특집 : 마찰교반용접의 최근 기술 동향

고탄소강의 마찰교반접합에 관한 최근 연구

연윤모 · 최돈현 · 안병욱 · 이창용 · 이종봉 · 정승부

Recent Studies on Friction Stir Welding of High Carbon Steels

Yun-Mo Yeon, Don-Hyun Choi, Byung-Wook Ahn, Chang-Yong Lee,
Jong-Bong Lee and Seung-Boo Jung

1. 서 론

고탄소강은 고강도 및 내마모 특성이 있어 중장비, 철도 및 공구 등의 산업분야에서 사용되고 있고 더 많은 산업분야에서 적용확대가 요구되고 있지만 현재로는 인성과 용접성이 미흡하여 사용분야가 상당히 제한되고 있는 실정이다. 특히 용접이 필수적인 구조물에 고탄소강을 적용하기 위해서는 용접부 경화에 의해 쉽게 발생되는 저온균열을 방지해야 한다. 그러나 저온균열은 탄소함량이 증가하면 예열 및 후열처리도 근본적인 방지대책이 될 수 없기 때문에 최근에는 이를 극복하기 위한 방법으로 고상접합방법인 마찰교반접합(FSW)의 적용성에 관한 연구[1-5]가 다수 이루어지고 있다.

일반적으로 저탄소강을 마찰교반접합하는 경우[6-9]에는 알루미늄(Al) 합금 및 오스테나이트계 스테인리스 강 등에서와 같이 접합부에서 조직 변태가 일어나지 않지만 중탄소강에서는 조직의 변태가 수반된다고 보고되고 있다[10]. 따라서 고탄소강 및 초고탄소강의 마찰교반접합에 관한 연구에서도 이와 같은 조직의 변화를 고려한 접합특성 개선이 집중 검토되고 있다. 이러한 연구들이 훌륭한 성과를 거두어 고탄소강의 용접이 쉽게 이루어질 수 있다면 각종 산업분야에서 고탄소강의 적용이 획기적으로 확대될 수 있으므로 최근의 관련 연구는 항상 중요한 관심의 대상이 되고 있다.

따라서 본 보고에서는 고탄소강의 마찰교반접합에 대하여 지금까지 발표된 연구결과를 중심으로 접합 조건에 따른 접합부의 미세조직, 기계적 특성 그리고 템퍼링 처리에 따른 조직의 변화 등을 종합하여 소개하고자 한다.

2. 접합부 조직

고탄소강을 용융 용접하면 용접부 전면에 마르텐사이트가 생성되어 용접부가 매우 경화되는 관계로 용접이 곤란하지만 마찰교반접합법으로 접합하면 접합부 각 영역의 미세조직이 접합 조건에 따라 변화한다.

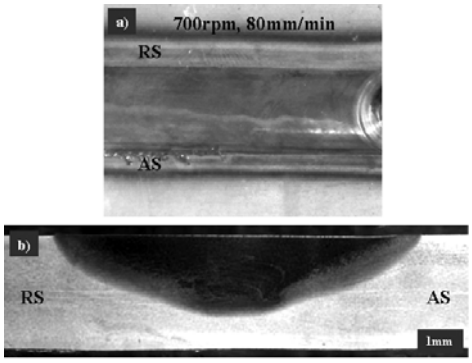

Fig. 1 Surface appearance of SK5 steel FSW joint(a) and cross section perpendicular to the welding direction(b)

Fig. 1[5]은 고탄소강(0.84wt% C)을 초경 합금(WC- Co alloy) 툴을 사용하여 툴 회전 속도 700rpm, 접합속도 80mm/min의 접합 조건에서 비드온 플레이트 방식으로 마찰교반접합된 접합부 표면 및 단면 마크로 조직을 나타낸다. (a)에 나타내듯이 접합부 표면의 경우, 툴 숄더와 고탄소강과의 마찰에 의해 형성된 비드 주변에는 마찰열에 의하여 숄더 직경보다 더 넓게 산화된 영역이 나타나는 것이 관찰되며 교반부의 후진측(RS)이 전진측(AS)에 비해 열영향부(HAZ)가 넓게 관찰된다. 또한, (b)에 나타내듯이 접합 교반부(SZ)는 접합결함없이 양호하게 접합되어 있음을 알 수 있다.

