

고속열간압연시 압연조건에 따른 AA5052의 두께방향으로의 변형량 및 미세조직 변화

이성희[†]

목포대학교 신소재공학과

Through-Thickness Variation of Strain and Microstructure of AA5052 with Rolling Conditions During High Speed Hot Rolling

Seong-Hee Lee[†]

Department of Advanced Materials Science and Engineering, Mokpo National University, Muan-gun, Chonnam, 534-729, Korea

(2009년 3월 13일 접수 : 2009년 4월 13일 최종수정 : 2009년 4월 29일 채택)

Abstract The through-thickness variations of strain and microstructure during high-speed hot rolled 5052 aluminum alloy sheet were investigated. The specimens were rolled at temperature ranges from 410 to 560 °C at a rolling speed of 15 m/s without lubrication and quenched into water at an interval of 30 ms after rolling. The redundant shear strain induced by high friction between rolls and the aluminum sheet was increased largely beneath the surface at a rolling reduction above 50%. Dynamic recrystallization occurred in the surface regions of the specimen rolled under conditions of high temperatures or high rolling reductions.

Key words high-speed hot rolling, strain, aluminum alloy, microstructure.

1. 서 론

최근 지구온난화 문제가 국내외적으로 큰 이슈가 되면서 그 주범인 CO₂가스의 배출을 감소시키고자 하는 연구가 다방면으로 이루어지고 있다. 특히, 자동차와 같은 수송기기의 경우 차체를 경량화하면 CO₂가스 배출량을 줄일 수 있고 연료비도 절감할 수 있으므로 이와 관련된 연구가 활발히 진행되고 있다.¹⁻³⁾ 자동차 경량화의 접근 방법에는 여러 가지가 있을 수 있으나 가장 쉽게 접근할 수 있는 방법 중의 하나가 종래에 많이 사용하던 철강 재료의 대체재료로 비중이 철강재료의 약 1/3에 불과한 알루미늄합금을 사용하는 것이다. 그러나 알루미늄합금의 경우 강도와 성형성 면에서 철강재료에 비해 크게 떨어진다. 알루미늄합금의 성형성을 향상시키기 위해서는 {111}//ND 집합조직을 발달시켜 소성변형비(r-value)를 증가시킬 필요가 있다.¹⁻⁵⁾ 그러나 알루미늄은 순금속형(Cu-type) 압연집합조직을 나타내므로 압연 시에 발달하는 대표적인 집합조직 성분은 {112}<111>, {123}<634>, {110}<112> 등이며 {111}//ND 집합조직은 발달하지 않는다. 그러나 압연률과 재료 사이의 마찰계수가 큰 압연

또는 롤간극형상비(l/h)가 작은 압연에서는 판재의 표면 부근에 통상의 압연집합조직과 다른 전단집합조직이 발달하여 두께방향으로 불균일한 집합조직이 발달하게 된다.^{1,6,7)} 이 때 표면 부위에 발달하는 집합조직 성분 중에 성형성 향상에 도움이 되는 {111}<110> 방위도 포함되어 있으므로 이를 적극 활용하고자 하는 연구가 최근 많이 이루어지고 있다.^{4,8,9)}

금속재료의 열간압연의 경우, 압연률과 판재 사이에 높은 마찰계수로 인하여 부가적 전단변형이 도입된다.⁹⁾ 이 전단변형은 압축변형과 중첩되어 실효적 변형량, 즉 상당변형량을 증가시킬 뿐 아니라 변형양식을 바꿈으로 {111}<110> 방위의 형성에도 큰 영향을 준다. 특히, 고속열간압연의 경우 전단변형량이 판재의 두께방향에서 표면부위에 집중되는 경향이 있어 초미세한 결정립을 형성하는 등 매우 다른 조직을 나타내기도 한다.^{9,10)} 본 연구자는 지난 연구¹¹⁾에서 AA1050 알루미늄에 고속열간압연을 적용하여 두께방향으로의 변형량 변화 및 미세조직 변화를 조사하여 발표하였다. 그 결과, 410 °C, 460 °C에서의 압연의 경우에는 압하율이 20%에서 50%까지 높아져도 도입된 변형량의 크기가 매우 작았으며 두께방향으로 큰 변화가 없었으나 510 °C의 경우에는 압하율이 증가함에 따라 전단변형량의 크기가 특히 표면 부위에서 점차적으로 증가함을 알게 되었다. 또한, 압하율이 30%이

