

《論 文》

초기조직 및 이상역열처리가 저합금 고강도강의 저온기계적 성질에 미치는 영향

趙顯權 · 朴洸均 · 申東赫 · 孟璇在

한양대학교 공학대학 금속재료공학과

Effect of Starting Structures and Intercritical Annealing
on Low Temperatures Mechanical Properties of a HSLA Steel

H. K. Cho, K. G. Park, D. H. Shin and S. C. Maeng

Dept. Metallurgy and Materials Science, Hanyang Unive., Ansan 425-791

ABSTRACT

Austenite formation and Low temperatures mechanical properties of HSLA steel of different starting structures have been studied by intercritical annealing(IA). The different starting structures are : ferrite + pearlite(FP1), martensite(M1), cold worked ferrite + pearlite(FP2) and cold worked martensite(M2). In most cases tensile strength and elongation was increased by decreasing the testing temperatures regardless of the IA time. Tensile strength of the cold worked starting structures was higher than that of the non-cold worked starting structures. However not any noticeable difference in elongation was found between two cases. Low temperatures impact properties were affected by the starting structures. Charpy V-notch impact transition temperatures of the M-starting structures were around -40°C , and those of the FP starting structures were around -10°C . Impact energy was lower in the cold worked specimens than in the non-cold worked specimens at the same starting structures. DP structure obtained from the M-starting structure has shown superior low temperatures mechanical properties than the DP structure obtained from the FP-starting structure.

1. 서 론

이상역열처리를 통해 저합금고강도강에서 일어나는 오스테나이트 형성거동에 대해서 많은 연구가 수행된 바 있다¹⁻⁴⁾. 그러나 이와 같은 연구는 기계적 성질과 연관시켜서는 연구되지 않았다. 또한 상이한 초기조직

에서 얻은 이상조직강의 기계적 성질에 관해서도 많은 연구가 수행되었으나 이상역열처리시간을 일정하게 하여 연구하였으며⁵⁻⁹⁾ 이상역열처리시간의 변화에 따른 조사는 Vakulenko등¹⁰⁾의 연구이외에는 발견하지 못했다. 그들 연구에서의 흥미있는 사실은 이상역열처리시간이 짧은 경우는 엄밀한 의미에서 이상조직상태

가 아니며 초기조직이 잔류하는 상태인데 이에 대해서도 관심을 가졌다는 점이다. 이상역열처리시간이 짧은 경우는 초기조직이 잔류하는 것 이외에도 페라이트의 재결정화, 마르텐사이트의 조직양상 등이 복합적으로 작용하는 경우가 된다.

본 연구팀은 일종의 저합금고강도강을 이용, 상이한 초기조직을 이상역열처리하여 열처리시간의 경과에 따른 오스테나이트형성과 기계적 성질을 상호연관시켜 조사한 바 있다¹¹⁾. 동 연구에서 활용한 강종은 일본강관주식회사(NKK사)에서 저온용으로 최근에 개발한 것으로 기존의 저온압력용기용 탄소강(KS D3541) SLAI 24B를 대체할 수 있는 강으로 알려져 있다. 따라서 이 강은 실온보다는 저온 기계적 성질이 더 큰 관심의 대상이 된다.

본 연구는 이전 연구¹¹⁾에 대한 후속연구로 상이한 초기조직을 이상역열처리하여 열처리시간의 경과에 따른 저온인장특성 및 저온충격성을 조사하며 조직양상과 관련시켜 검토코자 하였다. 초기조직으로 페라이트 + 퍼얼라이트와 마르텐사이트를 택했으며 또한 이들 각각을 30% 냉연한 상태를 택했다. 위에서 언급한 바와 같이 본 연구에서 특별히 관심을 갖는 것은 상이한 초기조직에서 얻은 이상 조직강과, 또한 이상조직이 완전히 형성되기 전단계조직을 갖는 강의 저온기계적 성질이다.

2. 실험방법

본 연구에서 사용한 강은 일본 NKK사에서 저온압력용기용 재료로 개발하여 SPV 50Q Modified라고 이름붙인 저합금고강도(HLSA)강이다. 화학조성은 표 1과 같으며 퀴치-템퍼링(900℃ quench, 630℃ tempering)된 상태로 공급된 것이다. 이 강으로부터 먼저 두 종류의 조직, 즉 페라이트 + 퍼얼라이트(FP1)와 마르텐사이트(M1)를 얻었으며 이들 조직의 강을 각각 30%씩 냉연한 시료, FP2와 M2를 얻어 총 4종류의 상이한 초기조직의 강을 준비하였다. 여기서 냉연

은 대표적으로 30%로 고정하였다.