마찰교반접합된 고탄소강의 접합부 단면 조직을 Fig. 2[5]에 나타낸다. 교반부는 (a)(b)(c)에 나타내듯이 마찰교반접합시 고온으로 가열된 후, 공냉에 의해 주로 마르텐사이트 조직이 형성되나 일부 영역에서는 페라이트와 시멘타이트의 이상 혼합 조직이 관찰된다. 교반부의 AS(c) 영역이 RS(a) 영역에 비해 마르텐사이트가 비교적 많이 형성되었으며 교반부에서의 마르텐사이트는 냉각 속도가 빠른 SZ의 상부에서 비교적 많이 관찰된다.

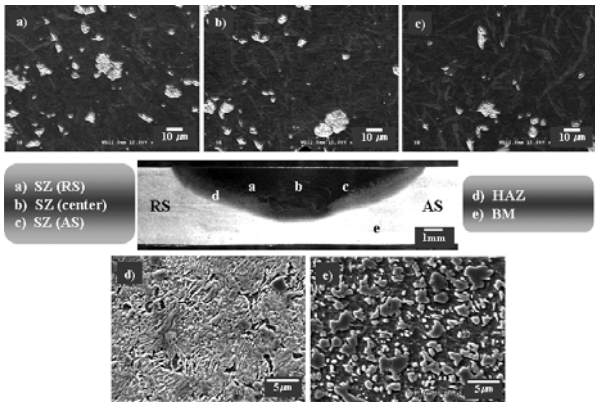

Fig. 2 Microstructures of cross section in SK5 steel friction stir weld (a)SZ(RS) (b)SZ (center) (c)SZ(AS) (d)HAZ (e)BM

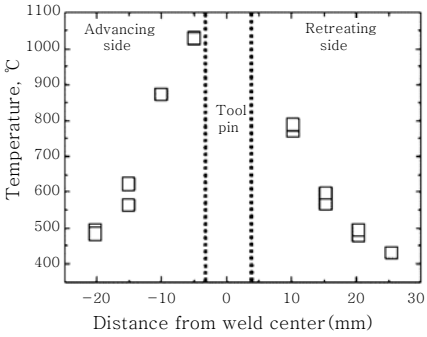

Fig. 3 Peak temperature distribution for FSW of SK5 steel using a tool rotational speed of 600rpm and welding speed of 10.2mm/min

알루미늄 합금과 같이 열전도율이 높은 재료의 경우, 접합 시 AS와 RS에서의 온도는 거의 차이가 나지 않지만 스테인리스 강 등과 같이 열전도율이 낮은 재료의 경우에는 Fig. 3[11]에 나타내듯이 AS의 온도가 RS 보다 높게 나타내는 것을 알 수 있다. 열전도율이 낮은 고탄소강(0.8wt% C)의 경우, 800℃ 근방에서 304 스테인리스 강의 열전도율과 거의 유사하며[12] Fig. 3의 304L 스테인리스 강에서와 같이 AS의 최고 온도가 RS 온도에 비해 약 100℃ 이상 높을 것으로 예상되므로 접합 시, 변태 된 오스테나이트의 양 또한 증가하게 될 것이므로 이러한 결과를 고려할 때 접합 후 변태되는 마르텐사이트 또한 증가하는 것으로 생각된다. 열영향부의 경우, (d)에 나타내듯이 모재(e)와는 다른 형태 페라이트 및 Fe_3C의 2상 조직으로 관찰된다. 접합부는 교반부, 열영향부, 모재의 3개 영역으로 구성되며 Al합금과 같은 비철합금의 마찰교반접합부[13-17]에서 관찰되는 열 및 기계적 영향부(TMAZ)는 관찰되지 않는데 이는 냉각 사이클 중의 상변태 때문에 관찰되지 않는 것[18]으로 추정된

