

마찰교반프로세스를 이용한 표면미세조직제어

권 용 재

Surface Microstructure Control via Friction Stir Process

Yong-Jai Kwon

1. 서 언

최근, 서브 마이크론 또는 나노사이즈의 결정립을 갖는 초미세결정립재료(Ultra-Fine Grained Materials, UFG Materials)가 다양한 산업분야에서 주목을 받고 있다. 이들 재료 내에는, 결정립계 등과 같은 계면이 다량 존재하고 있고, 이것에 기인하는 다양하고도 유익한 특성을 보유하고 있다^{1,2)}. 예를 들면, 예전부터 잘 알려져 있는 Hall-Petch관계식³⁾으로부터 알 수 있듯이, 결정립을 미세화시킴으로써 재료의 조성을 변화시키지 않고 강도나 경도 등의 기계적 특성을 향상시킬 수 있다. 더욱이, 초미세결정립재료는 초소성현상을 나타내기 때문에, 복잡한 형상의 구조부재 등의 성형에 대단히 중요한 재료로서 인식되고 있다. 초소성현상은 일반적으로 10 μ m 이하의 결정립경을 갖는 재료에서 발현되지만⁴⁾, 결정립경을 미세화함으로써 고변형속도 및 저온에서의 발현도 가능해 진다⁵⁾. 이러한 다양한 특성을 가진 초미세결정립구조를 재료의 표면에 형성시킨다면, 재료표면의 특성이 급격히 향상될 것으로 기대된다. 종래의 초미세결정립재료의 제조기술로서는, 기계적 합금화(Mechanical Alloying; MA)⁶⁾, 비정질재료의 결정화법(Crystallization of Amorphous Precursors)⁶⁾, 강소성가공법(Severs Plastic Deformation; SPD)⁸⁻¹²⁾ 등과 같은 방법이 이용되어 지고 있다. 특히, 최근 주목을 받고 있는 ECAP(Equal-Channel Angular Pressing)⁸⁻¹⁰⁾, HPT(High-Pressure Torsion), ARB(Accumulative Roll Bonding) 등과 같은 강소성가공법은, 재료를 강소성가공함으로써 재료 내에 다량의 전위를 도입하고, 이 전위의 재배열을 수반하는 동적 회복 및 재결정과정에 의해 결정립을 미세화시킨다⁹⁾. 그러나, 상기한 기술들의 대부분은 재료 전체의 미세조직을 제어함으로써 특성을 향상시키는 기술이고, 표면 미세조직의 제어에 의한 표면특성향상에는 그 적용이

어려운 실정이다.

한편, 마찰교반접합법(Friction Stir Welding; FSW)은 1991년에 영국의 TWI(The Welding Institute)에 의해 개발된 이래¹³⁾, 알루미늄합금을 중심으로 한 금속재료의 새로운 고상접합법으로서 연구 및 개발이 활발히 진행되고 있다¹⁴⁻²⁰⁾. Sanderson 등은, 이 접합법을 대부분의 알루미늄합금에 적용할 수 있는 것으로 보고하고 있다¹⁶⁾. 또한, 마찰교반접합부에 관한 연구에서는, 마찰교반접합 중에 고속으로 회전하는 공구에 의해 재료가 강소성가공됨으로써 접합부에서 동적 재결정이 일어나고, 그 결과 미세한 재결정립이 접합부에 형성된다고 보고되고 있다^{17,18,21)}. 이러한 마찰교반접합법의 특성을 이용하여, 이 기술을 재료의 미세조직제어에 응용한 기술이 마찰교반프로세스(Friction Stir Process; FSP)이다. 특히, 이 기술을 이용하면, 재료의 표면에 초미세결정립구조를 형성시킬 수 있기 때문에 표면 미세조직제어기술로서도 연구가 활발히 진행되고 있다. 본 논문에서는, 이러한 마찰교반프로세스를 알루미늄합금의 표면미세조직제어에 응용한 결과에 대하여 소개한다.