상이한 초기조직은 그림 1과 같은 열처리공정을 통해 얻었다. 즉 초기조직 FP1을 얻는 경우는 먼저 오스테나이트 영역인 960℃에서 60분간 유지한 다음, 630℃로 노냉하여 60분간 유지시킨 다음 공냉하여 얻었으며, M1을 얻을 경우는 960℃에서 60분간 유지시킨 후 얼음물에 수냉하여 얻었다. 또한 위에서 언급한 바와 같이 FP1 및 M1을 각각 30% 냉연하여 FP2와 M2를 얻었다.

본 연구에서 활용할 적절한 이상역온도 결정을 위해 dilatometer를 사용하여 A_{C1}온도 및 A_{C3}온도를 측정하였으며 각각 740℃와 855℃로 구해졌다. 따라서 본 연구에서는 이상역온도로 795℃를 택하여 열정시간(3분, 60분) 가열한 후 얼음물에 급냉하여 이상조직을 만들었다. 이 경우 이상역온도에서의 유지시간 3분을 택한 것은 저자들의 이전 연구¹¹⁾에서 이상역소둔시간 5분정도에서 마르텐사이트가 평형부피분율에 도달했으므로 초기조직이 잔류하는 이상조직을 얻기위해 선정한 시간이다. 또한 소둔시간이 그 이상으로 증가하면 두 상의 부피분율에는 변화가 없으나 조직양상은 계속 변화했는데 이상조직을 얻기 위한 대표적인 열처리시간으로 60분을 택했다.

인장시험은 압연방향과 평행하게 인장축을 택하여 ASTM sub-size로 제작하였다. 인장시험은 Instron Universal Testing Machine(Model 4206)을 사용했으며 cross head speed는 2mm/min로 하였고 표점거리

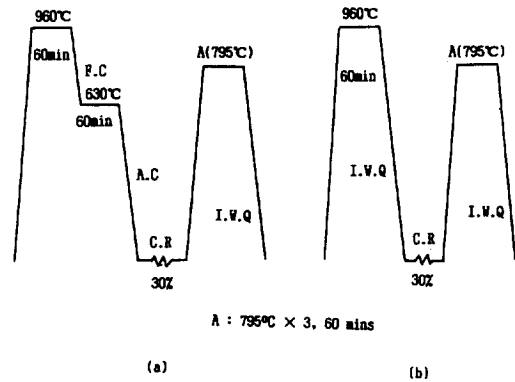


Fig. 1. Schematic diagram of the heat treatment. Different starting structures : (a) FP1 and FP2, (b) M1 and M2

Table 1. Chemical composition of the studies steel

C	Si	Mn	P	S	V	Cu	Ni	Mo	Cr
0.02	0.26	1.30	0.009	0.002	0.05	0.21	0.21	0.13	0.07

25mm로 하였다. 인장시험은 3개 이상의 시편에 대해 시험하여 그 평균값을 취했다.

저온에서 인장시험은 냉각상자(cooling chamber)를 이용하여 그 속에 냉매로 CO₂가스를 주입, -70℃, -45℃, -10℃ 및 0℃ 등의 여러 온도에서 행하였다. 이때 냉매를 이용 시험온도에 1시간 유지한 다음 인장시험하였다.

충격시험편은 ASTM sub-size (높이 10mm, 폭 5mm)의 Charpy V-notch 시편으로 제작하였다. 충격시험은 상온으로부터 -70℃사이의 여러 온도에서 행하였다. 충격시험시의 냉매로는 드라이아이스, 에칠알콜, 액체 질소등을 사용하였으며, 소정온도의 용매에 10분간 담근 다음 충격시험하였다.

현미경 조직관찰을 위한 부식액은 3% Nital을 주로 사용하였으며 경우에 따라 Lepera 시약도 사용하였다. 이 밖에도 여러 온도에서 인장시험을 거친 시료에 대해 잔류오스테나이트의 양을 측정하였다¹²⁾. 이 때 X-선원으로는 Cu-K α 선($\lambda=1.5418\text{\AA}$)을 이용하였다. Bragg의 관계식으로부터 α -Fe(페라이트)와 γ -Fe(오스테나이트)상의 회절각을 미리 잡고 잔류오스테나이트의 유무를 조사하였다.