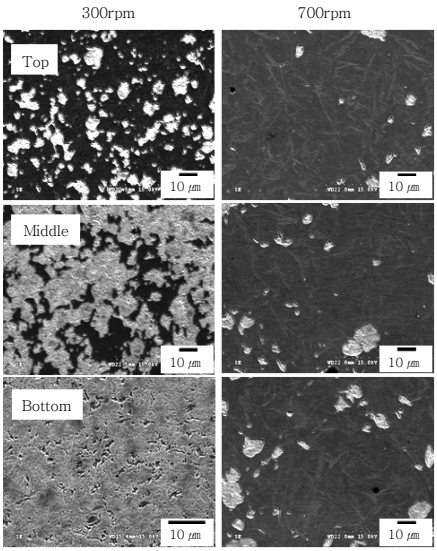

Fig. 4 SEM images of central zones in SK5 steel FSW joints

다. 또한, 초고탄소강의 경우[1,3]에서도 TMAZ는 관찰되지 않는다.

툴 회전속도 변화에 따른 교반부의 미세조직 특성을 Fig. 4[5]에 나타낸다. 툴 회전 속도 700rpm의 교반부는 단면의 위치에 관계없이 주로 마르텐사이트 조직을 나타내는데 비해 300rpm의 경우는 냉각속도가 가장 빠른 상부(TOP)에서도 페라이트와 시멘타이트의 혼합조직을 나타낸다. 이는 툴 회전 속도 감소에 따른 최고 가열온도의 저하와 밀접한 관련이 있음을 시사한다. 강을 초경 또는 PCBN 툴을 사용하여 마찰교반접합하는 경우, 최고온도는 강의 종류에 따라 1090-1200℃정도 된다고 보고[19-21]되고 있어 마찰교반접합 중의 초기 조직은 접합 시 열 사이클 중, 완전 오스테나이트화 된후 고탄소강의 경화성 때문에 냉각 사이클 중에 마르텐사이트로 변태하게 된다[3].

3. 접합부의 마르텐사이트 량, 경도분포 및 잔류 오스테나이트 량

고탄소강(0.72% C)을 여러 가지 접합조건에서 WC툴을 사용하여 마찰교반접합한 접합부의 조직 사진을 Fig. 5[4]에 나타낸다. 냉각 속도가 느린 툴 회전속도 400rpm, 접합속도 25mm/min의 접합 조건에서는 펄라이트와 약 16vol%의 마르텐사이트 조직으로 구성되어 마르텐사이트 양이 적지만 냉각속도가 빠른 툴 회전 속도 400rpm, 접합속도 400mm/min의 접합 조건에서는 마르텐사이트가 약 97% 생성된다. 접합속도 25mm/min의 경우, 툴 회전속도를 400rpm으로부터 200rpm으로 저하시킴에 의해 접합시 최고온도를 감소시켜 전면 펄라이트 조직도

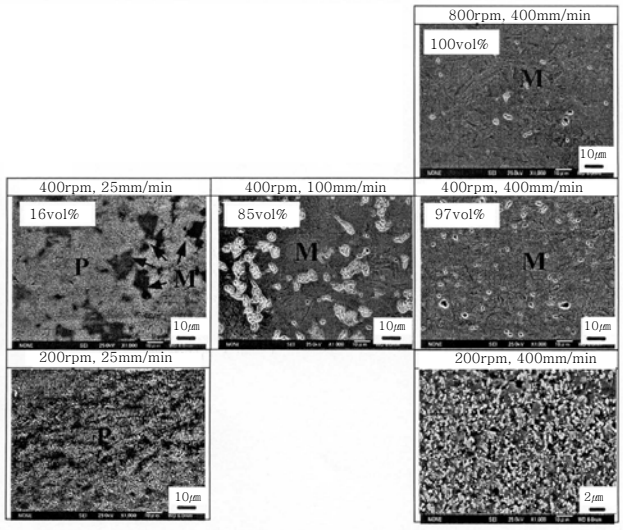

Fig. 5 SEM images of the stir zone of S70C steel FSW joints at different welding conditions

