

AKÜ FEMÜBİD 17 (2017) 035905 (1165-1171)

AKU J. Sci. Eng. 17 (2017) 035905 (1165-1171)

DOI: 10.5578/fmbd.66249

316 L Paslanmaz Çelik ve AZ91 Magnezyum Alaşımının Sürtünme Kaynağı

Osman Torun*Afyon Kocatepe Üniversitesi Bolvadin Meslek Yüksekokulu, Makine Bölümü**e-posta: otorun@aku.edu.tr*

Geliş Tarihi: 03.04.2017 ; Kabul Tarihi: 12.12.2017

Özet

316 L Paslanmaz Çelik ve AZ91 magnezyum alaşımının sürtünme kaynağı, 50 MPa sürtünme ve 100 MPa yığıma basıncı altında 1000 d/d sürtünme hızında farklı sürelerde gerçekleştirilmiştir. Birleştirilen numunelerin kaynak ara yüzeyleri taramalı elektron mikroskobu (SEM) ile incelenmiştir. Mikroyapı çalışmaları, kaynak ara yüzeyinde boşluksuz ve sürekli bir birleşme olduğunu göstermiştir. Kaynak bölgesi ve matris yapıların sertlikleri ölçülmüştür. 316 L malzemenin sertliği 230 HV₂₀ civarında olup, kaynak sonrası 316 L tarafında sertlik değişimi olmamıştır. AZ91 tarafında ara yüzey civarında sertlik bir miktar artmış ve 90 HV₂₀ olarak ölçülmüştür. Ara yüzey sertliği 110 HV₂₀ olarak belirlenmiştir. Kaynak işlemi sonrasında kaynak bölgesi mukavemeti kesme testleri ile belirlenmiştir. En yüksek kesme mukavemeti değeri 135 MPa olarak 7 s de kaynaklanan numunede elde edilmiştir. Kesme testi sonrası kırık numune yüzeyleri taramalı elektron mikroskobunda incelenmiştir.

Anahtar Kelimeler

Sürtünme kaynağı;
316L Paslanmaz çelik;
Magnezyum alaşımı

Friction Welding of 316 L stainless Steel and AZ91 Magnesium Alloys

Abstract

Friction welding of 316 L stainless steel and AZ91 alloy was performed for various friction durations under 100 MPa forging pressure and 50 MPa friction pressure at 1000 rpm friction speed for different friction times. Weld interfaces of welded samples were examined with scanning electron microscopy (SEM). Microstructure studies indicated that the welding interfaces were continuous and void-free. Hardness of welded zone and matrix were measured. The hardness of the 316 L material is around 230 HV₂₀ and after welding, there is no change in hardness of 316 L side. On the AZ91 side, the hardness around the interface increased slightly and it is measured as 90 HV₂₀. The interface hardness is determined 110 HV₂₀. After welding process, The shear strength values of the welding zone and matrix were determined. The highest shear strength was obtained as 135 MPa at the welded sample for 7 s. After shear test, fractured surfaces were examined with scanning electron microscopy.

Keywords

Friction welding;
316 L stainless steel;
magnesium alloy

© Afyon Kocatepe Üniversitesi

1. Giriş

Magnezyum alaşımları düşük yoğunluğa, boyut kararlılığına, iyi işlenebilirliğe ve düşük döküm maliyetine sahip olması nedeniyle son yıllarda akademik çalışmalarda, uzay, otomobil ve elektronik endüstrisinde oldukça fazla ilgi çekmektedir. Bu alaşımların kullanımını yaygınlaştırmak amacıyla, diğer malzemelerle kaynağı oldukça fazla önem taşımaktadır (Sun vd. 2004, Fernandus vd. 2011, Elthalabawy vd. 2011).

Östenitik Paslanmaz Çelikler yüksek mukavemete, tokluğa, sünekliğe ve işlenebilirliğe sahiptir. Bu çelikler, martenzitik ve ferritik paslanmaz çeliklerden daha iyi korozyon direnci sergilerler. Yüksek sıcaklıklarda mükemmel mukavemete ve oksidasyon direncine sahiptirler (Stephen vd., 1999). Östenitik paslanmaz çeliklerin ergitme kaynak yöntemleri ve katı hal kaynak yöntemleri ile birleştirilebilirliği mümkündür. Ergitme kaynağı bu alaşımların kaynağında ısıdan etkilenmiş bölgede tane irileşmesine ve katılaşma çatlağına neden