3. 결과 및 고찰

3. 1. 조직관찰

사진 1은 상이한 초기 조직(FP1, FP2, M1, M2)의 강을 795℃에서 이상역열처리하여 열처리시간에 따른 조직변화를 광학현미경으로 관찰한 사진이다. 즉 이상역열처리를 아직 실시하지 않은 상태, 각각 3분 및 60분 동안 열처리한 상태의 조직을 비교한 것이다.

FP1의 경우 이상역열처리를 통해 오스테나이트가 페라이트 입계 모서리 부위와 입계를 따라 우선적으로 생성됐으며 60분간의 이상역열처리로 오스테나이트양이 증가되며 뭉친 상태로 나타나 있다.

FP2 즉 FP1을 30% 냉연한 상태가 초기조직인 시료의 경우 초기조직상태에서 압연 방향으로 banded structure가 나타나 있다. 또한 이상역열처리를 통해 오스테나이트가 압연 방향과 평행하게 띠모양으로 분포되고 있으며 60분간의 이상역열처리로 오스테나이트가 괴상으로 고루 분포되면서 페라이트상을 포위하

는 양상으로 나타나 있다.

M1시료는 이상역열처리전에는 전형적인 lath형 마르텐사이트를 나타내고 있는데 이상역소둔을 통해 오스테나이트상이 미세화되어 가고 있다. M1을 30% 냉연한 M2시료의 경우 이상역 소둔으로 오스테나이트가 페라이트 입계에 뭉친 상태로 형성되고 이상역소둔시간의 증가로 이들이 크게 응집된 상태로 페라이트를 둘러 싸면서 성장되어 있다.

사진 2는 주사전자현미경(SEM)으로 앞의 조직변화를 초기조직 마르텐사이트에 대해 좀더 자세히 관찰한 사진이다. 즉 사진 (a), (b)는 초기조직 M1에 대하여, (c), (d)는 초기조직 M2에 대하여 이상역열처리시간 변화에 따른 조직을 각각 관찰한 사진이다. (a)는 초기조직(M1)을 3분간 이상역열처리한 상태인데 마르텐사이트 lath사이에 오스테나이트가 형성되고 있음을 볼 수 있다. (b)는 60분동안 이상역 소둔시킨 경우로 침상의 오스테나이트가 합체하여 구상으로 변화되었음을 나타내고 있다. M2시료의 경우는 3분간의 이상역열처리로 사진 (c)에서 보는 바와 같이 오스테나이트가 페라이트 입계에 뭉친 상태로 분포되며 60분간의 이상역가열로 사진 (d)에서 보는 바와 같이 오스테나이트가 덩어리진 상태(globular)로 페라이트를 포위하는 양상으로 분포되고 있다. 동일한 이상역가열시간 60분에서 비교할때, 즉 M2시료인 사진 (d)를 M1시료인 사진 (b)와 비교할때 냉연에 의해 오스테나이트가 훨씬 미세하게 뭉쳐 구상화(globular)되면서 페라이트를 포위하고 있음을 볼 수 있다.

3. 2. 충격시험결과

모든 시료에 대해 여러 상이한 온도에서 Charpy V-notch 충격시험을 실시하였으며 시험한 결과를 그림 2, 그림 3에 충격전이곡선으로 도시하였다.

그림 2는 초기조직 M1과 M2에서 얻은 이상조직강의 충격전이곡선이다. 충격에너지가 -10℃에서 -40℃에 걸치는 온도범위에서 강화되고 있으며 저온에서도 비교적 우수한 내충격성을 보여주고 있다. 또 M1과 M2를 동일한 이상역소둔시간에서 비교해 볼 때 냉연을 거친 M2가 M1보다 낮은 충격에너지값을 보이고 있다. 또 소둔시간 60분인 이상역의 경우와 이상역변태가 아직 끝나지 않은 3분 소둔시킨 경우를 비교

