技術講座

ADI의 변태와 프로세싱 윈도우

김종철 · 예병준†

Transformation and Processing Window of Austempered Ductile Iron

Jong-Chul Kim and Byung-Joon Ye†

1. 서 론

.

ADI(austempered ductile iron)는 ASTM A897에서와 같이 다양한 범위의 특성을 가지며, 이는 미세조직을 구성하는 주 상들의 특성에 의해 결정된다. 주요한 상들로는 오스페라이트, 고탄소 오스테나이트 그리고 흑연노듈 들이 있으며, 부가적으로 마르텐사이트, 페라이트, 철탄화물 및 다른 합금탄화물 들이 존재할 수 있다. 이들 중 페라이트와 안정오스테나이트의 상대적인 량, 그리고 페라이트의 형상이 기계적 특성을 결정짓는 주 요인이며, 이는 ADI의 변태 양상과 변태 속도에 의해 영향을 받는다. 또한 이러한 변태과정에 영향을 미치는 인자로는 구상흑연주철의 합금성분 및 제조공정변수가 있다. 따라서 본 해설에서는 ADI의 특성을 결정짓는 미세조직에 대한 설명과 변태과정 및 변태에 영향을 미치는 합금성분과 제조공정 변수에 대해 설명하고자 한다. 더불어 최적 기계적 특성을 얻을 수 있는 프로세싱 윈도우에 대한 정의와 이에 영향을 미치는 공정변수들에 대해 기술할 것이다.

2. 미세조직

초기에 ADI의 미세조직은 강의 베이나이트와 유사하였기 때문에 베이나이트로 불려졌다. 하지만 이후의 결정학적 분석을 통해 베이나이트와 분명히 구별됨이 증명되었으나, 그 명칭은 쉽게 바뀌지 않았다. 정확한 ADI의 미세조직은 침상의 페라이트와 안정화된 고탄소 오스테나이트로 이루어지며, 그 명칭은 '오스페라이트(ausferrite)'로 1992년 ASTM(A644-92)에 공식 명칭으로 결정되었다.

그리고 최적의 기계적 특성을 얻기 위해서는 오스페라이트 조직만 존재할 경우지만 시편내의 조성이 완전히 균일하지 못하기 때문에 마르텐사이트와 탄화물들 그리고 펄라이트 등이 존재할 수 있으며, 이들의 존재는 연성을 저하시킨다. 구체적인 각 상들에 대해 살펴보면 다음과 같다.

2.1 페라이트 [1]

ADI에서 페라이트는 3 종류가 존재할 수 있다. 미세한 침상의 페라이트와 조대한 아공석 페라이트 그리고 베이나이틱 페라이트 등이다. 이들 중 단지 침상의 페라이트만이 원하는 상이며, 이는 베이나이틱 페라이트라 불려지지만 정확한 표현은 아니다.

아공석 페라이트는 낮은 오스테나이트화 온도에서 존재하며, 조대하고 낮은 기계적 특성을 나타내므로 제거되어야 한다. 그리고 상당히 긴 시간동안 오스템퍼링 처리를 할 경우 전체 기지의 미세조직은 페라이트와 미세한 베이나이틱 탄화물들이 분산된 베이나이트 구조를 갖게 된다. 이때 나타난 베이나이틱 페라이트는 침상의 페라이트와 결정구조는 유사하지만 형상은 다르다고 설명한다. 또한 베이나이틱 페라이트는 ADI 조직에서 유해한 조직으로써 배제되어야 한다.

한편 페라이트의 형상은 오스템퍼링 온도에 따라 다르며, 약 350°C 이상의 높은 온도에서는 깃털상,

경북대학교 금속공학과(Dept. of Metallurgical Engineering, Kyungbuk National Univ.)
†E-mail : bjye@knu.ac.kr

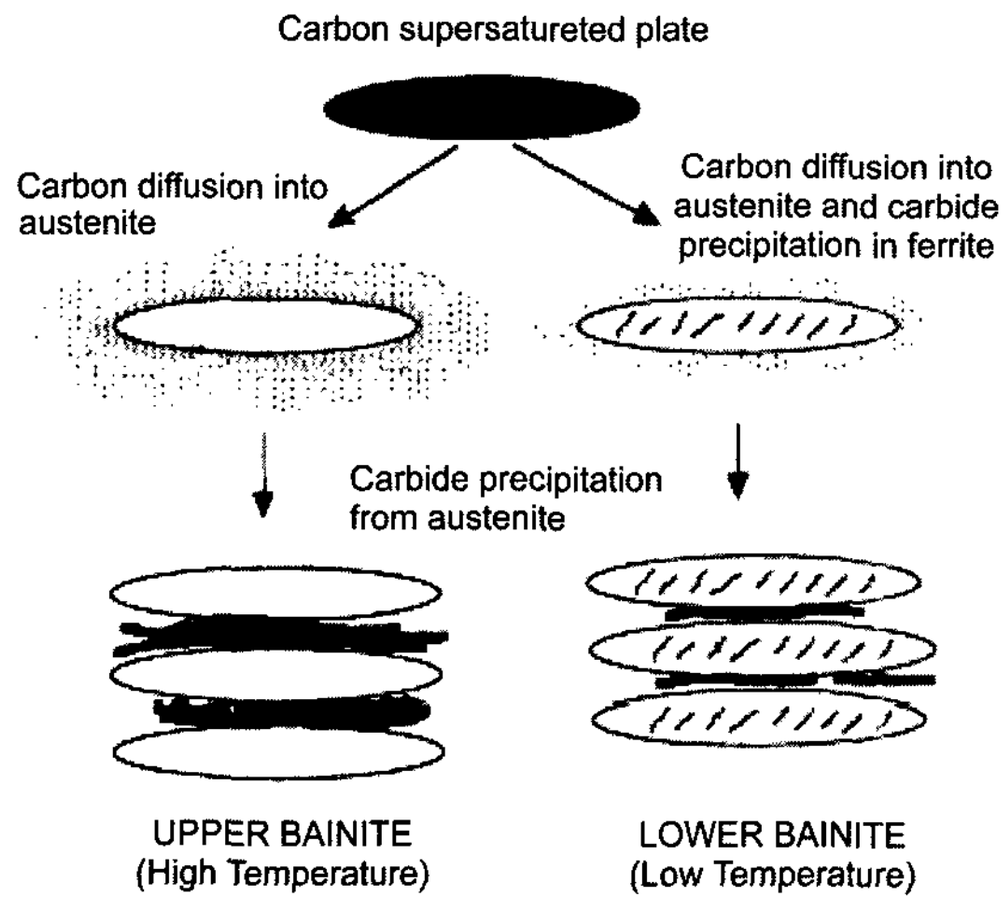

Fig. 1. An illustration of the growth of bainite and the development of upper and lower bainite.

이보다 낮은 온도에서는 침상을 가지며, 또한 페라이트내의 탄화물의 석출 여부로도 구분하고 있다(그림 1).

2.2 오스테나이트

ADI 조직에서 오스테나이트를 분류하면, 미변태 오스테나이트와 변태 오스테나이트로 구별할 수 있지만 엄밀히 말해 변태 오스테나이트는 다시 변태 준안정 오스테나이트와 변태 안정 오스테나이트로 나눌 수 있다. 먼저 미변태 준안정 오스테나이트는 retained austenite, 저탄소 오스테나이트, gamma pool 등으로 불려지며, 주로 셀간 경계 영역에 존재한다. 이는 오스템퍼링 반응에서 변태가 되지 않은 상태이고, 탄소 함량은 0.8~1.1%로 오스테나이트화 과정에서와 동일하며 준안정 상태이다.

또 다른 오스테나이트로는 반응이 이루어진 상으로써 오스템퍼링 반응동안 탄소함량이 증가하여 약 1.2~1.6% 정도이지만 상온에서는 준 안정상이다. 그리고 상온 이하로 냉각하거나, 기계적 가공 등으로 인하여 마르텐사이트로 변태될 수 있다.