[†]Corresponding author

E-Mail : shlee@mokpo.ac.kr (S. -H. Lee)

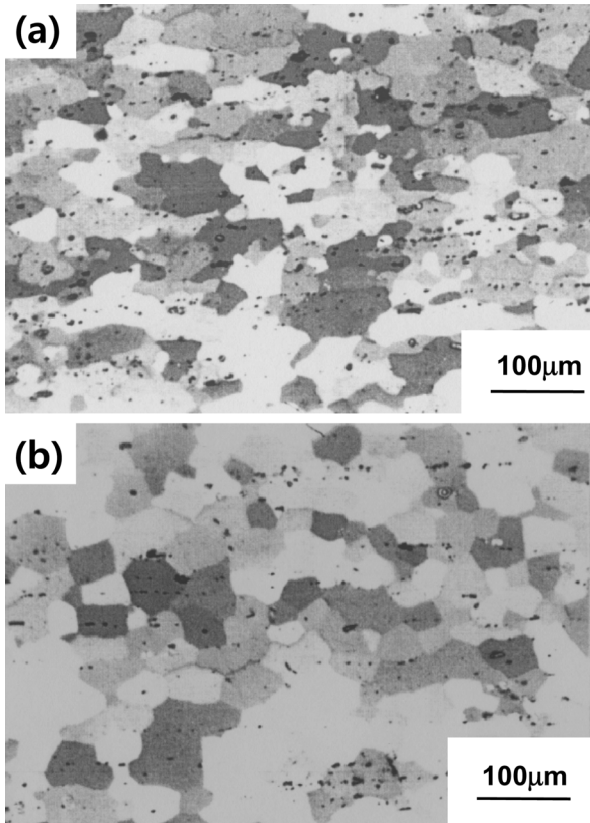


Fig. 1. Optical microstructures of the as-received(a) and subsequently annealed (b) materials.

하의 시편의 경우, 모든 온도에서 가공조직을 나타내었으나, 압하율이 증가함에 따라 회복 및 재결정조직으로 변화하였으며 그 정도는 두께방향의 위치 및 압연온도에 따라 다소 차이가 있음을 밝혔다. 그런데 고속열간압연의 경우, 재료와 롤간의 마찰조건이 합금에 따라 변화하므로 압연 후의 변형량 및 조직변화 또한 합금의 변화에 민감하게 변한다. 본 연구에서는 대표적인 Al-Mg합금인 AA5052에 고속열간압연을 실시하여 압연조건에 따른 변형량 및 미세조직의 변화를 조사하였다.

2. 실험 방법

실험에 사용된 공시재료(as-received material)는 냉간압연 후 완전 어닐링된 두께 3 mm, 폭28 mm, 길이 600 mm의 공업용AA5052 알루미늄 판재이다. 공시재료는 Fig. 1(a)의 광학현미경 조직에서 나타낸 바와 같이 어닐링 후에도 압연조직이 다소 남아 있었으므로 열간압연 전에 560 °C에서 20분간 균일화 열처리를 실시하였다. 그 조

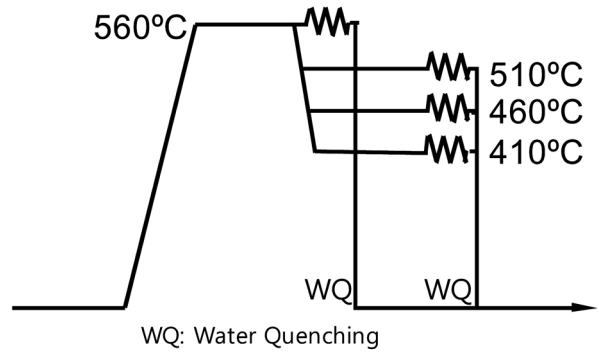


Fig. 2. Schematic representation of experimental procedure.