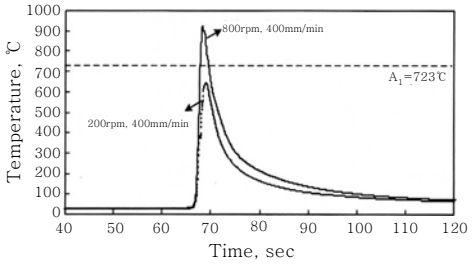

Fig. 6 Temperature cycles for thermocouples located on the bottom surface at the centerline for S70C steel

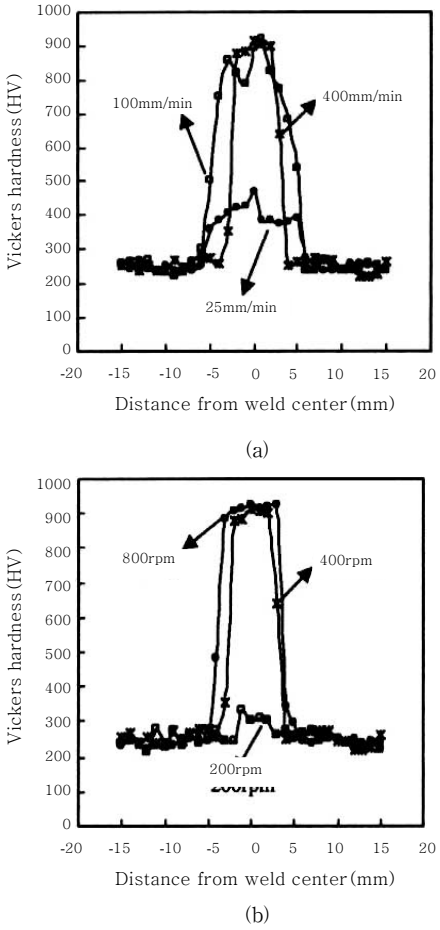

Fig. 7 Microhardness profile of friction stir welded S70C steel along horizotal direction (a) 400rpm (b) 400mm/min

얻을 수 있다.

한편, 툴 회전속도 변화에 따라 접합후 조직도 변화한다. 400mm/min의 동일한 접합속도에서도 툴 회전속도가 빠른 800rpm의 경우에는 100% 마르텐사이트가 형성되나 200rpm의 조건에서는 변태가 수반되지 않아 극히 미세한 구상 시멘타이트와 페라이트 혼합의 이상 조직이 얻어진다[4]. 그러나 고탄소강의 경우, 마르텐사이트 변태 종료 온도(M_f) 온도가 상온이하임을 고려할 때 접합부내에는 잔류 오스테나이트가 일부 존재[3]하리라 생각된다. 이러한 조직의 변화는 마찰교반부의 최고 도달 온도와 밀접한 관련이 있다.

400rpm 및 800rpm의 툴 회전 속도에서 접합을 행하면 Fig. 6[2]에 나타내듯이 최고 도달 온도가 A_1(723℃)점을 넘지만 200rpm에서 마찰교반접합을 행하면 최고온도가 A_1점 이하로 억제된다. Fig. 7[2]은 마찰교반접합된

고탄소강의 경도분포를 나타낸다. 접합 속도의 영향은 (a)에 나타내듯이 100mm/min 및 400mm/min의 경우, 접합부 중심부 근방에서 높은 경도값을 나타내지만 접합 속도가 느린 25mm/min의 경우는 비교적 낮은 경도값을 나타낸다. 이는 Fig. 5[4]에 나타냈듯이 접합부가 펄라이트와 마르텐사이트(16%)의 혼합 조직으로 구성되어 있기 때문이다. 툴 회전 속도의 영향은 (b)에 나타내듯이 400rpm 및 800rpm의 경우, 접합부 중심부 근방에서 높은 경도값을 나타내지만 200rpm의 경우는 접합교반부의 경도가 모재보다 약간 증가된 정도의 값을 나타내는 것을 볼 수 있다. 즉, 접합 속도 400mm/min에서 툴 회전속도를 200rpm으로 저하시켜 접합이 A_1점 이하에서 이루어지도록 접합 조건을 제어하면 접합부내 마르텐사이트의 양을 제어할 수 있는 것으로 생각된다. 이 경우의 형성조직은 Fig. 5[4]에 나타냈듯이 접합부 조직이 마르텐사이트 조직이 아니라 미세한 페라이트와 구상화한 시멘타이트의 혼합조직으로 인성이 풍부한 미세조직이다. 이상에서와 같이 접합 조건의 제어에 의해 오스테나이트로 변태되지 않는 A_1점 이하의 비교적 저온의 접합온도 조건에서도 고탄소강의 마찰교반접합이 가능함을 알 수 있다.