세 번째로는 오스템퍼링 반응이 더욱 진행된 후 탄소함량이 약 2% 정도로 증가한 오스테나이트이다. 이는 높은 탄소함량으로 인하여 열적 및 기계적으로 안정한 상태이고, residual austenite, 고탄소 오스테나이트 등으로 불려지며, 최적 특성을 갖기 위한 ADI 조직에서 요구되는 상이다.

2.3 마르텐사이트

ADI에서의 마르텐사이트는 약 1.6% 의 탄소 함량을 가지며, 강의 마르텐사이트(최대 0.8%)에 비해 더 높은 퀜칭 경도를 가진다. 이는 오스템퍼링 과정 후 미변태 오스테나이트가 상온으로 냉각시 변태한 경우와 변태 준안정 오스테나이트 중 일부가 상온이하로 냉각 또는 기계 가공시 응력유기 마르텐사이트로 변태한 경우로 나눌 수 있다. 그리고 후자의 경우 더 높은 경도를 가진다.

2.4 탄화물

ADI 변태에 있어서 석출되는 탄화물들은 상당히 미세하여 광학현미경이나 XRD 분석으로 관찰하기 힘들다. 몇몇 TEM을 이용한 연구결과에서 탄화물의 석출을 관찰한 보고[2]가 있으며, 그 종류는 ε-탄화물, χ-탄화물, η-탄화물 등이 있다. 그리고 탄화물의 석출은 화학조성과 열처리 조건에 의존하며, 특히 탄화물에 대한 규소의 낮은 고용도로 인하여, 탄화물의 석출이 억제된다. 또한 이들은 오스테나이트나 페라이트에서 석출하며, 긴 오스템퍼링시 고탄소 오스테나이트가 탄화물과 페라이트로 분해되어 기계적 특성에 악영향을 미친다.

3. 제조 공정 및 변태과정

3.1. 제조공정

일반적인 제조 공정은 구상흑연 주철을 제조한 후 약 800~950°C 범위에서의 오스테나이트화를 거쳐 약 250~400°C 범위의 염욕으로의 퀜칭, 그리고 일정온도에서의 등온변태 즉 오스템퍼링을 실시한 후 공냉시키게 된다.

3.2 오스테나이트화

오스테나이트화 동안 미세조직의 변화는 핵생성과 성장에 의해 진행되며, 이때 오스테나이트는 페라이트와 시멘타이트(cementite) 그리고 페라이트와 흑연 계면에서부터 핵생성이 일어나는데 일반적으로 전자의 위치가 준안정변태 온도가 낮으므로 우선적으로 핵이 생성된다. 이렇게 생성된 핵의 성장은 탄소확산에 의해 지배되며, 이는 합금화 원소와 확산거리 등에 영향을 받게 되므로 페라이트 기지에서보다는 펄라이트 기지에서 더욱 쉽게 일어난다. 이와 더불어 변태속도는 다음

과 같은 경향을 나타낸다[3].

ⓐ 변태 시작은 급격하게 일어난다.

ⓑ 오스테나이트화 온도가 낮을수록 변태시간은 길어진다.

ⓒ 주방상태의 펄라이트 분율이 감소함에 따라 변태시간은 미소하게 증가한다.

ⓓ Si의 함량이 감소함에 따라 변태시간은 미세하게 증가한다.

ⓔ 주방상태의 노듈수가 감소할수록 변태시간은 길어진다.

한편 변태된 오스테나이트 기지의 탄소함량은 탄화물의 석출과 1단계 반응에서의 2차 흑연화에 영향을 미치게 된다. 이는 오스테나이트화 온도와 조성 특히 규소와 망간의 함량에 의해 결정되며 다음 식으로 표현이 가능하다.

$$C^0_\gamma = -0.435 + 0.335\times10^{-3}T_\gamma + 1.61\times10^{-6}T^2_\gamma + 0.006(\%Mn) - 0.11(\%Si) - 0.07(\%Ni) + 0.014(\%Cu) - 0.3(\%Mo)$$

낮은 오스테나이트화 온도와 시간은 포화량보다 낮은 탄소량을 조장하며 결과적으로 변태된 오스테나이트의 탄소함량을 낮추거나 긴 오스템퍼링 시간을 요구하게 된다. 오스테나이트의 탄소함량이 낮아질 경우, 오스페라이트에서 오스테나이트는 안정화되지 못하며 마르텐사이트로 변태되기 쉽다. 그리고 오스템퍼링 시간이 길어질 경우에는 잔류오스테나이트의 분율이 감소되어 결과적으로 낮은 기계적 특성과 더불어 제조비용의 증가를 유발한다. 반면 높은 오스테나이트화 온도는 기지의 탄소함량을 증가시키고 오스템퍼링 반응을 지연하거나 느리게 한다.

또한 오스테나이트화 온도와 시간은 오스테나이트의 결정립 크기에 영향을 미친다. 강에서 900°C 이하에서는 기존의 미세조직과 유지시간은 결정립 크기에 영향을 미치지 못한다고 보고하고 있다. 반면 950°C 이상에서는 결정립의 조대화가 일어난다. 따라서 높은 오스테나이트화 온도와 시간은 결정립 미세화의 목적에서는 불리하게 작용한다.

3.3 오스템퍼링 열역학

오스템퍼링 변태의 열적 안정성은 화학조성에 의해 결정되며, 상태도를 이용하여 분석 가능하다. 오스테나이트화 온도에서 기지의 탄소함량은 오스테나이트와 오스테나이트 및 흑연의 상 경계로부터 결정된다. 오스템퍼링 온도에서 오스페라이트 상은 준안정 상태이며, 각 상들의 조성은 공석 온도에서 오스템퍼링 온도로 페라이트와 오스테나이트 영역을 투영함으로써 얻을 수 있다. 페라이트와 오스테나이트 영역을 오스템퍼링 온도까지 연장한 결과 오스템퍼링 온도에서 페라이트와 오스테나이트 상의 탄소고용량은 페라이트의 경우 약 0.2%[4]와 오스테나이트의 경우 약 2%까지 증가됨을 볼 수 있다.

오스템퍼링 온도에서 반응 구동력은 자유에너지-조성 도표로부터 알 수 있다. 상태도와 자유에너지-조성 도표를 그림 2에 도식화하였다. 그림에서는 1단계 반응과 2단계 반응의 구동력이 조성과 오스테나이트화 온도에 따라 변화됨을 볼 수 있다. 1단계와 2단계 반응 모두 핵생성과 성장에 의해 일어나므로 2단계 반응의 핵생성 구동력은 1단계 반응에서 안정 오스테나이트가 형성되자마자 바로 존재하게 되며, 각 반응이 서로 겹침을 기대할 수 있다. 2단계 반응은 1단계 반응과 함께 시작되지만 아주 느리게 진행되며, 주로 조성과 온도에 의존한다.