직사진을 Fig. 1(b)에 나타내었다. 사진에서와 같이 압연 전의 조직은 평균결정립경이 30 µm의 완전재결정조직이다. 실험에 사용된 AA5052알루미늄합금은 순도가 96.69%로 구체적인 화학조성을 Table1에 나타내었다. Fig. 2는 열간압연의 열이력곡선을 나타낸다. 압연은 시편을 560 °C에서 균일화처리를 실시한 후, 410 °C, 460 °C, 510 °C, 560 °C의 각 온도에서 압하율 20~60% 범위에서 실시하였으며, 압연속도는 15 m/sec의 고속으로 실시하였다. 본 연구에 사용된 열간압연기의 롤 직경은 530 mm, 롤 폭은 120 mm이었으며, 압연된 시편은 압연기에 부착되어 있는 수냉식 스프레이 쿨러 장치를 이용하여 30 ms의 매우 짧은 시간 내에 냉각되었다.

2.1 두께방향으로의 변형량 측정

두께방향으로의 변형량 분포를 측정하기 위하여 압연 전에 판재의 폭 방향의 중심부에 직경 약 2mm의 구멍을 뚫어 시편과 같은 재질의 핀(환상의 봉)을 심어 넣었다. 열간압연 후에 이 핀의 완곡형상으로부터 좌표를 읽어 임의의 점에서의 전단변형량을 구하였다. 전단변형량을 구할 때의 가정 및 공식 등은 이전 논문¹¹⁾과 동일하다.

2.2 조직관찰

열간압연된 알루미늄합금의 미세조직은 압연방향과 평행하게 횡단면으로 시편을 잘라(TD면) 연마작업으로 경면을 만든 후 불화붕소산(HBF₄ 4% + H₂O96%)으로 전해부식하여 광학현미경으로 관찰하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 두께방향으로의 변형량 분포

Fig. 3은 압연압하율이 두께방향으로의 전단변형량의 분

Table 1. Chemical composition of AA5052 aluminum alloy studied.

							(wt%)	
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Al	
0.142	0.301	0.041	0.081	2.531	0.009	0.015	Bal.	

포에 어떤 영향을 주는지 각 온도별로 나타낸 것이다. Fig. 3(a)에서 보는 바와 같이 410 °C의 경우, 압하율이 20%에서 50%까지는 도입된 전단변형량의 크기가 아주 작으며 두께방향으로 큰 변화가 없었으나, 54%의 경우는 표면부위에서 매우 큰 전단변형이 비대칭적으로 도입된 것을 알 수 있다. 여기서 매우 큰 전단변형량이 도입된 것은 1050알루미늄의 경우¹¹⁾에서와 같이 압연 중에 재료와 롤 간의 순간적인 소착현상이 발생한 것에 기인한 것이라 사료된다. 460 °C의 경우(Fig. 3b), 전단변형량은 압하율이 증가함에 따라 표면 부위에서 다소 증가하는 경향을 나타내며, 특히 53%의 압하율에서는 표면부위에 매우 큰 전단변형량이 도입되었다. 510 °C와 560 °C의 경우에도 압하율이 증가함에 따라 전단변형량의 크기가 특히 표면 부위에서 점차적으로 증가하는 경향을 나타내었다.

3.2 미세조직

Fig. 4에 410 °C~560 °C의 온도에서 30%의 압하율로 열간압연된 AA5052 판재의 표면과 중심부위에서 촬영한

광학현미경 조직사진을 나타내었다. 그림에서와 같이 거의 모든 온도에 있어서 가공조직을 나타내었으며 표면부근과 중앙부위 사이에 미세조직의 큰 차이는 없었다. 또한 온도에 따른 미세조직의 차이도 거의 나타나지 않았으며 모든 온도에서 결정립이 압연방향으로 다소 연신되어 있음을 알 수 있다. 다만, 560 °C의 경우 극히 부분적이지만 표면부위에서 재결정조직이 관찰되기도 하였다.