2. 마찰교반프로세스의 원리

Fig. 1에 마찰교반프로세스의 원리를 나타내었다. 본 프로세스에서는, 먼저 피가공재를 고정시켜 놓고, 고속으로 회전하고 있는 마찰교반용 공구의 핀 부분을 피가공재의 내부에 삽입시킨 후, 공구를 피가공재의 표면을 따라 임의의 방향으로 이동시킨다. 이때, 공구의 핀 부분과 Shoulder 부분이 피가공재와 마찰하여 발생하는 마찰열에 의해 피가공재의 온도가 상승함으로써 가공부가 연화된다. 이와 동시에, 피가공재의 내부에 삽입되어 고속으로 회전하고 있는 핀에 의해 연화된 피가공재가 기계적으로 교반되어 강소성변형을 일으키게 된다. 그 결과, 피가공재의 내부에서 동적 재결정이 야기됨으로써, 결정립이 미세화된다^{17,18,21)}. 이때, 표면개질층의

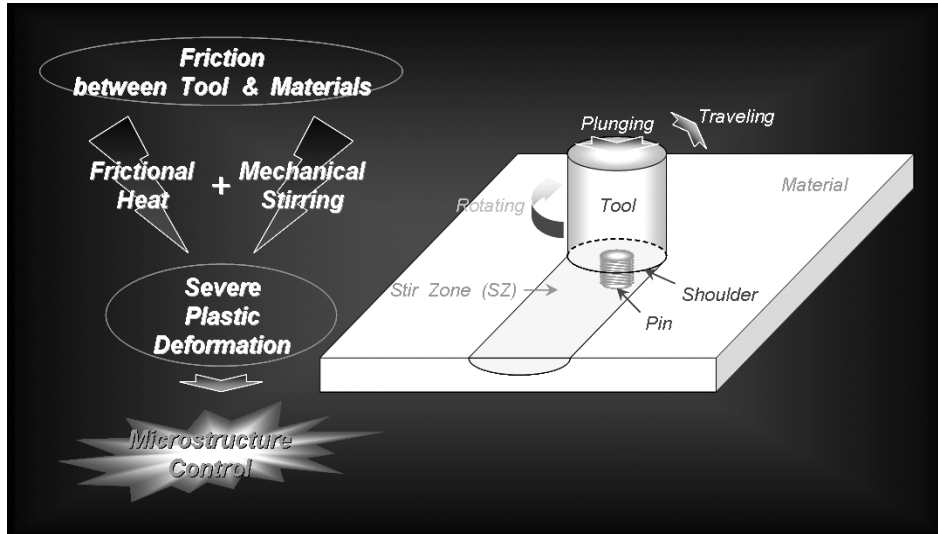


Fig. 1 Schematic illustration of the friction stir process(FSP)

두께는 핀의 길이를 조절함으로써 가능해 진다.

3. 알루미늄합금의 미세조직제어

3.1 미세조직

Fig. 2²²⁾에 공업용 순 알루미늄 1050의 냉간압연재(두께 5mm)를 마찰교반프로세스를 이용하여 가공한 후 마찰교반부(SZ) 부근의 광학조직을 나타내었다. 미가공부(UZ)에서는, 압연방향(RD)으로 결정립이 조대하게 신장된 전형적인 압연조직을 나타내었다. 그러나, 마찰교반부에서는 압연조직은 사라지고 새로운 미세조직이 형성되어 있다는 것을 알 수 있다. 마찰교반부와 미가공부 사이의 경계부에서는, 공구의 회전방향과 공구의 이동방향이 반대로 되는 쪽(Retreating Side; RS)보다 공구의 회전방향과 공구의 이동방향이 동일한