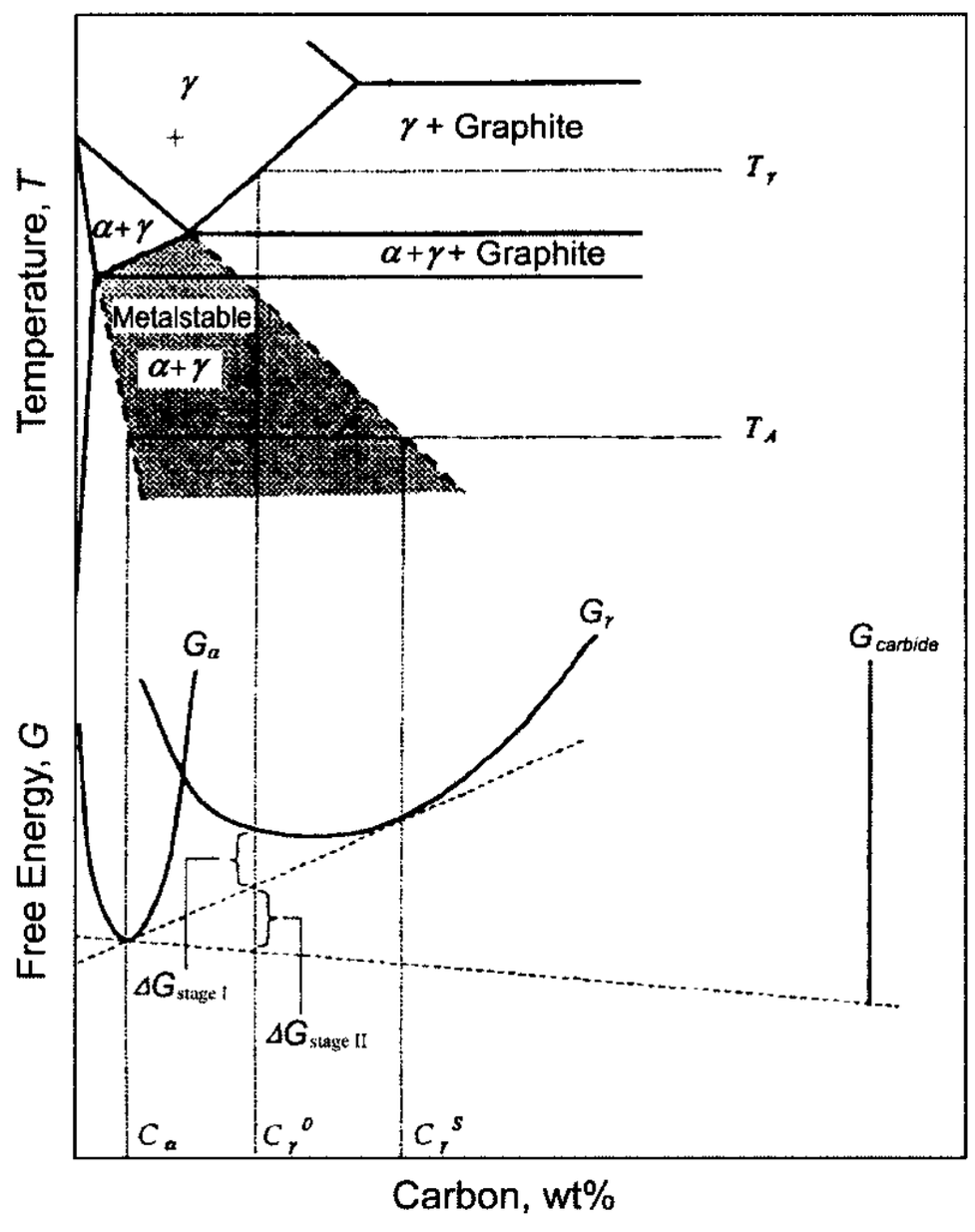

Fig. 2. Schematic phase diagram and free energy composition diagram showing extended $\alpha+\gamma$ region and the driving forces for stage I and II of austempering transformation.

3.4 오스템퍼링

오스템퍼링 공정은 그림 3에서 보이듯이 두 공정으로 나눌 수 있다. 미세조직의 변화는 높은 연성을 가진 등급의 상부 오스페라이트와 높은 강도의 등급을 생산하기 위한 하부 오스페라이트로 나뉘어 진다. 1단계 반응은 저탄소 오스테나이트의 변태과정으로 높은 오스템퍼링 온도에서는 페라이트와 고탄소 오스테나이트로 변태가 일어나며, 낮은 오스템퍼링 온도의 경우 페라이트와 탄화물, 고탄소 오스테나이트로 변태가 일어난다. 2단계 반응은 고탄소 오스테나이트가 열역학적으로 더욱 안정한 페라이트와 탄화물로 분해가 일어난다.

고탄소 오스테나이트의 량은 1단계 반응에서 오스템퍼링 시간이 증가함에 따라 증가하며 1단계 반응이 끝나는 시간 t_1에서 정점에 도달하게 되고, 2단계 반응이 시작되는 시점 t_2에서 감소하기 시작한다. 그림 3에서와 같이 1단계 반응의 끝과 2단계 반응의 시작점 사이의 구간인 t_2-t_1을 프로세싱 윈도우라 한다.

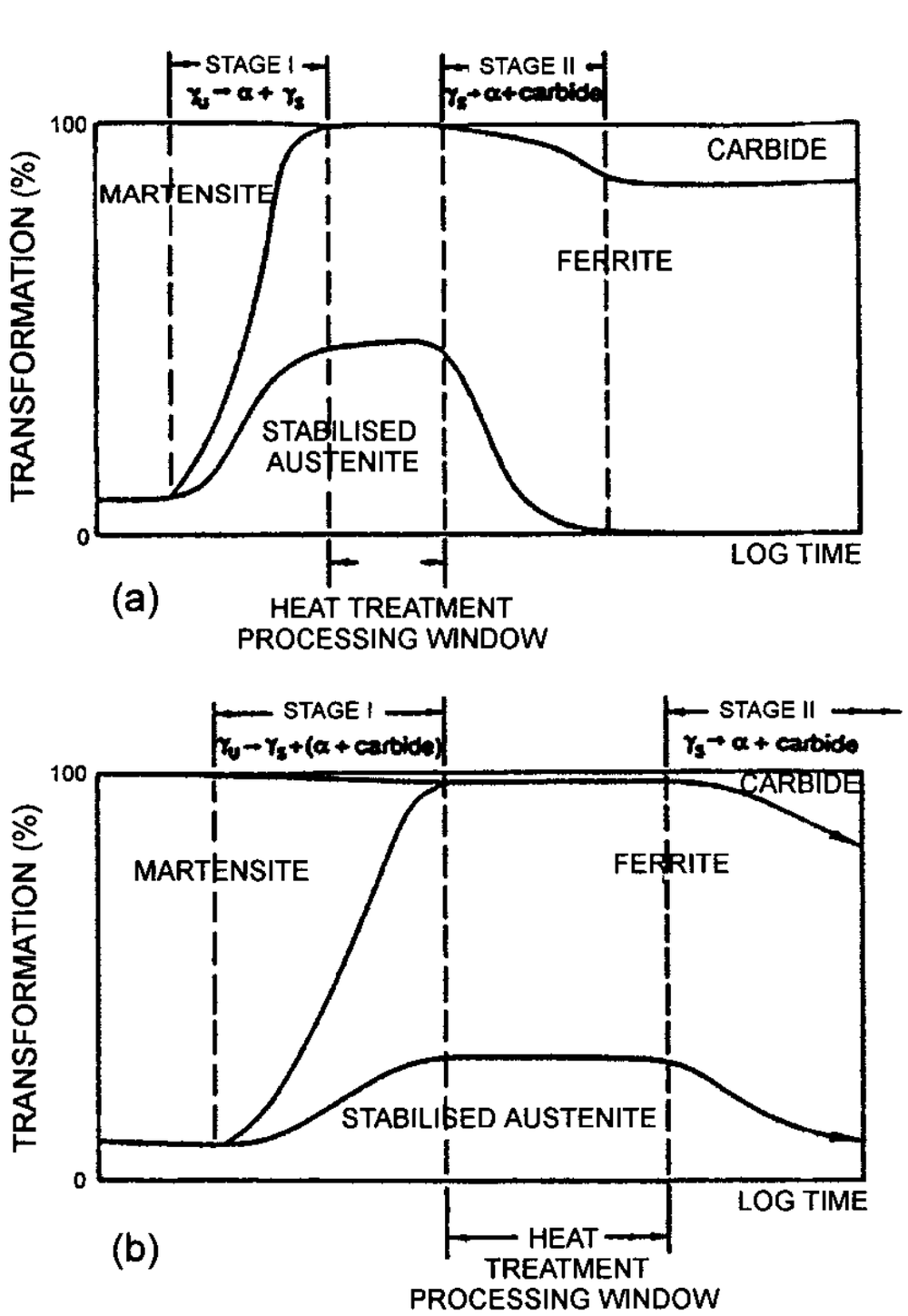

Fig. 3. Schematic representation of austempering reaction. (a) high austempering temperatures (b) low austempering temperatures.