Fig. 8[1]은 초고탄소강(1.02wt% C)을 PCBN 툴을 사용하여 접합속도 76.2mm/min에서 마찰교반접합한 경우로서 툴 회전속도 변화에 따른 접합부의 경도 분포를 나타낸다. 모재 경도는 약 300HV이지만 마찰교반접합 후 교반부의 경도가 급격히 증가되어 평균 경도가 약 850HV를 나타내는 것을 볼 수 있다. 툴 회전속도가 바뀌어도 접합부의 경도 분포에는 큰 변화가 없다. 열영향부에서는 모재 경도 300-320HV로부터 접합부 중앙 영역의 경도 850HV로 급격히 변화하지만 열영향부에서의 경도는 접합교반부의 경우에 비해 약간 감소한다.

이상에서와 같이 고탄소강 이상의 탄소강에서 마찰교반접합부의 경도를 저감시키기 위해서는 A_1점 이하에서 마찰교반접합이 이루어질 수 있도록 툴 회전속도를 200-300rpm정도로 제어할 필요가 있다.

마찰교반접합된 초고탄소강의 열영향부 경도에 미치는 마르텐사이트의 면적 비율의 영향을 Fig. 9[3]에 나타낸다. 모재 조직의 종류에 관계없이 경도는 마르텐사이트 면적 비율에 비례하여 거의 직선적으로 증가하게 되며 이러한 결과는 경도가 주로 접합부의 마르텐사이트 조직의 면적률로 설명될 수 있음을 의미한다.

마르텐사이트 변태 종료 온도(M_f)는 0.6wt%C 이상의 고탄소강의 경우, 실온 이하로 알려져 있어 초고탄소강에 있어서 접합 시 변태된 오스테나이트 조직은 접합 후 냉각시에 완전히 마르텐사이트로 변태할 수 없어 일부 변태되지 않은 오스테나이트가 마르텐사이트 조직 내에 잔류하게 된다[3]. Fig. 10[3]은 microduplex조직의 초고탄소강(1.02wt% C)을 마찰교반접합 후, 접합부 내에 존재하는 잔류 오스테나이트 양에 미치는 툴 회전속도의 영향을 나타낸다. 잔류 오스테나이트는 모든 접합재에서 관찰되며 툴 회전속도가 증가함에 따라 잔류 오스테나이트 량이 증가됨을 보여준다.

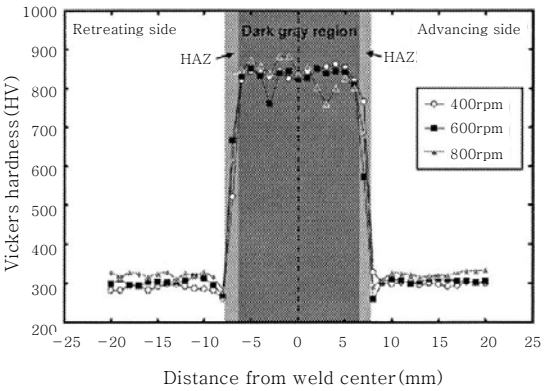

Fig. 8 Vickers hardness profiles of the welds produced at rotational speeds of 400, 600 and 800rpm