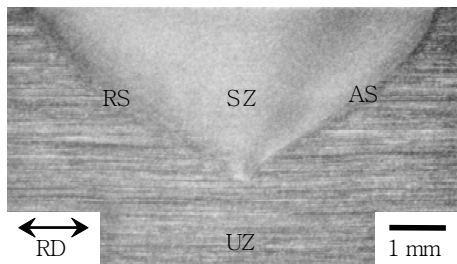


Fig. 2 Typical optical macrostructure of a cross-section perpendicular to a tool traverse direction of cold-rolled and friction stir processed 1050 aluminum alloy. Unprocessed zone, friction stir processed zone, retreating side and advancing side are labeled UZ, SZ, RS and AS, respectively

쪽(Advancing Side; AS)의 경계가 더욱 명료하다는 것을 알 수 있다. 이는, 마찰교반부와 미가공부 사이에서 미세조직이 RS에서는 서서히 변화하고 AS에서는 급격하게 변화하기 때문이다.

Fig. 3²²⁾에 공구의 이동속도를 155 mm/min으로 일정하게 하고 공구의 회전속도를 (a) 560 min⁻¹, (b) 980 min⁻¹, (c) 1840 min⁻¹에서 가공한 마찰교반부의 투과전자현미경조직을 나타내었다. 모든 조건에서 전위밀도가 매우 낮고 미세한 등축종의 결정립으로 구성된 미세조직이 관찰되었다. 특히, (a) 560 min⁻¹의 경우에는, 마찰교반프로세스를 1회만 행하였음에도 불구하고, 평균결정립경이 약 0.5 μm의 서브 마이크론까지 결정립이 미세화되었다. 일반적으로, ECAP나 ARB에서 결정립을 서브 마이크론까지 미세화시키기 위해서는 수회 이상의 반복적인 가공을 필요로 한다는 것을 고려하면, 마찰교반프로세스는 고효율의 새로운 결정립미세화법이라고 할 수 있다. 한편, 공구의 회전속도가 증가함에 따라 마찰교반부의 결정립경도 증가함을 알 수 있다. 일반적으로, 동적 재결정립의 입경은 변형량 및 변형속도의 증가에 따라 감소한다²³⁻²⁵⁾. 그러나, Fig. 3에서 알 수 있듯이, 마찰교반프로세스에서는 공구의 회전속도가 증가함에 따라 변형량과 변형속도가 증가할 것으로 추론됨에도 불구하고, 마찰교반접합부의 결정립경이 증대하였다. 이러한 현상의 원인을 조사하기 위하여 마찰교반부의 온도변화를 측정하였다.

3.2 온도변화

열전대를 피가공재의 중앙 하면으로부터 삽입하여 마

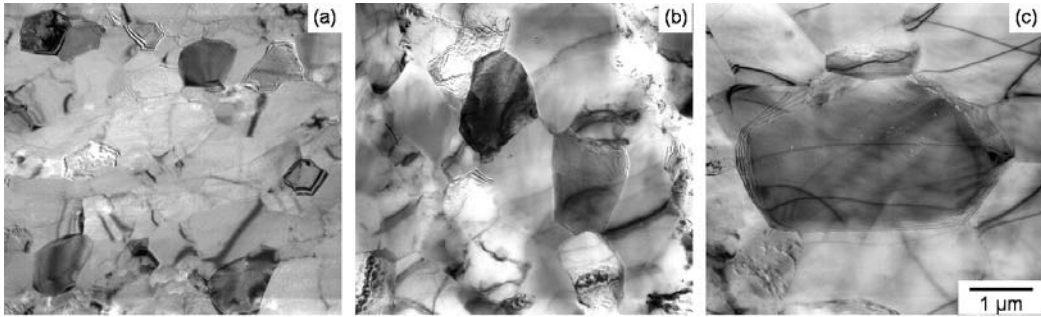


Fig. 3 Transmission electron micrographs of central regions within the friction stir zone of cold-rolled and friction stir processed 1050 aluminum alloy at each tool rotation speed: (a) 560 min^{-1} , (b) 980 min^{-1} and (c) 1840 min^{-1}