높은 오스템퍼링 온도에서는 높은 안정 오스테나이트 분율과 낮은 침상의 페라이트 분율로 구성된 조대한 기지조직을 나타내며, 결과적으로 낮은 강도와 높은 연성을 나타낸다. 그리고 성장하는 페라이트로부터 주위의 오스테나이트로의 탄소 확산이 빨라 탄화물은 존재하지 않는다. 또한 1단계 반응과 2단계 반응의 교차가 많아서 1단계 반응이 끝나기 전에 많은 부분에서 2단계 반응이 진행되어 결과적으로 낮은 기계적 특성을 나타내기도 한다.

반면 낮은 온도에서는 많은 량의 침상 페라이트 분율과 낮은 안정 오스테나이트 분율을 갖는 미세조직으로 변태 되며, 결과적으로 높은 강도와 낮은 연성을 나타내게 된다. 만약 오스템퍼링 온도가 낮아 페라이트로부터 탄소의 확산속도가 페라이트 계면의 성장속도보다 느려질 경우, 페라이트 내에 탄화물을 석출하게 될 것이다. 결과적으로 미세조직은 오스테나이트와 페라이트 그리고 페라이트내의 탄화물이 존재할 것이다.

페라이트의 형상은 높은 오스템퍼링 온도에서의 깃털 상에서 낮은 온도에서의 침상으로 변화되며 이는 연성의 감소에 영향을 미치는 인자로도 작용한다.

그리고 너무 짧은 오스템퍼링 시간에서는 미변태 오스테나이트의 분율이 증가하게 되고, 이는 마르텐사이트로 변태하여 결과적으로 낮은 인성과 연성을 나타낸다. 반면 너무 긴 유지 시간에서는 오스테나이트가 불안정해질 정도로 높은 탄소의 축적으로 2단계 반응이 시작되며 미세조직은 페라이트와 오스테나이트 그리고 탄화물들로 구성되고, 유지시간이 무한히 길어질 경우 오스테나이트는 사라지고 더 안정한 페라이트와 탄화물로 분해되어 결과적으로 인성과 연성을 소실하는 결과를 가져온다.

3.4.1. 1단계 반응

1단계 반응은 오스테나이트 기지에서 침상의 페라이트가 형성되고 주위로 탄소를 내 놓음으로써 변태가 진행된다. 그리고 1단계 반응은 그림 4와 같이 입내의 반응과 입계의 반응으로 구분하여 설명한다. 먼저 반응 초기에서는 반응속도가 빠르게 진행하는데 이는 입내의 반응에 지배적인 영향을 받은 결과이며, 반응 후기에서의 느린 반응속도는 입계에 의한 반응이 전체반응의 율속으로 작용하기 때문이다. 즉 흑연 근방에서는 흑연으로부터 떨어진 부분에 비해 Si의 농도는 다소 높으나 C와 Mn의 농도가 낮기 때문에 페라이트는 이곳에서부터 생성한다. 이때 성장하는 페라이트로부터

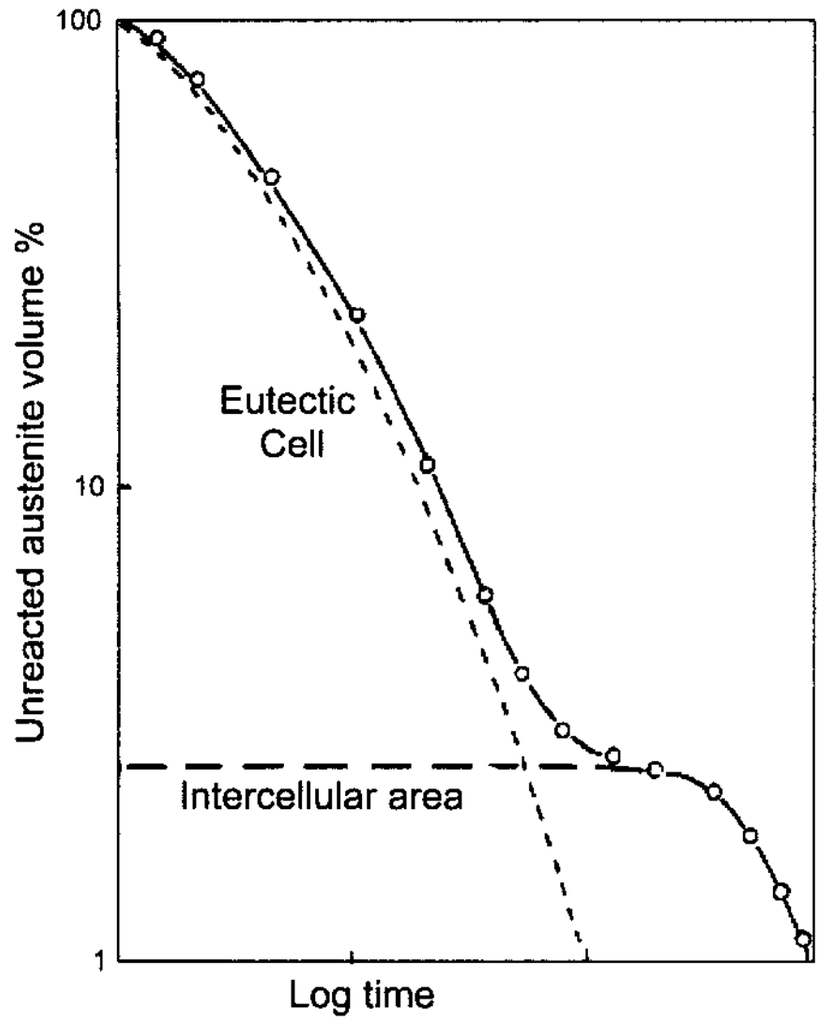

Fig. 4. Schematic representation of change in UAV in eutectic cell and intercellular area.

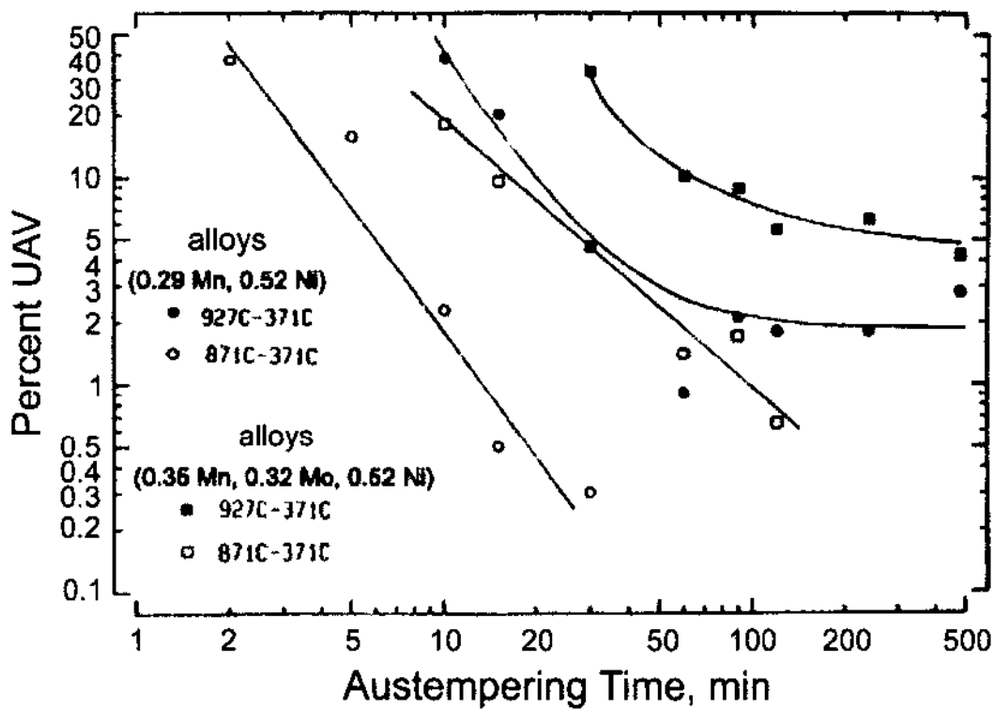

Fig. 5. UAV vs. austempering time for various alloys.