olabilmektedir (Kurt, 2007). Son zamanlarda, birçok otomobil ve uzay elemanları magnezyum alaşımlarının ve östenitik paslanmaz çeliklerin kullanımıyla üretilmektedir. Bu yüzden, parçaların üretiminde bu alaşımların birleştirilmesi kritik önem taşımaktadır. Magnezyum alaşımlarının ve östenitik paslanmaz çeliklerin geleneksel ergitme kaynağı yöntemleriyle birleştirilmesi fiziksel ve metalürjik özelliklerin farklı olması nedeniyle çeşitli problemler sergilemektedir. Östenitik paslanmaz çeliklerin ergime sıcaklığı yaklaşık 1400 °C iken Mg alaşımlarının ergime sıcaklığı yaklaşık 600 °C dir. Bu sıcaklık farkı kaynak esnasında magnezyum alaşımlarının buharlaşma problemini ortaya çıkarmaktadır. Ayrıca, bu malzemelerin farklı ısıl iletkenlik ve genleşme katsayılarına sahip olması, kaynak esnasında kaynak işlemini zorlaştıran ve kaynak kalitesini önemli ölçüde etkileyen etkenlerdir (Campell, 2006).

Mg alaşımlarının ergitme kaynağı ve katı hal kaynak yöntemleriyle kendi kendine veya farklı malzemelerle birleştirilmesi kullanım alanının artması açısından oldukça önemlidir. Literatürde, Mg alaşımlarının özellikle AZ91 alaşımlarının kaynaklanabilirliği ile ilgili birçok çalışma vardır. AZ91 alaşımları, lazer kaynağı, MIG kaynağı ve TIG kaynağı gibi geleneksel ergitme kaynak yöntemleri ile kaynaklanabilir. Bunun yanında, direnç nokta kaynağı, sürtünme karıştırma kaynağı difüzyon kaynağı gibi katı hal kaynak yöntemleri ile de kaynaklanabilir (Çelikyürek ve Önal, 2016). Diğer yandan, ergitme kaynağı esnasında magnezyumun doğasından kaynaklanan bazı problemler meydana gelmektedir. En önemli problemler, magnezyum alaşımlarının oksijen ve azota afinitesi, düşük buharlaşma sıcaklığı, yüksek ısıl iletkenlik ve genleşmedir. Katı hal kaynak tekniklerinde ergime olmaması nedeniyle bu problemlerin çoğu ortadan kalkmaktadır. Sürtünme kaynağı uygulanabilir katı hal kaynak tekniklerinden biridir. Bu teknik metal ve alaşımlarda yaygın olarak kullanılmaktadır (Özdemir 2005, Lee vd. 2004, Sketchley vd. 2002). Özellikle Al alaşımlarının kendi kendine ve başka malzemelerle sürtünme kaynağı konusunda oldukça fazla çalışma yapılmıştır. Birçok araştırmacı sürtünme kaynağı ile birleştirilmiş Al alaşımları ile karbonlu çelik ve paslanmaz çeliklerin metalürjik ve mekanik özellikleri incelemiştir. Örneğin; Çeşitli alüminyum alaşımları ve çeliklerin farklı koşullarda sürtünme kaynağı gerçekleştirilmiş ve elde edilen bağlantılarda iyi çekme mukavemeti değerleri elde edilmiştir (Elliott ve Wallach 1981, Yılmaz vd. 2003). Saf Al ve orta karbonlu çeliklerin sürtünme kaynağı

Kumar ve arkadaşları, AA5052 Al alaşımı ve orta karbonlu çeliğin sürtünme kaynağı Lee ve arkadaşları tarafından çalışılmış ve başarılı sonuçlar elde edilmiştir (Kumar vd. 2012, Lee vd. 2013) Önceki çalışmalarda magnezyum ve alaşımlarının sürtünme kaynağı ile ilgili çalışmalar sınırlıdır, daha çok Sürtünme Karıştırmalı Kaynak (FSW) yöntemi kullanılmıştır. Yapılan çalışmalarda, kaynak kalitesinin takım geometrisine ve dönme hızına bağlı olduğu görülmüş, kaynak bölgesi mekanik özelliklerinin FSW parametrelerine bağlı olarak değiştiği tespit edilmiştir (Singh vd., 2016). Mg alaşımlarının sürtünme kaynağı ile ilgili yapılan çalışmalar incelendiğinde, Katoh ve arkadaşları, 1050Al ve AZ31 alaşımını sürtünme kaynağı ile birleştirmişler ve en yüksek çekme mukavemetini 90 MPa olarak belirlemişlerdir (Katoh vd., 1995). Liang ve arkadaşları, sürtünme kaynağı yöntemiyle birleştirdikleri 1060Al ve AZ31B magnezyum alaşımlarının mikroyapı ve mekanik özelliklerini araştırmışlardır. Kaynak bölgesinde intermetalik Al_3Mg_2 and $Al_{12}Mg_{17}$ fazlarının oluştuğunu ve bu fazların mikro çatlaklara yol açtığını kaydetmişlerdir (Liang vd. 2015). Wei ve arkadaşları, AZ31 alaşımı ve 302 paslanmaz çeliği sürtünme kaynağı yöntemiyle kaynatmışlar, kaynaklı bağlantıların mikro yapısını ve mekanik özelliklerini incelemiştir (Wei vd., 2012). Konu ile ilgili olarak, bugüne kadar yapılan çalışmalar incelendiğinde, literatürde AZ91 magnezyum alaşımı ve 316 L paslanmaz çeliğin sürtünme kaynağı yöntemiyle birleştirilmesi hususunda herhangi bir çalışmaya rastlanmamıştır.