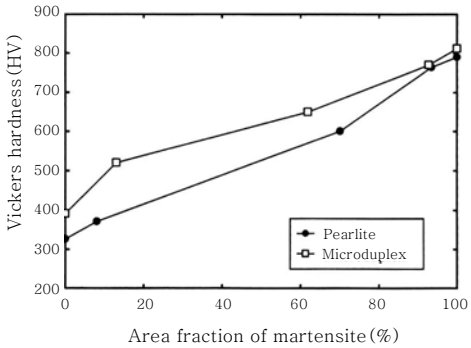

Fig. 9 Relationship between Vickers hardness and area fraction of martensite in the HAZ

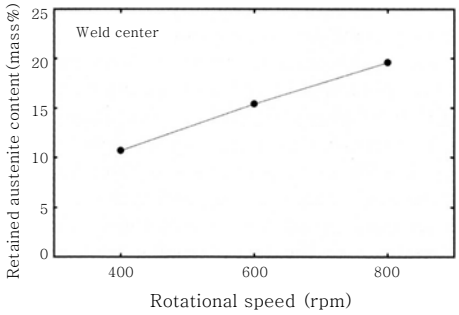

Fig. 10 Effect of rotational speed on retained γ content at the weld center in the microduplex structure

4. 접합부의 템퍼링

마찰교반접합법으로 초고탄소강을 결함 없이 접합할 수 있지만 초고탄소강 접합부에 형성된 마르텐사이트 조직 때문에 접합부는 취성을 띠므로 접합부의 기계적 성질을 향상시키기 위하여 접합부에는 템퍼링 처리가 요구된다[3]. Fig. 11[3]은 툴 회전속도 400rpm, 접합속도 76.2mm/min의 접합 조건에서 마찰교반접합한 초고탄소강을 템퍼링 처리(923K, 1.8ks) 후에 측정된 경도 분포를 나타낸다. 경도는 접합부의 경우, 850HV에서 390HV로 급격히 감소한다. 또한, 열영향부에서 약간의 경도 감소가 생기는데 이는 템퍼링 중 발생되는 Fe_3C의 성장에 기인된다. 템퍼링 처리한 접합재에서의 Fe_3C석출은 Fig. 12[3]에 나타내듯이 중앙부의 마르텐사이트 조직 중, 초기 오스테나이트 결정입계, 마르텐사이트 블록 및 패킷계면에서 발생된다. 따라서 초고탄소강의 경우, 우수한 기계적 성질을 얻기 위해서는 마찰교반접합 후, 템퍼링 처리를 하는 것이 바람직하다.

5. 접합부의 인장특성

마찰교반접합된 고탄소강을 인장 시험하면 주로 모재에서 파단될 정도로 접합 강도가 우수하다. 고탄소강(0.84wt% C)을 WC툴을 사용하여 80mm/min의 접합속도에서 툴 회전 속도를 변화시킨 경우의 마찰교반접합재의 인장 시험 결과를 Fig. 13[5]에 나타낸다. 마찰교반접합재의 항복강도 및 인장강도는 모재의 경우와 거의 비슷하지만 연신률은 저하하는 경향을 나타낸다. 그러나 툴 회전 속도가 비교적 낮은 300rpm의 접합재는 700rpm의 경우에 비해 연신률의 감소가 상대적으로 적다. 이는 Fig. 4[5]에 나타냈듯이 툴 회전 속도저하에 따른 미세조직의 변화(펄라이트 생성)에 기인된다고 판단된다. 또한 이들 마찰교반접합재는 Fig. 14[5]에 나타내듯이 툴 회전 속도에 관계 없이 모재에서 파단 될 정도로 접합강도가 우수하다.

6. 맺는 말

이상에서 기술한 바와 같이 탄소함량이 0.7% 이상 되는 고탄소강의 접합방법으로 마찰교반접합법을 적용하는 경우, 결함이 없는 비교적 양호한 접합부를 얻을 수 있음을 알 수 있다. 그러나 어느 정도의 접합속도를 유지하면서 기계적 특성이 우수한 마찰교반접합부를 얻기 위해서는 접합이 A_1점(723℃) 이하에서 이루어 질 수 있도록 200-300rpm 정도의 낮은 툴 회전속도를 적용해야 한다. 또한, 초고탄소강의 경우에는 조직을 안정화시켜 기계적 특성을 향상시키기 위해서는 툴 회전 속도의 저감 뿐 만 아니라 접합 후 템퍼링 처리가 필요하다.