배출된 탄소원자는 흑연 쪽으로 확산할 수 있기 때문에 페라이트의 생성을 촉진하게 된다. 이후 1단계 변태는 흑연주위로부터 공정 셀 경계로 향하여 진행하게 되며 흑연으로부터 충분히 떨어진 부위에서는 C와 Mn의 편석으로 인하여 변태가 지연된다.

1단계 초기반응 속도는 반응의 구동력인 오스테나이트의 탄소 농도차(C_γ-C_γ^0)에 큰 영향을 받는 반면, 합금원소의 편석에는 무관하다. 여기서 C_γ는 오스템퍼링 온도에서 준안정 오스테나이트의 평형 탄소 농도이며, C_γ^0는 초기 오스테나이트화시 기지의 탄소농도이다.

반응 후기에서는 합금원소의 편석에 주로 영향을 받으며, Mn, Mo, Ni 중에서 Mn의 영향이 가장 크다. 입계에서 Mn의 편석은 C_γ-C_γ^0을 감소시키고 이것은 페라이트 성장속도를 늦추게 한다. Mo와 Ni은 독자적으로는 그렇게 큰 영향을 나타내지 않는다. 그림 5를 보면 Mn만 첨가한 경우와 Mn-Mo 합금은 1단계 반응을 지연시키는 것이 확연하지 않으나 Mn-Mo에 Ni까지 함유한 합금에서는 상당히 지연된 것을 알 수 있다[5]. 즉 이것은 합금원소를 조합하므로 인해 또 다른 영향을 크게 줄 수 있다는 것이다.

3.4.2. 2단계 반응

2 단계 반응의 기본적인 진행은 고탄소 오스테나이트가 페라이트와 탄화물로 분해되는 것이다. 이때 생성되는 탄화물은 페라이트 내에서와 페라이트/오스테나이트 계면에서 관찰되며 그 종류로는 ε-탄화물, χ-탄화물 그리고 η-탄화물 등이 존재한다. 그리고 ADI에서의 합금원소의 국부적인 농도 또한 오스템퍼링 반응속도에 영향을 미친다. 흑연주위에서는 규소가 편석되며 망간은 기지 평균값 보다 낮은 값을 보인다. 따라서 망간은 탄화물 석출을, 규소는 흑연화를 조장하기 때문에 셀간 경계부위보다 흑연 주위가 탄화물의 석출 가능성이 더 작아질 것을 예상할 수 있다. 석출된 탄화물의 구조 및 형상은 강과 구별되며, 강의 경우 탄화물은 우선 성장방향을 가지나 ADI에서는 우선 성장방향을 가지지 않으며, 미세하고 불균일하게 석출한다.

2단계 반응의 활성화 에너지는 합금조성과 열처리 조건에 따라 달라지며, 오스템퍼링 온도가 높을 경우 활성화 에너지가 낮아지는 경향을 보인다. 이는 오스템퍼링 온도에서 형성되는 미세조직에 기인한 결과이다. 즉 낮은 오스템퍼링 온도에서는 탄화물이 α/γ 계면의 이동도 역할을 하므로 높은 활성화 에너지를 요구하게 된다[6].

한편 2단계 반응속도는 안정 오스테나이트의 분율의 변화로 평가를 한다. 안정 오스테나이트는 일정 시간에서 최대값을 가지며, 시간이 지날수록 2단계 반응의 진행으로 감소한다. 이때 반응 속도해석은 오스테나이트 최대 분율에 대한 각 시간에서의 분율로 표현하며, 그 변화와 합금 원소의 영향을 그림 6에 나타내었다. 여기서, 오스템퍼링 온도는 371°C이며, t_{50}은 최대 잔류오스테나이트의 분율과 2단계 반응이 진행된 후의 잔류오스테나이트의 분율의 비가 0.5($X_\gamma/\overline{X}_\gamma = 0.5$)가 되는 시점에서의 시간을 말하며, Mo와 Mn는 대략

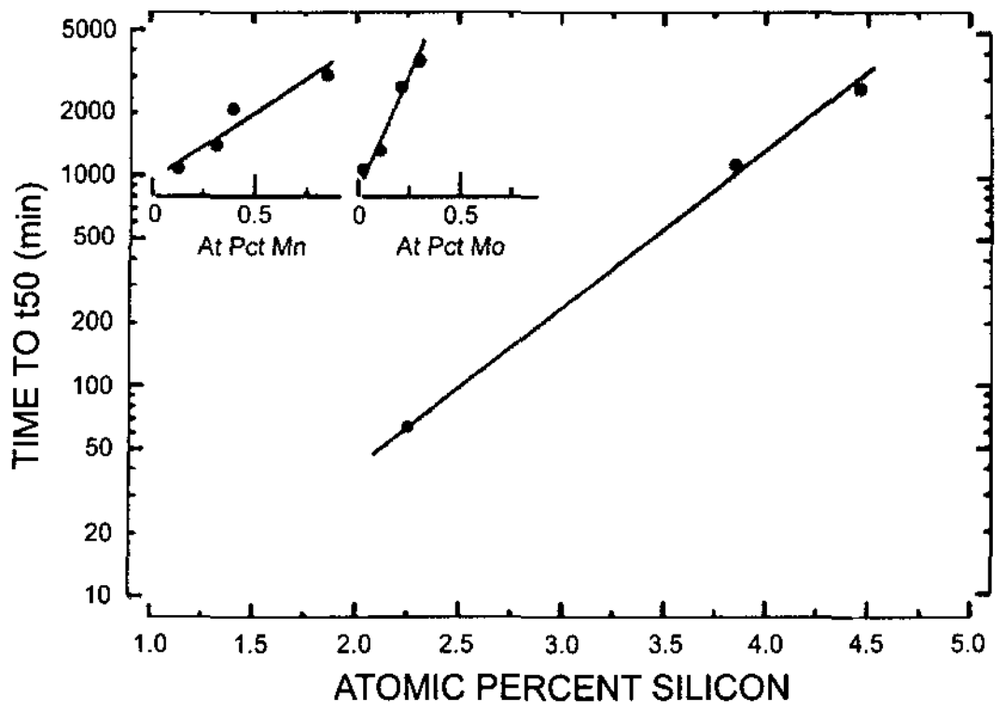

Fig. 6. Time to t_{50} vs. atomic percent alloying element Mn, Mo and Si.

2.5% Si를 가지는 합금에 각각 첨가한 경우이다. 그림에서 보이는 바와 같이 2단계 반응에 대한 Mo의 영향을 표시한 그래프의 기울기가 다른 두 합금원소인 Mn과 Si보다 크며, 전체적으로 세 원소 모두 첨가량이 증가할수록 변태속도는 더욱 늦어진다. 또한, 합금농도가 증가할수록 탄화물의 핵 생성에 대한 에너지는 증가하며, 그로 인해 핵 생성 속도는 감소하게 된다[5].

4. 프로세싱 윈도우

프로세싱 윈도우는 상기 언급했듯이 오스템퍼링 반응에서의 1단계 반응 종료 시점과 2단계 반응이 시작되는 시점사이의 구간을 말한다. 이 구간에서는 페라이트와 고탄소 오스테나이트의 형상과 조성이 거의 변화가 없으며 기계적 특성 또한 최적으로 나타나고 일정하다. 이 구간의 범위는 화학조성과 편석경향 및 오스테나이트화 온도와 오스템퍼링 온도 등에 영향을 받게 된다. 그리고 프로세싱윈도우에서 열린 윈도우와 닫힌 윈도우로 구분하며, 닫힌 윈도우는 1단계 반응이 종료되기 전 2단계 반응이 시작되었음을 의미하며, 최적의 기계적 특성을 얻지 못한다. 다음은 이들 프로세싱 윈도우에 영향을 미치는 각 인자들에 대해 고찰해 보고자 한다.