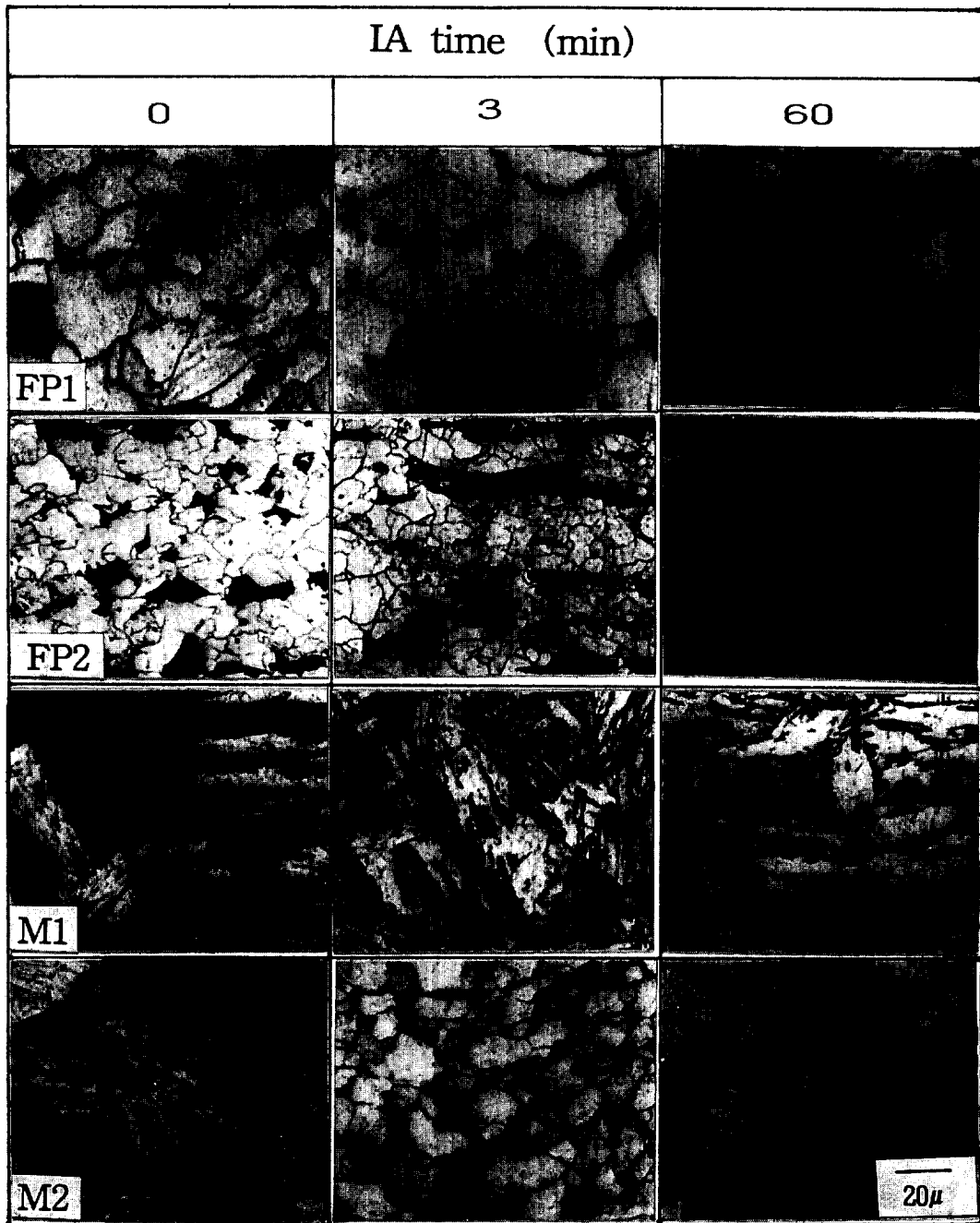


Photo. 1 Optical micrographs of the IA treated steels of different starting structures. IA treating times are 0, 3, and 60 minutes