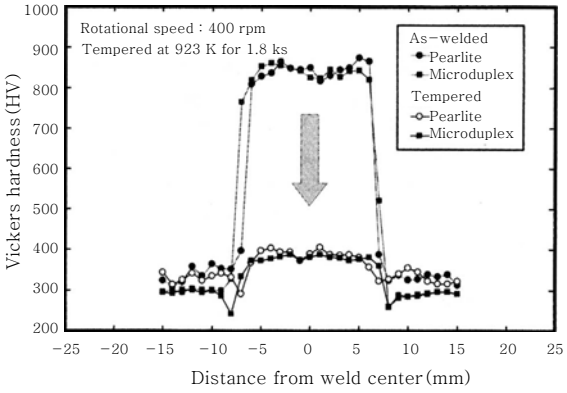

Fig. 11 Effect of tempering on hardness profiles of the welds

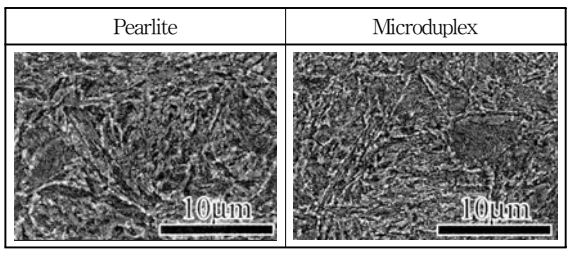

Fig. 12 SEM images of the tempered central zone

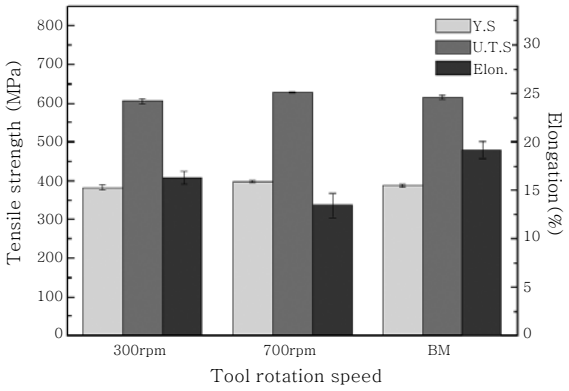

Fig. 13 Transverse tensile properties of friction stir welded SK5 steel

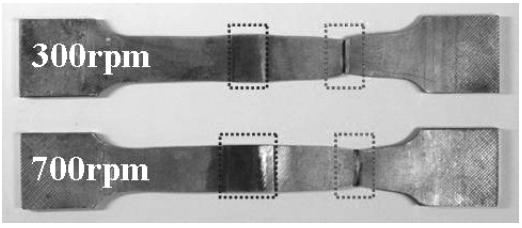

Fig. 14 Fractured transverse tensile specimen of the friction stir welded SK5 steel.

이와 같이 종래 아크용접이 곤란했던 고탄소강도 마찰교반접합에 의해 접합이 가능하고 접합부 조직을 개선하여 기계적 특성의 향상도 도모할 수 있게 되었지만 실용화를 위해서는 툴의 마모에 의한 생산성 저하 및 강종 및 판재 두께별 접합조건의 최적화 등 해결해야 할 문제들이 아직 많이 남아 있다. 그러나 접합 가능성이 확인되었기 때문에 향후에는 그 동안 용접이 곤란했던 주철 및 주강에도 마찰교반접합의 적용 가능성을 적극 검토할 필요가 있다고 생각된다.