Fig. 5에 40%의 압하율로 압연된 알루미늄 판재의 조직사진을 나타내었다. 그림에서와 같이 모든 온도에서 30%의 압하율의 경우보다 압연방향으로의 연신 정도가 크며 전형적인 가공조직을 나타낸다. 또한, 510 °C까지는 표면부위와 중심부위에서 미세조직의 차이가 나타나지 않았으나, 560 °C의 경우 표면부위에서 재결정이 발생하여 등축(equiaxed)모양의 결정립이 다수 관찰됨을 알 수 있다.

Fig. 6은 50%의 압하율로 압연된 판재의 압연온도에 따른 미세조직의 변화이다. 그림에서와 같이 중앙부위는 압연온도에 관계없이 압연방향으로 크게 연신된 가공조직을 나타낸다. 그러나 표면부위는 압연온도에 따라 매우 다른 조직 변화를 나타낸다. 즉, 410 °C의 경우 중앙

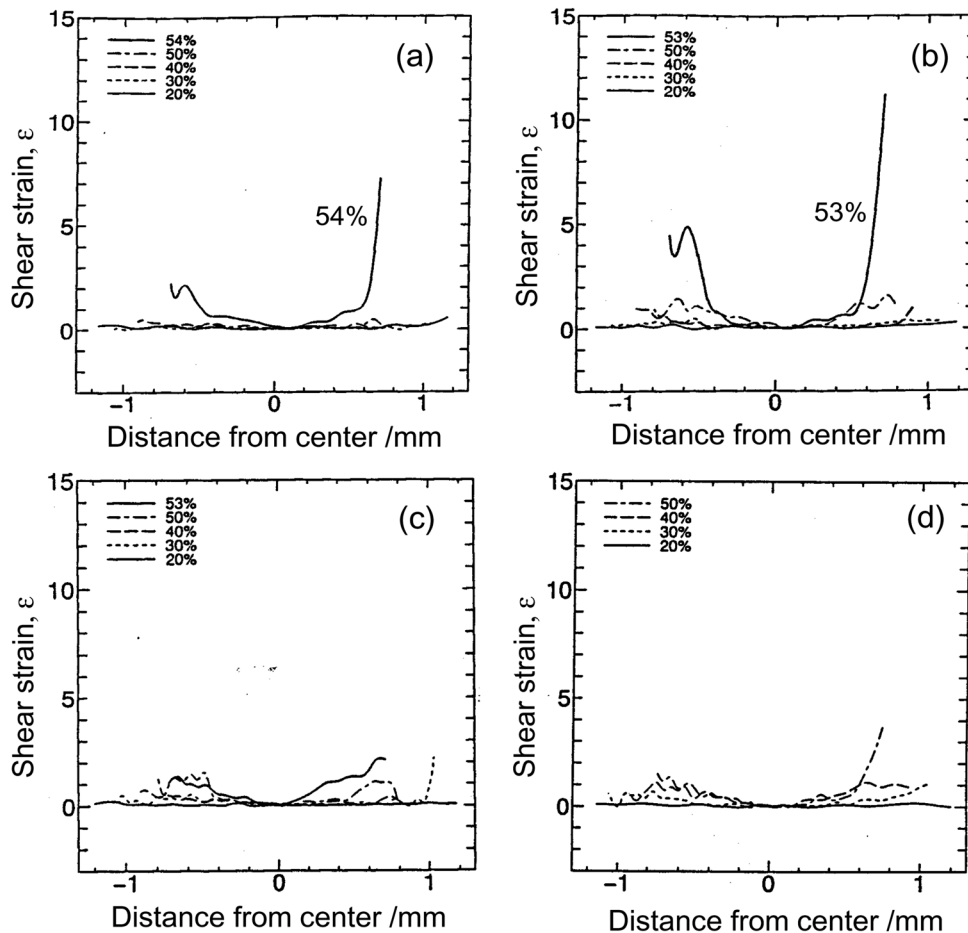


Fig. 3. Through-thickness variation of shear strain after high-speed hot rolling of AA5052. Rolled at 410 °C(a), 460 °C(b) and 510 °C(c), 560 °C(d) respectively.