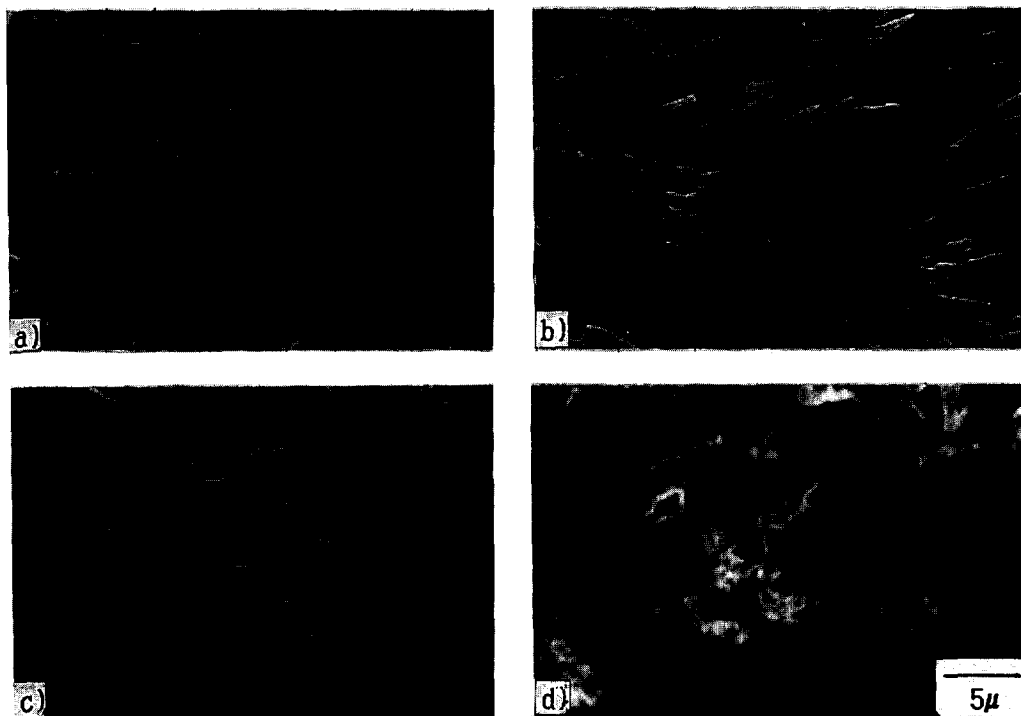


Photo. 2 SEM micrographs of the M1(a, b) and M2(c, d) starting structures by the IA treatment for 3 min (a, c) and 60 min(b, d)

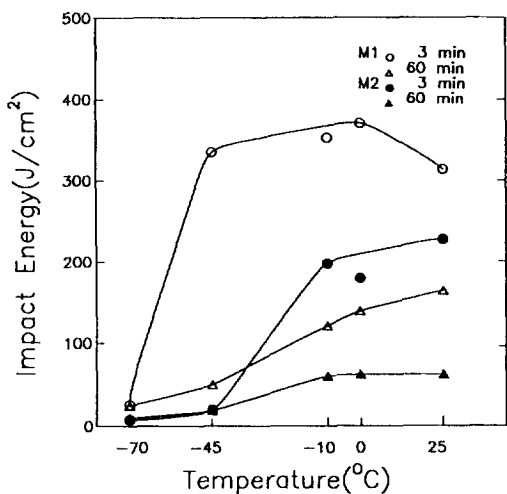


Fig. 2. Impact transition curves of the M1 and M2 starting structures after the IA treatment for 3 and 60 minutes.

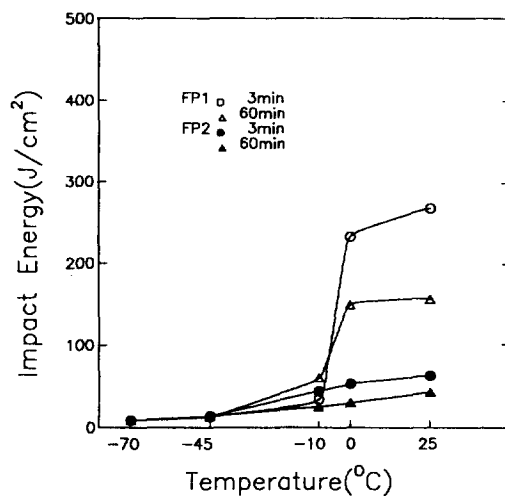


Fig. 3. Impact transition curves of the FP1 and FP2 starting structures after the IA treatment for 3 and 60 minutes.

해 보면 M2의 내충격성이 M1보다 오히려 저하되고 있다. 60분 소둔시킨 경우 내충격성이 저하된 이유는 사진 1 및 사진 2에서 본 바와 같이 M2의 경우 딱딱한 마르텐사이트상이 봉친 상태로 페라이트상을 포위하고 있어 마르텐사이트 부위에서 균열이 쉽게 발생하기 때문이라고 생각된다.