참 고 문 헌

1. Y.S.Sato, H.Yamanoi, H.Kokawa, T.Furuhara: Scripta Materialia, 57(2007), 557-560
2. L.Cui, H.Fujii, N.Tsuji and Nogi: Scripta Materialia, 56(2007), 637-640
3. Y.S.Sato, H.Yamanoi, H.Kokawa, T.Furuhara : ISIJ International, 48-1(2008), 71-76
4. H.Fujii: J. of Japan Institute of Light Metals, 57-11(2007), 499-505
5. D.H.Choi, C.Y.Lee, B.W.Ahn, J.H.Choi, Y.M.Yeon, K.Song, S.G.Hong, W.B.Lee, K.B.Kang, S.B.Jung: Proceedings of the Autumn Annual Meeting of Korea Welding and Joining Socity, 50(2008), 20
6. A.P.Reynolds, W.Tang, M.Posada, J.DeLoach: Science and Technology of Welding and Joining, 8-6(2003), 455-460
7. A.Ozekcin, H.W.Jin, J.Y.Koo, N.V.Bangaru, R.Ayer, G.Vaughn, R.Steel, S.Packer: International Journal of Offshore and Polar Engineering, 14-4(2004), 284-288
8. R.Ueji, H.Fujii, L.Cui, A,Nishioka, K.Kunishige, K.Nogi: Materials Science and Engineering A 423 (2006), 324-330
9. H.Fujii, R.Ueji, Y.Takada, H,Kitahara, N.Tsuji, K.Nakata, K.Nogi: Materials Transactions: 47-1 (2006), 239-242
10. L.Cui, H.Fujii, N.Tsuji, K.Nakata, K.Nogi, R.Ikeda, M.Matsushita: ISIJ International, 47-2(2007), 299- 306
11. J.H.Cho, D.E.Boyce, P.R.Dawson: Materials Science and Engineering A 398(2005), 146-163
12. W.F.Gale, T.C.Totemeier: Smithells Metals Reference Book, Eight edition, Volume 2(2004)
13. C.J.Dawes: Proceeding of the 6th International Symposium, JWS. (1996), Nagoya, 711-717
14. Y.Sato, H.Kokawa, M.Enomoto, S.Jogan: Metallurgy Materials Transaction A, 30-9(1999), 2429-2437
15. W.B.Lee, C.Y.Lee, W.S.Chang, Y.M.Yeon, S.B.Jung: Materials Letters, 59(2005), 3315-3318
16. W.B.Lee, Y.M.Yeon, S.B.Jung: Materials Science and Technology, 19-6(2003), 785-790
17. W.B.Lee, S.B.Jung: Materials Letters, 58(2004), 1041-1046
18. Y.Zhang, Y.S.Sato, H.Kokawa, S.H.C.Park, S.Hirano: Materials Science and Engineering A 485(2008), 448-455
19. W.M.Thomas, P.L.Threadgill, E.D.Nicholas: Science and Technology of Welding and Joining, 4-6(1999), 365-372
20. T.J.Lienert, W.L.Stellwag, JR., B.B.Grimmett, R.W. Warke: Welding Journal (2003), 1s-9s
21. K.Okamoto, S.Hirano, M.Inagaki, S.H.C.Park, Y.S. Sato, H.Kokawa, T.W.Nelson, C.D.Sorensen : Proc. 4th Int. Sympo. Friction Stir Welding, TWI, Park City, Utah, USA, (2003), CD-ROM

• 연윤모(延倫模)
• 1953년생
• 수원과학대학 신소재응용과
• 마찰교반접합, 마찰용접
• e-mail : ymyeon@ssc.ac.kr

• 최돈현(崔敦鉉)
• 1982년생
• 성균관대학교 신소재공학부
• 마찰교반접합, 마이크로접합
• e-mail : cdh0326@skku.edu

• 안병욱(安秉旭)
• 1986년생
• 성균관대학교 신소재공학부
• 마찰교반접합, 마이크로접합
• e-mail : wordup1@skku.edu

• 이창용(李暢鎔)
• 1974년생
• 한국과학기술원 기계기술연구소
• 마찰교반접합, 마이크로접합
• e-mail : lcy011@skku.edu

• 이종봉(李種鳳)
• 1953년생
• POSTECH 철강대학원
• 철강용접
• e-mail : jongblee@postech.ac.kr

• 정승부(鄭承富)
• 1959년생
• 성균관대학교 신소재공학부
• 마이크로조이닝, 마찰교반접합
• e-mail : sbjung@skku.ac.kr