찰교반프로세스 중의 마찰교반부의 온도변화를 측정할 결과를 Fig. 4²²⁾에 나타내었다. 모든 조건에서 마찰교반부의 온도는, 고속으로 회전하고 있는 공구와 피가공재가 접촉하는 것과 거의 동시에 급격하게 상승하고, 공구가 열전대의 상부를 통과할 때 최고온도에 도달한 후, 공구가 열전대로부터 멀어짐에 따라 온도가 급격히 강하하였다. 이러한 결과로부터, 마찰교반프로세스에 있어서 공구에 의한 피가공재의 가열 및 가공이 공구 주위의 극히 일부분에서만 야기된다는 것을 알 수 있다. 또한, 공구의 회전속도가 560 min^{-1} 에서 1840 min^{-1} 까지 증가함에 따라 마찰교반부가 도달하는 최고온도는 약 190°C 에서 310°C 까지 급격히 증가하였다. 이러한 결과로부터, 공구 회전속도의 증가와 함께 마찰교반부의 변형량과 변형속도가 증가함에도 불구하고 최고도달온도가 상승함으로써, Fig. 3에 나타낸 것과 같이, 결정립의 성장이 촉진된 것으로 생각할 수 있다. 또한, 마찰교반부의 최고도달온도는 모든 조건에서 피가공재인 1050 알루미늄합금의 용점(646°C) 이하인

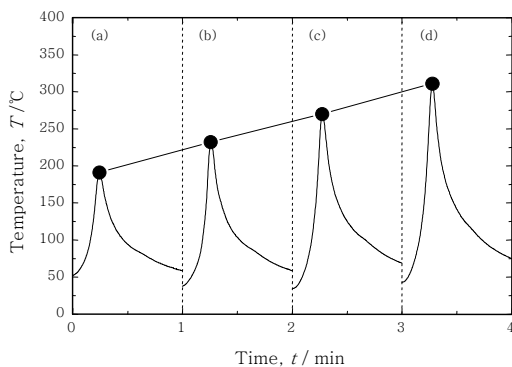


Fig. 4 Temperature profiles of the friction stir zone of cold-rolled and friction stir processed 1050 aluminum alloy at each tool rotation speed: (a) 560 min^{-1} , (b) 980 min^{-1} , (c) 1350 min^{-1} and (c) 1840 min^{-1} . The solid circle is the maximum temperature at each tool rotation speed.

것으로부터 마찰교반프로세스는 피가공재의 고상상태에서 이루어졌다고 할 수 있다. Fig. 5²²⁾에 마찰교반부의 승온속도 및 냉각속도를 나타내었다. 마찰교반부의 승온속도와 냉각속도는 매우 크고, 공구의 회전속도가 증가함에 따라 승온속도는 급격히 증가하여 포화되는 경향을 나타냈지만, 냉각속도는 거의 직선적으로 증가하였다. 마찰교반프로세스에서는 이러한 높은 냉각속도로 인하여, 마찰교반부가 고온에서 노출되는 시간이 단축됨으로써, 마찰교반부에서 형성된 미세한 동적 재결정립이 고온에서 성장하는 것을 억제할 수 있기 때문에, Fig. 3에 나타낸 것과 같은 매우 미세한 결정립이 마찰교반부에 잔류하는 것으로 추론된다.

3.3 기계적 특성

3.3.1 경도특성

Fig. 6²²⁾에 공구의 이동방향에 수직인 절단면에 있어서 마찰교반부를 가로지르는 중앙부의 경도분포를 나

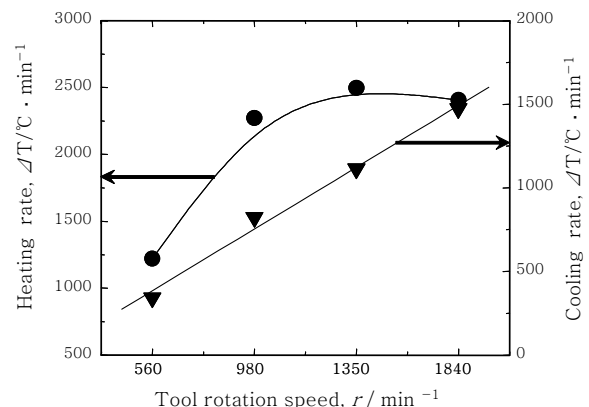


Fig. 5 Heating and cooling rates of the friction stir zone of cold-rolled and friction stir processed 1050 aluminum alloy at each tool rotation speed. The solid circle and the solid inverted triangle are the heating rate and the cooling rate, respectively