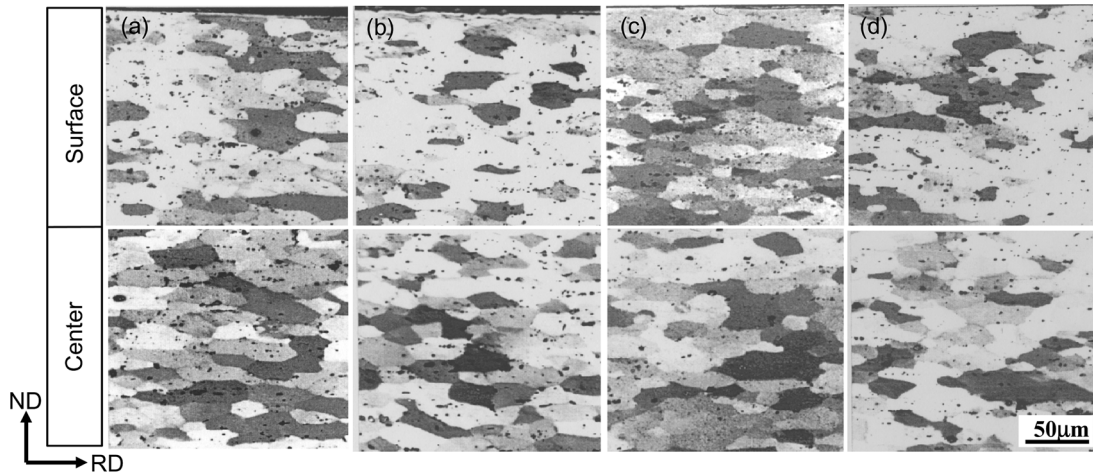


Fig. 4. Optical microstructures observed near surface and center of the plane perpendicular to transverse direction (TD plane) of AA5052 alloy high-speed hot rolled by rolling reduction of 30% at various temperatures. The rolling temperatures are 410 °C(a), 460 °C(b) and 510 °C(c), 560 °C(d), respectively.

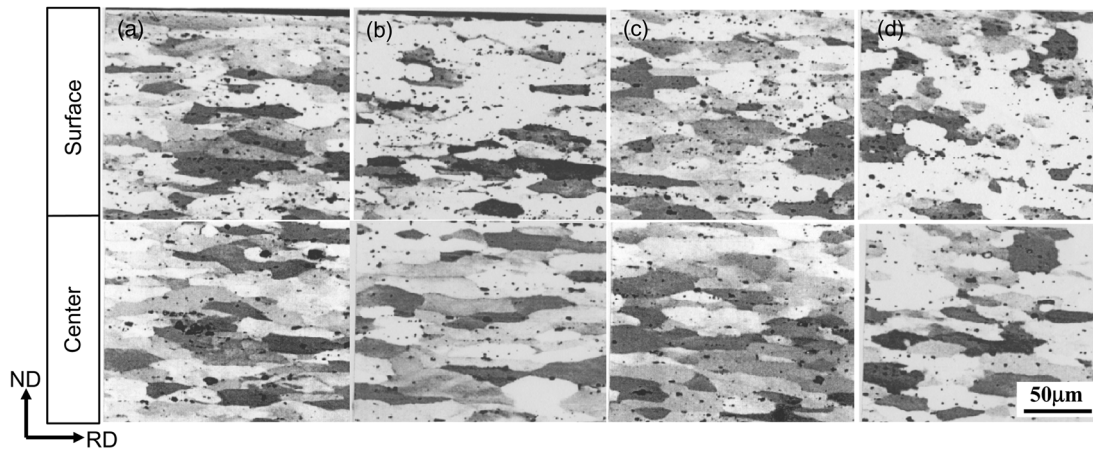


Fig. 5. Optical microstructures observed near surface and center of the plane perpendicular to transverse direction (TD plane) of AA5052 alloy high-speed hot rolled by rolling reduction of 40% at various temperatures. The rolling temperatures are 410 °C(a), 460 °C(b) and 510 °C(c), 560 °C(d), respectively.