4.1 오스테나이트화 온도

오스테나이트화 온도는 1단계 반응의 초기와 후기 모두에 영향을 미친다(그림 7). 온도가 낮을수록 반응속도가 증가하는데, 이는 낮은 온도에서 기지의 낮은 탄소함량(C_γ^0)으로 인하여 구동력(C_γ-C_γ^0)이 증가함으로

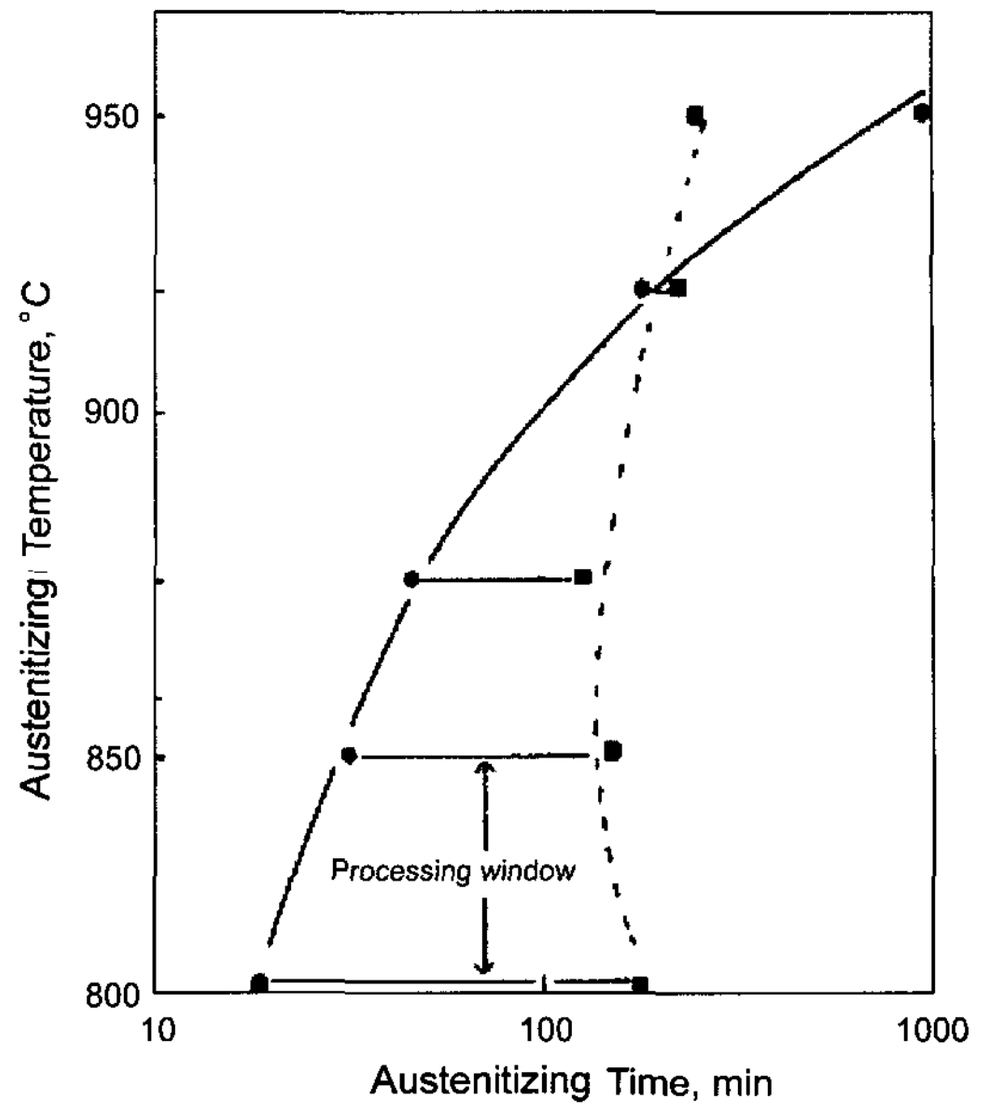

Fig. 7. Variation of times t1 and t_2 and processing window with austenitizing temperature.

반응속도가 커지게 된다. 따라서 낮은 온도의 열처리는 미변태 오스테나이트에 의한 기계적 특성의 저하를 최소화시킨다. 하지만 낮은 온도는 기지의 탄소함량을 낮춤으로써 경화능이 감소하므로 주물의 두께가 두꺼운 경우에는 이를 고려하여 합금원소를 첨가하거나 또는 온도를 증가시켜야 할 것이다. 그리고 2단계 반응에서는 약간의 반응을 지연하지만 그 영향은 크지 않다.

4.2 오스템퍼링 온도

오스테나이트화 온도가 동일한 경우 오스템퍼링 온도는 낮을수록 1단계 반응은 빨라진다. 이는 하부 오스페라이트가 주어진 온도에서 더 높은 탄소함량(C_γ)으로 인하여 더 큰 구동력(C_γ-C_γ^0)을 갖게 되어 반응이 빠르게 진전된다. 하지만 이러한 구동력의 증가에 반하여, 낮은 온도로 인한 탄소 확산속도의 감소로 인해 1단계 반응이 종료되는 시점은 거의 유사하게 나타난다. 즉 낮은 오스템퍼링 온도에서는 초기의 반응속도가 빠른 반면 후기반응은 확산속도로 인하여 감소하게 되는 것이다. 그리고 오스템퍼링 온도는 1단계 반응보다는 2단계 반응에 더욱 민감하게 나타난다. 일반적으로 온도가 높아짐에 따라 탄소의 확산 속도의 증가로 인하여 2단계 반응은 일찍 시작된다. 하지만 너무 낮은 온도에서는 2단계 반응이 다시 빨라지는 경향을 그

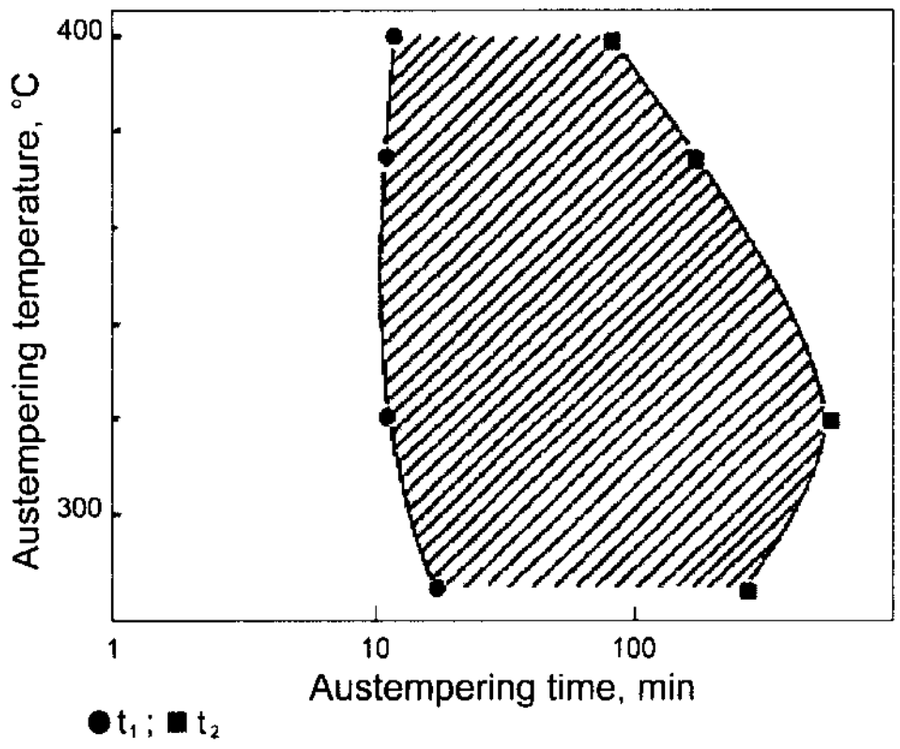

Fig. 8. Variation of times t1 and t_2 and processing window with austempering temperature.

림 8에서 보여주고 있다.

