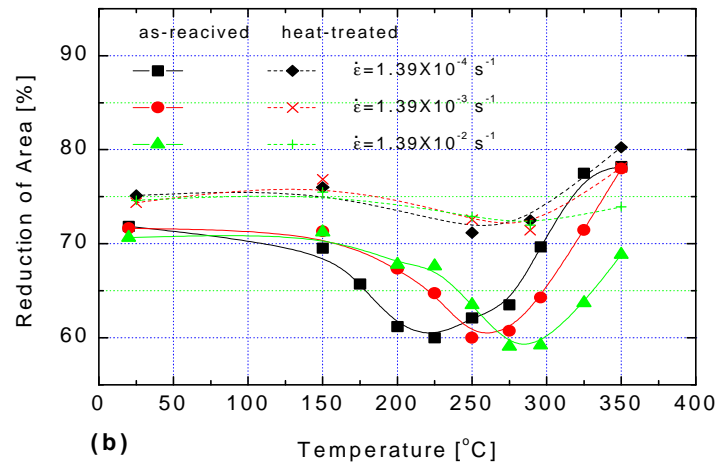


그림 4 변형속도에 따른 열처리 전과 후의 단면적 감소율 비교

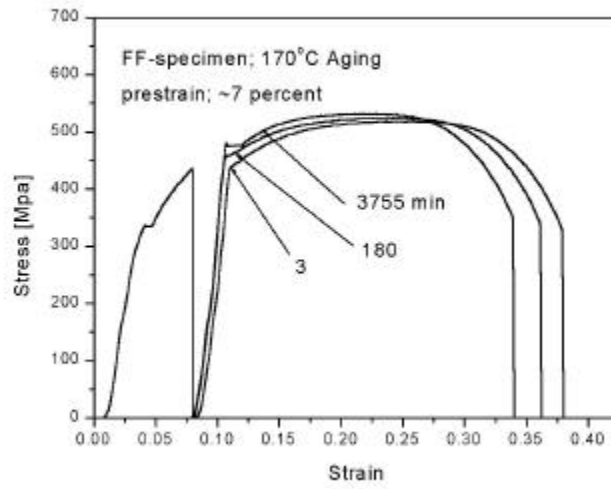
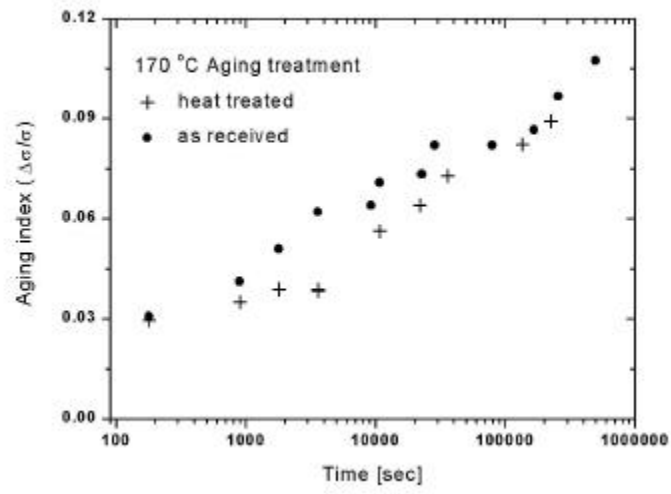
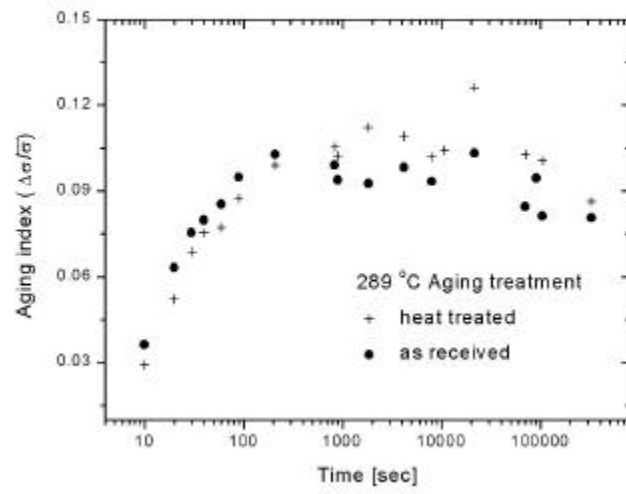


그림 5 정적변형시효 현상을 나타낸 응력-변형률 곡선



(a)



(b)

그림 6 열처리 전후의 시효지표 비교. (a) 170°C, (b) 289°C 시효

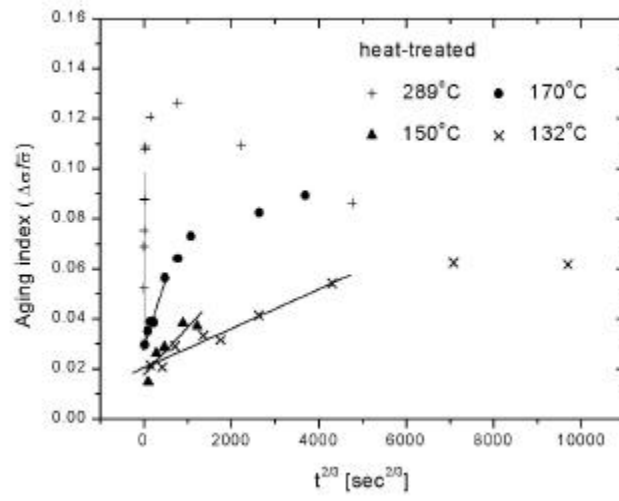


그림 7 2단계 시효과정의 시간 의존성