부위와 같은 가공조직을 나타내지만 460 °C의 경우는 부분재결정으로 인해 미세한 등축결정립이 많이 관찰된다. 또한, 510 °C의 경우는 재결정의 발생이 더욱 활발하며 결정립의 크기도 증가하였다. 560 °C의 경우는 이와 같은 경향이 더욱 두드러져 표면부위의 대부분이 등축결정립의 재결정조직으로 채워져 있음을 알 수 있다. 이처럼 중앙부위와 달리 표면부위에서만 재결정이 발생한 것은 이전 연구¹¹⁾에서 언급한 바와 같이 압연시에 롤과 재료 간에 큰 마찰계수로 인해 표면부위에 부가적 전단변형량이 과도하게 도입되어 기하학적으로 필요로 하는 전위¹²⁾의 양이 다량으로 도입되었기 때문인 것으로 사료된다.

Fig. 7에 표면부위의 재결정 발생 상황을 압연온도와 압하율 관계로 정리하여 나타내었다. 그림에서와 같이 재결정은 고온, 고압하율 조건에서 쉽게 발생함을 알 수 있다. 이전 연구의 AA1050의 경우¹¹⁾, 460 °C까지는 압하

율이 높아도 재결정이 발생하지 않았으며, 510 °C의 경우에도 압하율이 60%이상에서 부분재결정이 발생하였다. 그러나 본 연구에서는 Fig. 8에서 나타낸 바와 같이 410 °C에서도 고압하율의 경우 재결정이 발생하였으며, 온도가 높을수록 재결정을 일으키는 최소 압하율이 감소함을 알 수 있다. 이것은 고속열간압연의 경우 AA1050에 비해 AA5052에서 재결정 발생이 용이함을 나타내는 것이다. 그런데, 정적재결정(static recrystallization)의 경우, 합금첨가량이 적은 AA1050이 AA5052에 비해 용이하게 발생하는 것은 잘 알려진 사실이다. 본 연구의 경우, 재결정은 모두 동적재결정(dynamic recrystallization)이며 앞서도 언급한 바와 같이 재료와 롤간의 큰 마찰계수로 인한 g-n 전위의 다량도입이 그 발생원인이라 사료된다. 이것은 전단변형량의 크기(Fig. 3)와 미세조직(Figs. 4~6)이 잘 대응하는 것을 통해서도 알 수 있다. 그러므로, 압

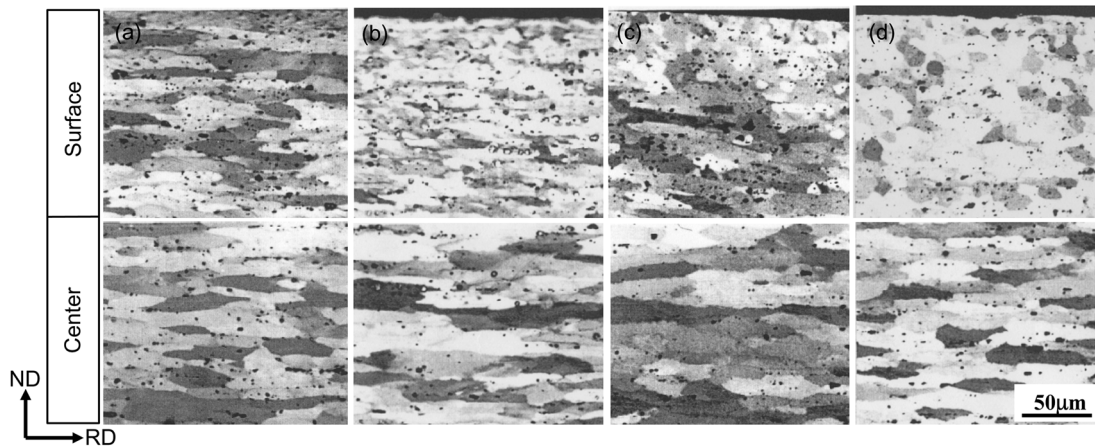


Fig. 6. Optical microstructures observed near surface and center of the plane perpendicular to transverse direction (TD plane) of AA5052 alloy high-speed hot rolled by rolling reduction of 50% at various temperatures. The rolling temperatures are 410 °C(a), 460 °C(b) and 510 °C(c), 560 °C(d), respectively.