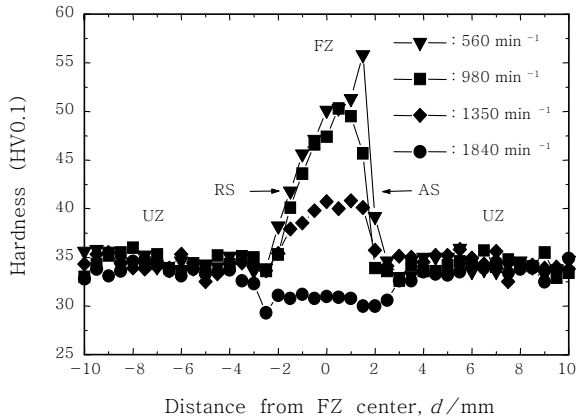


Fig. 6 Vickers microhardness profiles along the centerline extending into the unprocessed zone across the friction stir zone on the cross-section perpendicular to the tool traverse direction of cold-rolled and friction stir processed 1050 aluminum alloy at each tool rotation speed.

타내었다. 공구의 회전속도 1350 min⁻¹ 이하에서와 1840 min⁻¹에서는 서로 다른 경향의 경도분포를 나타내었다. 즉, 1350 min⁻¹ 이하의 경우에는 마찰교반부의 경도치가 미가공부보다 현저히 증가하였지만, 1840 min⁻¹에서는 감소하였다. 또한, 1350 min⁻¹ 이하의 경우에는, 마찰교반부와 미가공부 사이의 경계부의 경도분포에 있어서, RS에서는 경도치가 미가공부로부터 가공부에 이르기까지 비교적 넓은 범위에 걸쳐 서서히 변화하였지만, AS에서는 비교적 좁은 범위에서 급격히 변화하였다. 이러한 결과는, Fig. 2에서 나타난 경계부에서의 조직변화와 잘 일치하고 있다는 것을 알 수 있다. 한편, 1840 min⁻¹에서는 RS와 AS 사이에서 뚜렷한 차이는 관찰되지 않았다.

Fig. 7²²⁾에 마찰교반부, 미가공부(즉, 냉간압연재) 및 450°C에서 5시간 동안 열처리한 1050 알루미늄합금의 평균경도를 나타내었다. 마찰교반부의 경도치는 공구의 회전속도가 증가함에 따라 감소하였지만, 1350 min⁻¹ 이하에서는 미가공부보다 높은 평균경도치를 나타내었다. 특히, 560 min⁻¹에서는 미가공부보다 약 40%나 평균경도치가 향상되었다. 알루미늄합금을 대상으로 하는 많은 연구에서, 마찰교반부의 경도는 미가공부보다 낮거나 미가공부와 같은 정도인 것으로 보고되고 있다^{19,20,26)}. Fig. 7에 나타난 1050 알루미늄합금은 제2상 입자의 함유량이 매우 적고 비열처리형 합금이므로, 경도에 영향을 미치는 주된 인자는 전위밀도와 결정립경인 것으로 생각할 수 있다. Fig. 3에 나타난 것과 같이, 공구의 회전속도 1350 min⁻¹ 이하에서는