4.3. 합금의 영향

합금은 일반적으로 완전한 오스페라이트 조직을 얻기 위하여 첨가하며 이는 오스테나이트의 펄라이트의 변태개시를 지연시키는 효과를 가지고 있다. 첨가원소로는 탄화물형성원소인 Cr, V의 첨가를 피하고 대신 Ni, Cu, Mo, Mn 등을 첨가한다. 이러한 첨가원소들이 가지는 단점은 원가 상승(Ni, Mo)과 고용도 제한(Cu), 그리고 강한 편석경향(Mn, Mo)등을 들 수 있다. 이들 원소들 중 가장 강력한 경화능 향상 원소로는 Mo 이며, 다음으로 Mn 이다. 그리고 이들 원소는 단독으로 첨가하는 것보다는 복합하여 첨가함이 유리하다.

4.3.1 성분원소의 편석 경향

구상흑연 주철의 공정응고는 구상흑연의 주위를 오스테나이트 핵들이 둘러싸고 이들이 반경방향으로 성장함에 의해 진행한다. 그로 인하여 공정응고 이전의 초정 오스테나이트 또는 구상흑연을 한 개의 단위로 하여 편석조직이 나타나게 된다(그림 9). Si, Cu, Ni은 응고초기 즉 흑연의 주위에서 농도가 높게 되나 응고 종료부(공정셀 경계)에 가까워질수록 저농도로 된다. 그리고 Mn, Mo, Cr등은 위와 반대의 거동을 나타냄으로써 응고 종료부에 가까워질수록 농도는 상승한다. 일반적으로 주물의 두께가 두꺼워지거나 냉각속도가 느릴 경우 편석의 경향은 현저하게 나타난다. 각 원소들의 편석정도는 비합금 구상흑연주철의 경우 편석비(최대농도/최저농도)는 탄소의 경우 약 2, Si는 2~3 정도, Mn은 10~15 정도로 대단히 크다.

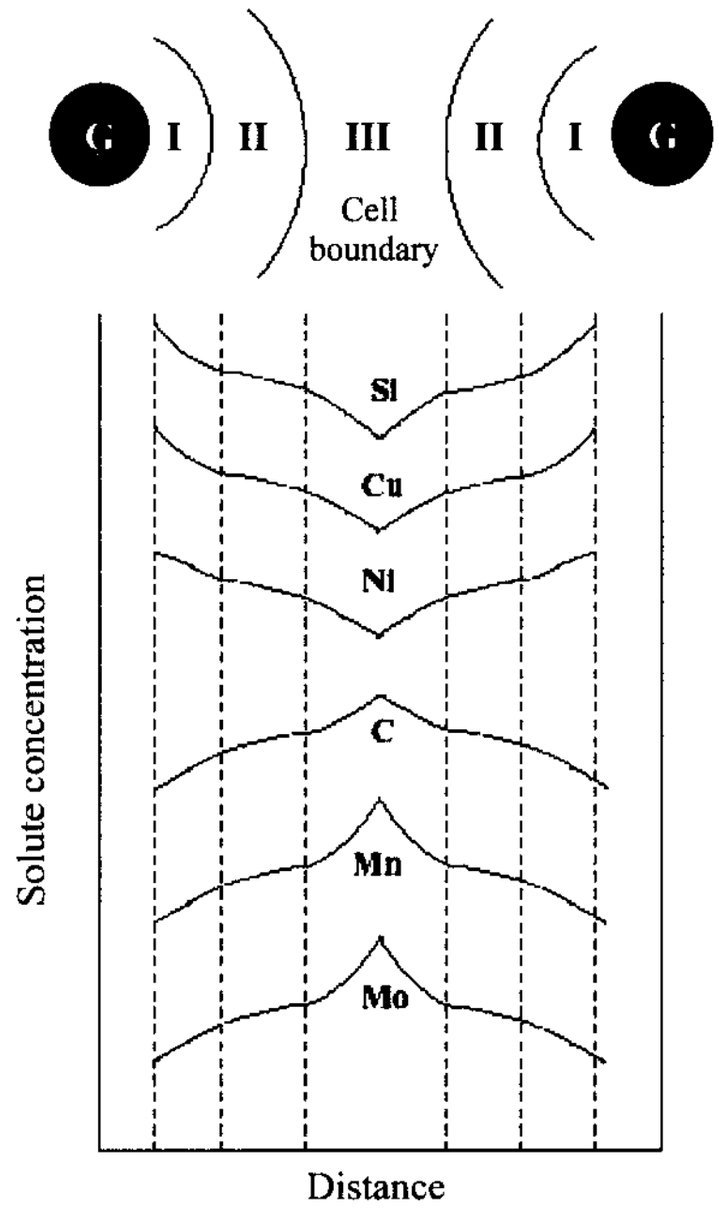

Fig. 9. Solute segregation zones between two graphite nodules and their solute distribution.

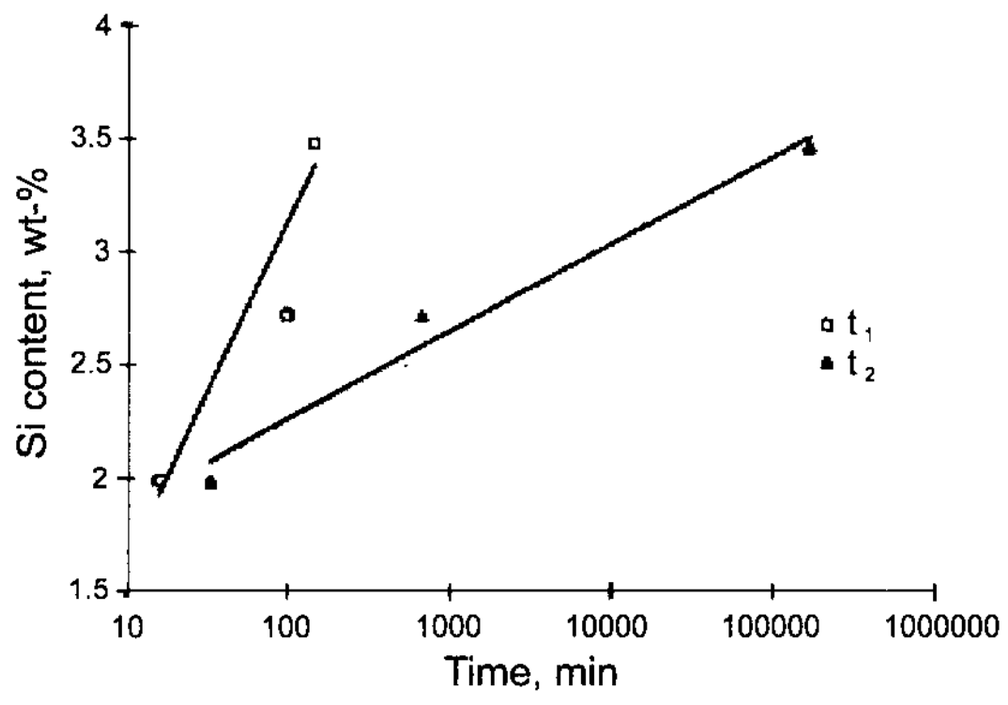

Fig. 10. Effect of Silicon content on processing window.

4.3.2. Si의 영향

Si의 영향은 그림 10에서와 같이 Si량이 증가할 수록 t_1과 t_2 모두를 지연시킨다. 이는 1단계 반응에서 망간의 편석을 증가시키고, 2단계 반응에서는 탄화물의 석출을 억제하는 역할을 한 것으로 해석된다[7].