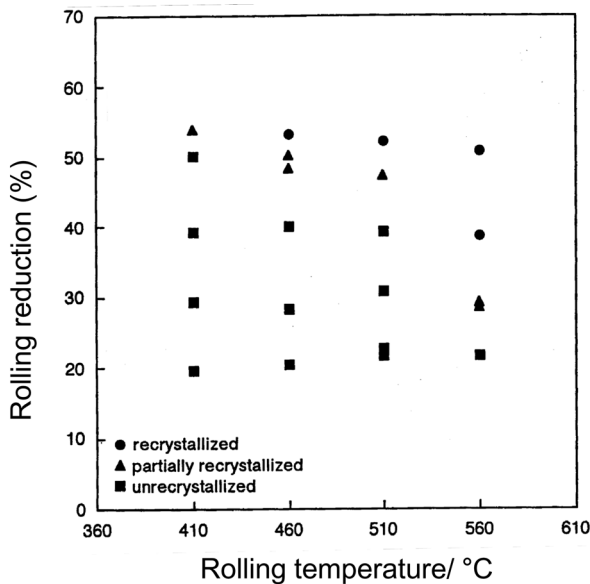


Fig. 7. Effects of rolling reduction and rolling temperature on recrystallization of high-speed hot rolled AA5052.

연시의 마찰계수는 Al-Mg 합금인 AA5052가 AA1050에 비해 더 크므로 압연시 도입된 g-n전위의 양도 많아 동적재결정이 더욱 활발하게 발생했을 것이라 사료된다.

4. 결 론

AA5052 알루미늄합금을 410 °C~560 °C의 각 온도에서 20~60% 압하율로 고속열간압연을 실시하여, 두께방향으로의 변형량 및 미세조직 변화를 관찰한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 압하율 증가에 따른 전단변형량의 크기 증가는 주로 표면부위에서 뚜렷하였으며, 그런 경향은 압연온도가 증가할수록 더욱 크게 나타났다. 410 °C, 460 °C의 경우 롤과 재료사이의 소착현상으로 인해 표면부위에 매우 큰 전단변형량이 도입되었다.

2. 동적재결정은 주로 두께방향의 표면부위에서 발생하였으며 고온, 고압하율 조건일수록 용이하게 발생하였다.

3. 표면부위에 발생한 동적재결정은 AA1050보다 AA5052에서 더욱 활발하였으며 이것은 압연시 도입되는 기하학적 전위(g-n전위)가 AA5052에서 더 다량으로 도입되었기 때문이다.

참 고 문 헌

1. W. C. Liu, B. Radhakrishnan, Z. Li and J. G. Morris, *A472*, 170 (2008).
2. S. B. Kang and H. W. Kim, *Bull. of the Kor. Inst. of Met. and Mat.*, **10**, 761 (1997).
3. H. S. Ko, S. B. Kang and H. W. Kim, *J. of the Kor. Inst. of Met. and Mat.*, **35**, 1699 (1997).
4. J. K. Lee and D. N. Lee, *Inter. J. of Mech. Sci.*, **50**, 869 (2007).
5. H. Utsunomiya, T. Ueno and T. Sakai, *Scrip. Mater.*, **57**, 1109 (2007).
6. I. L. Dilamore and W. T. Roberts, *Acta. Meta.*, **12**, 281 (1964).
7. W. Truskowski, J. Krol and B. Major, *Met. Trans.*, **11A**, 749 (1980).
8. T. Sakai, S. Hamada and Y. Saito, *Pro. 6th Int. Conf. on Aluminum Alloys (ICAA-6)*, 1161 (1998).
9. S. H. Lee and T. Sakai, *Met. and Mater. -Int.*, **14**, 263 (2008).
10. T. Sakai, Y. Saito and K. Kato, *Trans. ISIJ*, **27**, 520 (1987).
11. S. H. Lee, *Kor. J. Mater. Res.*, **18**(9), 492 (2008).
12. M.F. Ashby, *Phil. Mag.*, **21**, 399 (1970).