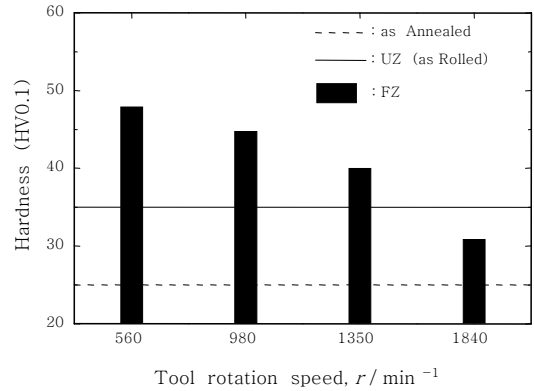


Fig. 7 Average Vickers microhardness of the annealed, unprocessed zone(i.e. as cold rolled) and friction stir processed 1050 aluminum alloy

마찰교반부의 전위밀도는 매우 낮았지만, 결정립경이 매우 작았다. 따라서, 마찰교반부가 미가공부보다 높은 경도치를 나타내는 원인은 결정립미세화에 의한 것임을 알 수 있다. 또한, 공구의 회전속도가 증가함에 따라 마찰교반부의 평균경도치가 감소하는 것은, Fig. 3에 나타난 것과 같이, 공구 회전속도의 증가와 함께 마찰교반부의 결정립경이 증대되었기 때문이라고 할 수 있다. 한편, 1840 min⁻¹의 경우에는 마찰교반부의 결정립경이 미가공부보다 작음에도 불구하고 미가공부보다 낮은 경도치를 나타낸 것은, 결정립경만으로는 설명할 수 없다. 즉, 전위밀도의 차이도 고려하여야 한다. 이러한 현상의 원인을 조사하기 위하여, 1050 알루미늄합금의 냉간압연재를 450°C에서 5시간 동안 열처리한 후 미세조직을 관찰하고 경도를 측정하였다. 미세조직을 관찰한 결과, 열처리를 행함으로써 냉간압연에 의해 도입된 전위는 소멸되고, 마찰교반부와 같이 전위밀도가 대단히 낮아졌으며, 결정립경이 약 30~40 μm인 등축의 재결정립조직이 관찰되었다. 또한, 경도시험의 결과, Fig. 7에 나타난 것과 같이, 공구의 회전속도가 1840 min⁻¹인 마찰교반부의 경도치보다 낮은 약 25HV0.1을 나타내었다. 양쪽 모두 전위밀도가 매우 낮고, 전위가 경도의 증가에 거의 기여하지 않는다는 것으로부터, 이들 간의 경도의 차이는 열처리재의 결정립경이 마찰교반부보다 조대하기 때문이라고 할 수 있다. 이러한 결과로부터, 공구의 회전속도가 1840 min⁻¹인 마찰교반부의 경우에 있어서, 결정립경이 냉간압연재인 미가공부보다 작음에도 불구하고 낮은 경도치를 나타내는 이유는 마찰교반부에서의 전위밀도 감소에 의한 경도의 저하가 결정립미세화에 의한 경도의 증가보다도 더 크기 때문이라고 할 수 있다.

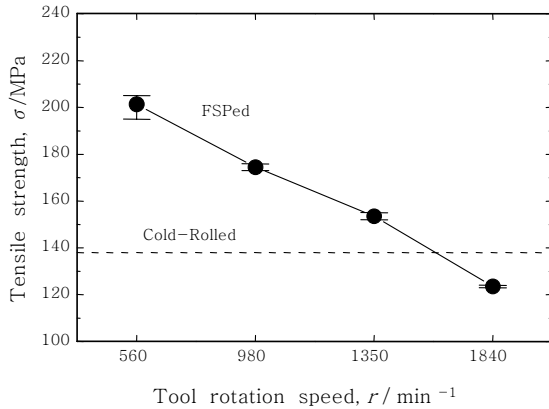


Fig. 8 Influence of the tool rotation speed on the average ultimate tensile strength of the friction stir processed zone of 1050 aluminum alloy. The broken line shows the average ultimate tensile strength of the cold-rolled 1050 aluminum alloy. The positive and negative error bars represent the maximum and minimum ultimate tensile strengths, respectively