그림 3은 초기조직 FP1, FP2에서 얻은 이상조직강의 충격에너지곡선이다. 초기조직이 마르텐사이트인 이상조직강에 비해 저온 내충격성이 많이 떨어지며 -10℃에서 충격에너지값이 급격히 저하된다. FP시료의 경우도 M시료와 마찬가지로 60분간 이상역가열한 경우가 열처리시간 3분의, 초기조직이 잔류하는 경우보다 내충격성이 저하되고 있다. 이상역소둔시간이 증가된 경우 사진 1에서 보는 바와 같이 마르텐사이트조직이 괴상으로 봉쳐있는데 이와 같은 조직양상이 저온 내충격성을 저하시킨 원인이라고 생각된다.

3. 3. 저온인장특성

본 연구의 상이한 네가지 초기조직강을 795℃의 이상역온도에서 3분 및 60분동안 이상역소둔하여 저온인장시험하였으며 결과를 그림 4~그림 7에 도시하였다. 대부분의 시료에서 온도저하에도 불구하고 인장강도와 연신율이 증가하는 흥미로운 현상을 나타내고 있

다.

그림 4는 초기조직 M1 및 M2에 대한 결과인데 3분간 이상역소둔시킨 M2를 제외하고는 시험온도의 저하에도 불구하고 인장강도가 증가하는 경향을 보이면서 전시료에서 연신율이 증가하고 있다. 다만 3분동안 이상역소둔시킨 M2의 경우는 온도저하로 강도가 약간 증가하다가 감소하고 있으며 연신율은 계속 증가하고 있다.

그림 5는 초기조직 FP1 및 FP2에 대한 결과이다. FP1 시료에서 소둔시간 3분의 경우 온도저하로 인장강도는 감소하고 있으며 연신율은 증가하고 있다. 그러나 60분동안 이상역소둔시킨 경우는 온도저하로 인장강도가 증가하는 경향을 나타내며 연신율도 증가하고 있다. FP2의 경우는 시험온도의 저하로 인장강도 및 연신율이 증가하고 있다. 또 이상역소둔시간 60분의 경우 소둔시간 3분의 경우보다 FP1, FP2 공히 시험한 모든 온도에서 높은 강도를 나타내고 있다. 이는 마르텐사이트의 부피분율증가와 관련된다고 생각된다⁽¹⁾.

그림 6은 이상역열처리시간이 동일한 3분의 경우 상이한 초기조직강의 저온인장시험결과를 비교한 것이다. 전체적으로 보아 시험온도의 감소로 인장강도는 대부분 증가하는 경향을 보이며 연신율은 증가하고 있다. 초기조직 M과 초기조직 FP를 비교해 보면, 강도에 있어서는 M1이 FP1보다, 또한 FP2가 M2보다 각

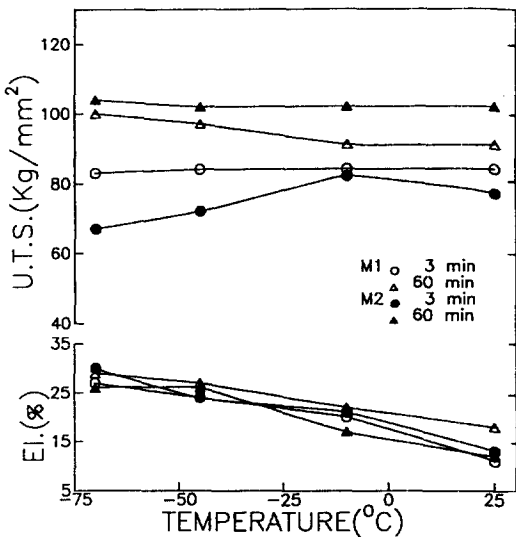


Fig. 4. Low temperatures tensile test results of the IA treated M1 and M2.