Bu çalışmada, döküm AZ91 magnezyum alaşımı ve 316 L paslanmaz çelik sürtünme kaynağı ile birleştirilmiş, kaynak bölgesi mikroyapısı incelenmiş ve mekanik özellikler belirlenmiştir.

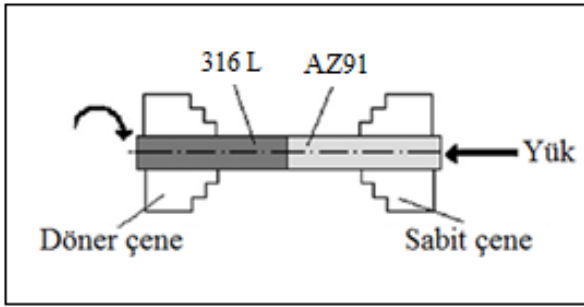
2. Materyal ve Metot

Kaynak işleminde kullanılan malzemelerden 316 L paslanmaz çelik malzeme özel bir firmadan temin edildi. AZ91 alaşımı ise, istenilen özelliklerde herhangi bir firmada bulunamaması nedeniyle laboratuvar şartlarında üretildi. Mg-9Al-1Zn alaşımı 750 °C 'de argon atmosferinde atmosfer kontrollü bir fırında grafit potada ergitildi ve koruyucu gaz altında 10 mm çapında metal kalıba döküldü. Her iki malzeme 8 mm çapında 50 mm uzunluğunda torna tezgâhında işlendi. Sürtünme kaynağı işlemleri sürekli tahrikli bir sürtünme kaynak makinesinde,

1000 d/dak. sürtünme hızında, 100 MPa yağma basıncında, 50 MPa sürtünme basıncında, farklı sürelerde gerçekleştirilmiştir (Tablo 1). Sürtünme kaynağı işlemi Şekil 1' de şematik olarak gösterilmektedir. Her bir deney koşulu için 4 adet kaynak işlemi gerçekleştirildi. Kaynaklı numunelerden bir tanesi metalografik incelemek için kullanıldı. Kaynaklanmış diğer üç numune kaynak bölgesi kesme mukavemetini belirlemek için kesme testi için kullanıldı ve elde edilen değerlerin ortalaması alındı.

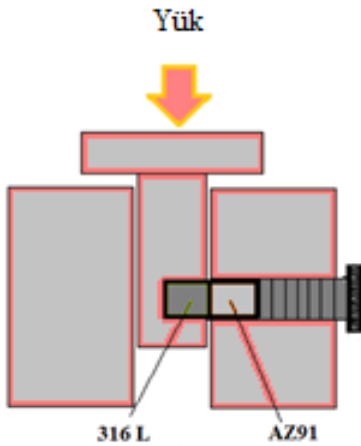
Çizelge 1. Deneyde kullanılan parametreler.

Sürtünme Basıncı MPa	Yağma Basıncı MPa	Sürtünme Süresi s	Eksenel Kısalmaya mm	Dönme hızı dev/dak
50	100	3	1,8	1000
50	100	5	4,5	1000
50	100	7	8,2	1000



Şekil 1. Sürtünme kaynağının şematik gösterimi.

Kesme testleri oda sıcaklığında universal elektromekanik çekme-basma cihazında (Shimadzu AG-IS-250) özel olarak tasarlanmış ve yapılmış bir kesme aparatı kullanılarak gerçekleştirildi (Şekil 2).



Şekil 2. Kaynak bölgesi mukavemetini belirlemek için kullanılan kesme testi aparatı.