4.3.3 Mn의 영향

Mn은 입계에 편석이 심하여 1단계 반응의 반응 종료시간을 지연시킨다. 그리고 이는 강력한 오스테나이트 안정화 원소이기 때문에 잔류오스테나이트의 량을

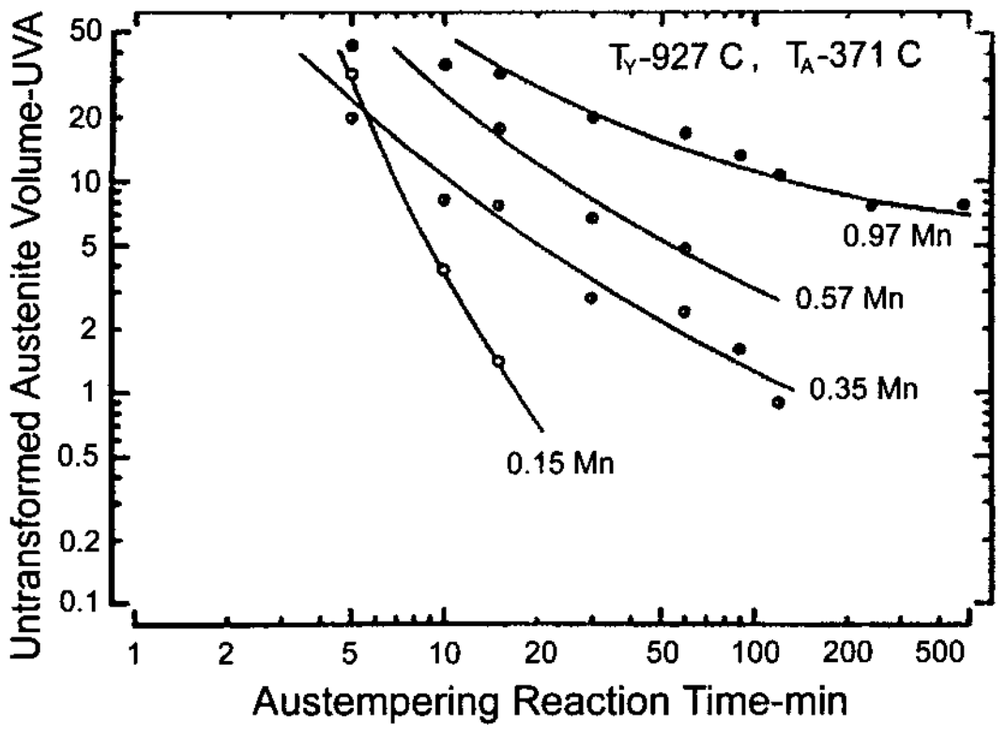

Fig. 11. UAV vs. austempering time for variation of Mn.

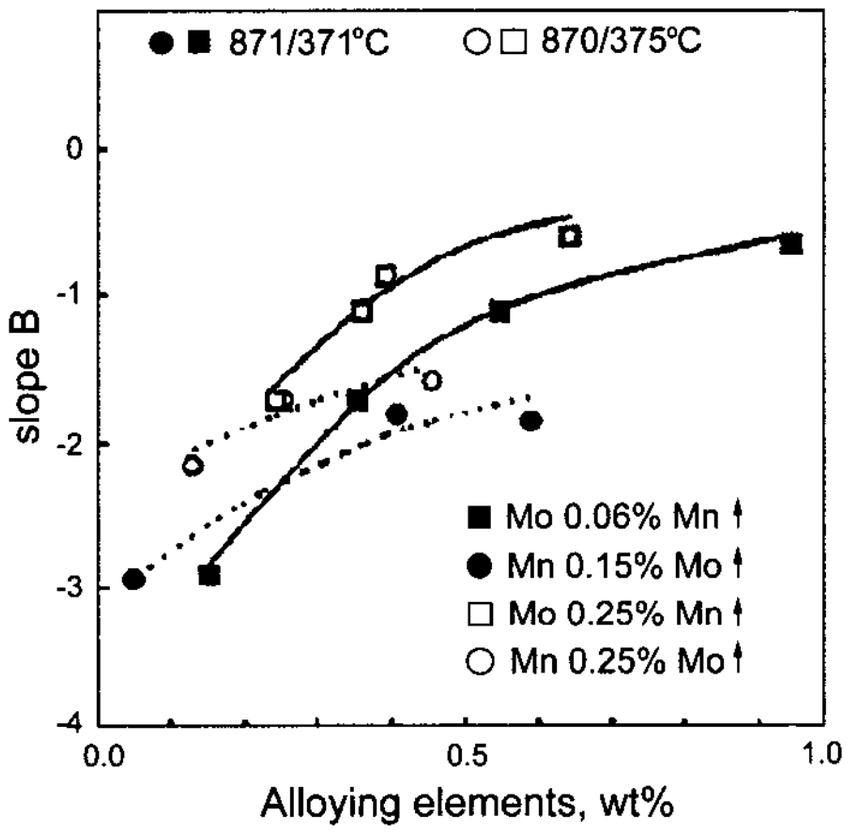

Fig. 12. Variation of slop B with alloying element(Mn, Mo).

증가시키나 오스페라이트 반응을 억제하고 Ms 온도를 감소시킨다. 그리고 열처리 후 미변태 오스테나이트 영역에서의 Mn의 함량은 다른 변태영역보다 약 3-4배 이상 높게 나타난다. 오스템퍼링 시간에 따른 미변태 오스테나이트의 량과 Mn의 함량과의 관계를 그림 11에서 보여주고 있다. 그림에서 Mn의 함량이 증가할수록 변태가 지연됨을 알 수 있으며, 변태 속도는 다음 식으로 표현된다.

$$\ln X_{UAV} = \ln A + B \ln t$$

여기서 B는 기울기로써 기울기가 클수록 반응이 빠르게 진행됨을 알 수 있다. 기울기의 변화와 Mn의 량과의 관계 그래프(그림 12)에서 초기의 함량 증가는 급격한 반응속도의 저하를 조장하고 약 0.6% 이상에서는 거의 일정한 변태속도를 갖게 된다.

4.3.3 Mo의 영향

Mo는 가장 강력한 경화능 원소이며 입계에 강하게 편석하는 원소이다. 이러한 Mo는 1단계 반응을 지연시키지만 Mn 보다는 훨씬 작은 영향을 미친다. 그림 12에서와 같이 반응속도에 대한 Mo의 영향을 보면 전반적으로 Mo 첨가에 따른 변화가 작게 나타난다. 따라서 경화능 향상을 위해서는 프로세싱 윈도 측면에서 고려해 볼 때 Mn의 첨가보다는 Mo의 첨가가 유리하다고 할 수 있다.

5. 결 언

1995~2000년 동안 약 300% 이상의 괄목할 만한 성장을 이루고 있는 ADI 생산은 재료의 생산 단가를 낮춤과 동시에 제품의 향상된 성능을 제공한다. 또한 ADI는 많은 응용분야에서 단조강이나 용접제 및 침탄강과 알루미늄 부품보다 더 유리한 특성을 제공해 주고 있어, 국내에서도 점차 관심이 고조되고 있는 실정이다. 이에 본 기술해설 내용은 ADI에 대한 이해에 도움이 되어, 여러 분야에 폭 넓게 활용 되길 기대해 본다.

참 고 문 헌

[1] B.V. Kovacs : AFS Transaction, "On the Terminology and Structure of ADI", Vol. 102 (1994) 417-420

[2] M. Nili Ahmadabai, E. Niyama and J. Echigoya : Mater. Sci. Eng., "Transmission Electron Microscopy Study of High Temperature Bainitic Transformation in 1wt.% Mn Ductile iron", A194 (1995) 87-98.

[3] A. S. Hamid Ali and R. Elliott : Mater. Sci. Tech., "Influence of Austerutizing Temperature on Austempering of an Mn-Mo-Cu alloyed ductile iron", Vol. 12 (1996) 1021-1031.

[4] A. Kutsov, Y. Taran, K. Uzlov, A. Krimmel and M. Evsyukov : Mater. Sci. Eng., "Formation of Bainite in Ductile Iron", A273-275(1999) 480-484.

[5] T. N. Rouns and K. B. Rundman : AFS Transaction. "Constitution of Austempered Ductile Iron and Kinetics of Austempering", 116 (1987) 851-874.

[6] R. E. Campos-Cambranis, L. Narvaez Hernandez, M. M. Cisneros-Guerrero and M. J. Perez-Lopez : Scripta Mater., "Effect of Intial Microstructure on the Activation Energy of Second Stage during Austempering of Ductile Iron", Vol. 38, no. 8 (1998) 1281-1287.

[7] J. M. Velez, A. Garboggini and A.P. Tschiptchin : Mater. Sci. Tech., "Effect of Silicon on Kinetics of Bainitic Reaction in Austempered Ductile Cast Iron", Vol. 12 (1996) 329-337.