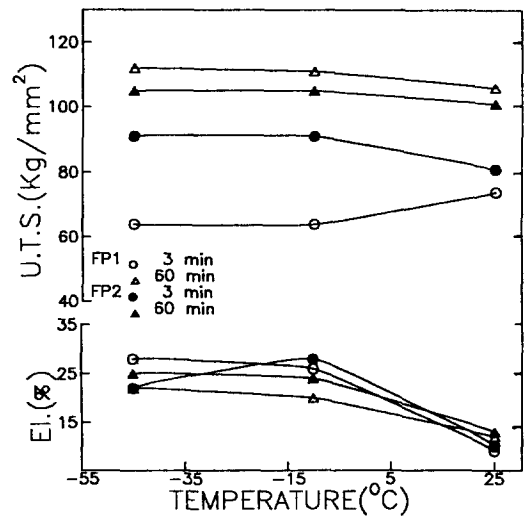


Fig. 5. Low temperatures tensile test results of the IA treated FP1 and FP2.

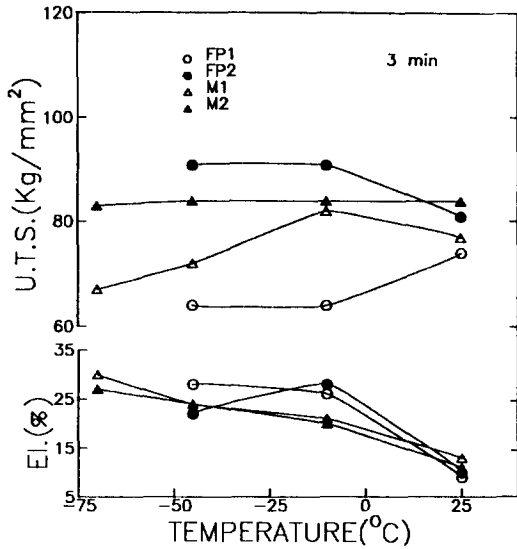


Fig. 6. Low temperatures tensile test results of the different starting structures at the same IA treatment time of 3min.

각 약간 높은 값을 보이고 있으며 연신율은 M1과 FP1, M2와 FP2에서 각각 비슷한 수준을 보이고 있다.

그림 7은 60분동안 이상역가열시킨 경우의 결과를 나타낸다. 온도저하로 강도의 증가와 연신율의 증가를 보이고 있다.

이상에서 본 바와 같이 본 연구의 이상조직강에서 약간의 예외를 제외하고는 온도저하에도 불구하고 인장시험에서 강도와 연신율이 증가하여 저온에서의 우수한 인성을 나타내고 있다. 이와 같은 결과는 앞서 충격시험에서는 온도저하로 충격치가 감소하며 충격전이온도가 나타나고 있는 사실과는 대조적이다. 여하튼 본 연구의 시료는 저온에서의 파괴인성이 변형속도에 의해 많은 영향을 받고 있다는 것을 알 수 있으며 이 문제에 관해서는 차후 체계적인 검토가 필요하다고 본다.

3. 4. 잔류오스테나이트와 저온 인장특성

저온용강에서 저온연성이 증가되는 이유에 대해 일반적으로 변태유기소성(TRIP)현상에 기인한다는 설과 쌍정형성 때문이라는 설의 두 가지가 있는데 이 두 경우 모두 명백한 증거를 제시하지 못하고 있는 실정

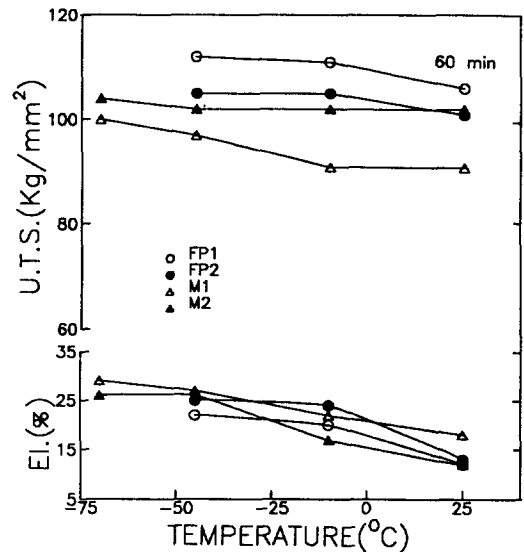


Fig. 7. Low temperature tensile test results of the different starting structures at the IA time of 60 min.

이다.

본 연구에서는 저온에서의 강도와 연신율의 증가를 잔류 오스테나이트가 저온인장시 마르텐사이트로 변태하는 TRIP 현상과 관련시켜 검토하기 위해 X-선 회절시험을 통해 잔류 오스테나이트의 양을 조사해 보았다.