3.3.2 인장특성

Fig. 8²⁷⁾에 1050 알루미늄합금의 마찰교반부 및 냉간압연재의 인장강도를 나타내었다. 공구의 회전속도에 따른 마찰교반부 인장강도의 변화는 Fig. 7에 나타난 평균경도와 같은 경향을 나타내었다. 즉, 공구의 회전속도가 1840 min^{-1} 인 마찰교반부의 인장강도는 냉간압연재보다 낮은 값을 나타내었지만, 공구의 회전속도가 감소함에 따라 마찰교반부의 인장강도가 증가하여 1350 min^{-1} 이하에서는 냉간압연재보다 높은 값을 나타내었다. 특히, 560 min^{-1} 에서는 냉간압연재보다 46%나 향상된 약 201MPa의 인장강도를 나타내었다. 이러한 인장강도의 증가는 전술한 경도의 증가와 함께 결정립미세화에 의한 효과라고 할 수 있다. 이러한 결과로부터, 마찰교반프로세스가 결정립미세화에 의한 기계적 특성의 향상에 대단히 효과적이라는 것을 알 수 있다.

Fig. 9²²⁾에 1050 알루미늄합금의 마찰교반부 및 냉간압연재의 연신율을 나타내었다. 마찰교반부의 연신율은 공구의 회전속도가 증가함에 따라 즉, 인장강도가 감소함에 따라 증가하는 경향을 나타내었으며, 560 min^{-1} 에서는 냉간압연재보다 약간 낮은 연신율을 나타내었지만, 980 min^{-1} 이상에서는 냉간압연재보다 높은 연신율을 나타내었다.

4. 결 론

본 논문에서는, 재료의 새로운 미세조직제어프로세스로서 주목을 받아 연구 및 개발이 활발하게 진행되고

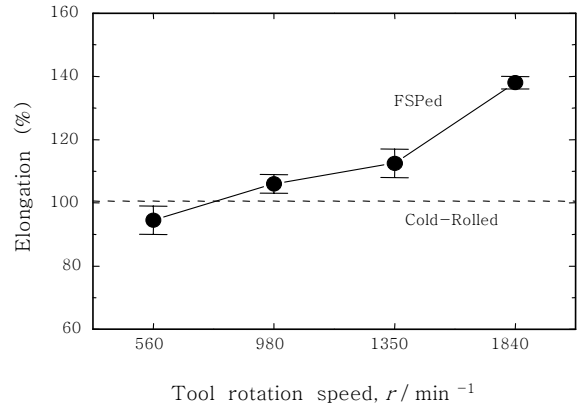


Fig. 9 Influence of the tool rotation speed on the average elongation of the friction stir processed zone of 1050 aluminum alloy. The broken line shows the elongation of the cold-rolled 1050 aluminum alloy. The positive and negative error bars represent the maximum and minimum elongations, respectively

있는 마찰교반프로세스를 알루미늄합금의 표면미세조직 제어에 적용한 예를 중심으로 그 원리와 특성 등에 대하여 소개하였다. 마찰교반프로세스는, 수회 이상의 반복적인 가공을 필요로 하는 ECAP나 ARB와는 달리 1회의 가공만으로 재료의 결정립경을 서브 마이크론까지 미세화할 수 있다. 공구의 회전속도 등과 같은 공정인자를 이용하여 재료의 미세조직을 제어함으로써, 경도 특성 및 인장특성 등과 같은 재료의 기계적 특성을 제어할 수 있다. ECAP나 ARB는 재료 전체를 가공함으로써 미세조직을 제어하는 기술인 반면에, 마찰교반프로세스를 이용하면 재료의 국부적인 부분, 특히 표면부에 대한 미세조직의 제어가 가능하다는 등의 다양한 특성을 보유하고 있기 때문에, 향후 다양한 산업분야에서 그 응용이 확대될 중요한 표면미세조직제어기술로서 발전해 나아갈 것으로 기대된다.

참 고 문 헌

1. H. Gleiter: Prog. Mater. Sci. **33**(1989), 223-315
2. R. Birringer: Mater. Sci. Eng. A **117**(1989), 33-43
3. H. Kuhn and D. Medin: ASM Handbook Volume 08: Mechanical Testing and Evaluation, (ASM, Ohio, 2000), 7,.
4. O. D. Sherby and J. Wadsworth: Prog. Mater. Sci. **33**(1989), 169-221
5. F. A. Mohamed, M. M. I. Ahmed and T. G. Langdon: Metall. Trans. A **8**(1977), 933-938
6. E. Y. Ivanov, C. Suryanarayana and B. D. Bryskin: Mater. Sci. Eng. A **251**(1998), 255-261
7. M. L. Trudeau: Mater. Sci. Eng. A **204**(1995), 233-

239

8. Y. Iwahashi, M. Furukawa, Z. Horita, M. Nemoto and T. G. Langdon: *Metall. Mater. Trans. A* **29** (1998), 2245-2252
9. T. G. Langdon, M. Furukawa, M. Nemoto and Z. Horita: *JOM* **52**(2000), 30-33
10. Z. Horita, M. Furukawa, M. Nemoto and T. G. Langdon: *The Heat Treatment* **41**(2001), 68-74
11. I. V. Alexandrov, Y. T. Zhu, T. C. Lowe, R. K. Islamgaliev and R. Z. Valiev: *Nanostruct. Mater.* **10**(1998), 45-54
12. Y. Saito, N. Tsuji, H. Utsunomiya, T. Sakai and R.G. Hong: *Scr. Mater.* **39**(1998), 1221-1227
13. W. M. Thomas, E. D. Nicholas, J. C. Needham, M. G. Murch, P. Templesmith and C. J. Dawes: GB Patent Application No. 9125978.8, Dec. 1991, US Patent No. 5460317, Oct. 1995
14. W. M. Thomas and E. D. Nicholas: *Materials & Design* **18**(1997), 269-273
15. C. J. Dawes and W. M. Thomas: *Weld. J.* **75** (1996), 41-45
16. A. Sanderson, C. S. Punshon and J. D. Russell: *Fusion Engineering and Design* **49-50**(2000), 77-87
17. C. G. Rhodes, M. W. Mahoney, W. H. Bingel, R. A. Spurling and C. C. Bampton: *Scr. Mater.* **36** (1997), 69-75
18. G. Liu, L. E. Murr, C. S. Niou, J. C. McClure and F. R. Vega: *Scr. Mater.* **37**(1997), 355-361
19. Y. Li, L. E. Murr and J. C. McClure: *Mater. Sci. Eng. A* **271**(1999), 213-223
20. O. V. Flores, C. Kennedy, L. E. Murr, D. Brown, S. Pappu, B.M. Nowak and J. C. McClure: *Scr. Mater.* **38**(1998), 703-708
21. L. E. Murr, G. Liu and J. C. McClure: *J. Mater. Sci. Lett.* **16**(1997), 1801-1803
22. Y. J. Kwon, I. Shigematsu and N. Saito: *J. JAPAN Inst. METALS* **66**(2002), 1325-1332 (in Japanese)
23. H. Y. Kim, W. H. Sohn and S. H. Hong: *Mater. Sci. Eng. A* **251**(1998), 216-225
24. T. Furu, H. R. Shercliff, G. J. Baxter and C. M. Sellars: *Acta Mater.* **47**(1999), 2377-2389
25. S. I. Kim and Y. C. Yoo: *Mater. Sci. Eng. A* **311**(2001), 108-113
26. S. Benavides, Y. Li, L. E. Murr, D. Brown and J. C. McClure: *Scr. Mater.* **41**(1999), 809-815
27. Y. J. Kwon, I. Shigematsu and N. Saito: *J. JAPAN Inst. METALS* **67**(2003), 547-554 (in Japanese)



- 권용재
- 1968년생
- 울산대학교 첨단소재공학부
- 비철경량금속재료, 마찰교반접합
- e-mail : yongjaikwon@mail.ulsan.ac.kr