즉 대표적인 시료(FP2)에 대해 상온 및 -10°C 에서 인장시험한 후, X-선 회절방법으로 잔류오스테나이트의 양을 측정하였다. 여기 X-선 회절시험결과와 차트를 표시하지는 않겠으나 상온 인장시험한 시료에서는 오스테나이트가 2~3% 잔류하고 있었는데 -10°C 에서 인장시험한 후에는 잔류오스테나이트의 흔적이 나타나지 않았다. 따라서 저온인장시험을 통해 TRIP현상이 발생했다는 것을 알 수 있다. 그러나 TRIP 현상은 저온인장시험의 초기단계에 완료될 것이며, 또 실온인장시험한 시료에서 발견되는 잔류오스테나이트의 양이 극미하다는 점을 고려할때 저온인장특성이 우수한 이유를 TRIP 현상때문이라고 결론짓기는 어려운 입장이다.

그 밖에 저온인장시험한 재료에서 쌍정의 흔적을 찾아 보고자 하였으나 찾지를 못했다. 따라서 본 연구에 이용한 시료의 저온인장특성이 우수한 이유는 이 재료

고유의 특성이라고 생각되며 TRIP현상이나 쌍정의 형성과 관계되는 결과라고는 생각되지 않는다.

4. 결 론

1) 이상역소둔시간에 관계없이 대부분의 시료에서 시험온도의 저하에 따라 인장강도와 연신율이 증가한다. 초기조직으로 냉연을 거친 경우가 냉연을 안거친 경우보다 인장강도가 높았고 연신율은 저하하거나 별 차이가 없다.

2) 초기조직은 저온 내충격성에 크게 영향을 미친다. 초기조직이 마르텐사이트인 강(M)의 충격전이온도는 -40°C 부근이며 초기조직이 페라이트+퍼얼라이트(FP)인 강(강)의 경우는 -10°C 부근이다. 동일한 초기조직에서 냉연을 거친 경우가 냉연을 안거친 경우보다 충격에너지값이 낮게 나타난다.

3) 동일한 이상역소둔시간에서 비교할 때, M에서 얻은 이상조직강이 초기조직 FP에서 얻은 이상조직강보다 저온 기계적 성질이 더 우수하다.

4) 이상조직상태가, 이상조직이 완료되기 전단계의 초기 조직이 잔류하는 중간조직상태보다 저온 내충격성이 더 낮다. 이는 이상조직상태의 경우 취약한 마르텐사이트가 뭉친형태로 페라이트상을 포위하여 존재하기 때문이다.

후 기

본 연구는 1992년도 포항종합제철(주)의 연구비지원에 의해 이루어졌으며 이에 감사드립니다.

참 고 문 헌

1. G. R. Speich, V. A. Demarest and R. L. Miller : Metall. Trans. A 12, (1981) 1419
2. M. M. Souza, J. R. C. Guimaraes and K. K. Chawla : Metall. Trans. A 13, (1982) 575
3. D. Z. Yang, E. L. Brown, D. K. Matlock and G. Krauss : Metall. Trans. A 16 (1985) 1543
4. Xue-Ling Cai, A. J. Garratt-Reed and W. S. Owen : Metall. Trans. A 16 (1985) 1543
5. N. J. Kim and G. Thomas : Metall. Trans. 12A (1981) 483
6. 윤문섭, 권숙인 : 대한금속학회지 20 (1982) 507
7. 김영희, 성창연, 이상윤, 윤환상 : 대한금속학회지 23 (1985) 406
8. T. C. Lei, H. T. Li and T. G. Sun : Mater. Sci. & Techn. 1 (1985) 104
9. F. H. Samuel : Mater. Sci. & Engn. 75 (1985) 51
10. I. A. Vakulenko, V. A. Pirogov and V. K. Babich : Inst. Ferrous Metallurgy Dnepropetrovsk. Transl. from Metalovedenie. Termicheskaya Metallov. 1989, No. 7, p. 19
11. 맹선재, 장동현, 조현권, 신동혁 : 대한금속학회지 31 (1993) 689
12. C. F. Jaczak, J. A. Larson and S. W. Shin : Soc. of Automotive Engineers, Warrendale, Pa (1980)
13. J. M. Barson and S. T. Rolfe : ASTM STP 466 (1970), p. 281