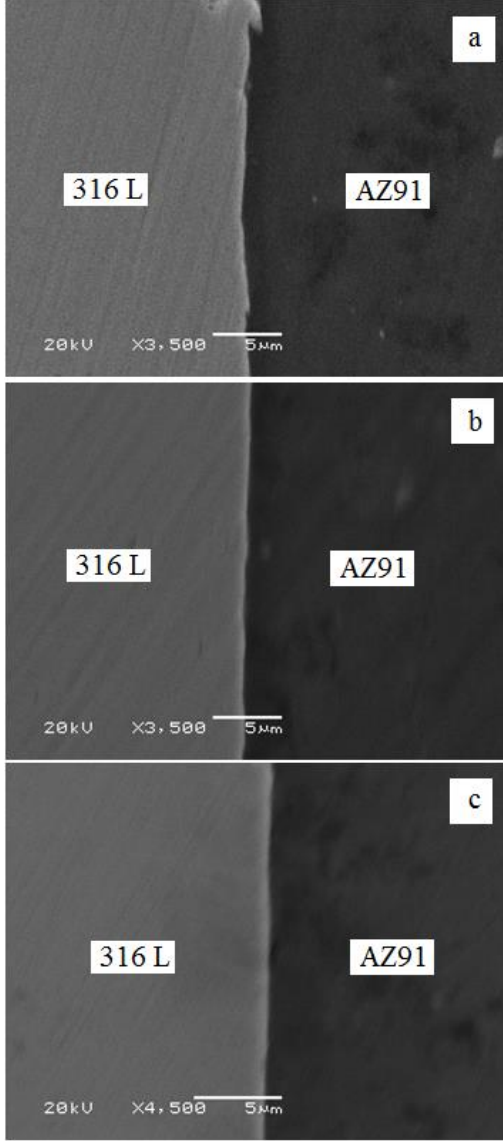
Metalografik inceleme için numuneler kaynak ara yüzüne dik olarak kesildi, 800 ve 1200 mesh'lik zımparalarla zımparalandı ve 1 µm' lik elmas pasta ile parlatıldı. Numunelerin kaynak ara yüzeyleri taramalı elektron mikroskopunda incelendi ve kaynak ara yüzeyinde EDS analizleri yapıldı. Kesme testine tabii tutulan numunelerin kırık yüzeyleri taramalı elektron mikroskopu ile incelendi ve bu yüzeylerde EDS analizleri alındı.

3. Bulgular ve Tartışma

Sürtünme kaynağı esnasında plastik deformasyon oluşması nedeniyle tüm kaynaklı numunelerde flaş oluşumu gözlemlendi. Literatürde de belirtildiği gibi sürtünme süresi flaş oluşumunda önemli bir rolü oynamaktadır (Dede vd. 2002). Sürtünme süresinin artışı ile kaynak bölgesine ısı girdisi artar, bunun sonucunda daha fazla deformasyon ve daha fazla flaş oluşumu meydana gelir. Flaş oluşumunun artması daha fazla aksel kışalmayı beraberinde getirir (Tablo 1). Farklı fiziksel ve mekanik özelliklere sahip malzemeler sürtünme kaynağı esnasında farklı deformasyon miktarları sergilerler (Satyanarayana vd. 2005). Yüksek sıcaklıklarda 316 L paslanmaz çeliğin çekme mukavemeti AZ91 alaşımının çekme mukavemetinden daha yüksektir. 316 L paslanmaz çelik 150 °C 'de 450 MPa çekme mukavemetine sahipken, AZ91 140 °C 'de 130 MPa çekme mukavemetine sahiptir (<https://www.Nickel institute.org>, Meshinchi K. 2011). Bu nedenle, sürtünme kaynağı esnasında 316 L paslanmaz çelik AZ91 alaşımına göre çok daha az deformasyona uğramıştır. Kaynak esnasında oluşan flaşın hemen hemen tamamı AZ91 alaşımı tarafından gerçekleşmiştir.

Kaynaklanmış numunelerin tarayıcı elektron mikroskop fotoğrafları Şekil 3'te verilmiştir. Fotoğraflardan görüldüğü gibi, farklı sürelerde kaynaklanan bütün numunelerde boşluksuz, çatlaksız ve sürekli iyi bir birleşme sağlanmıştır. Tüm süreler için kaynak ara yüzeyinde bir difüzyon bölgesi oluştuğu gözlemlenmiştir. Kaynak ara yüzeyinde oluşan difüzyon bölgesinden ve matris malzemelerden EDS analizleri alınmış ve kaynak arayüzeyinde Fe, Al, Cr, Ni ve Mg atomlarının varlığı

belirlenmiştir (Şekil 4). Bu durum kaynak arayüzeyinde bir difüzyon bölgesi oluştuğunu onaylamaktadır. Kaynaklı numunelerin merkezinden her iki tarafa doğru mikrosertlik

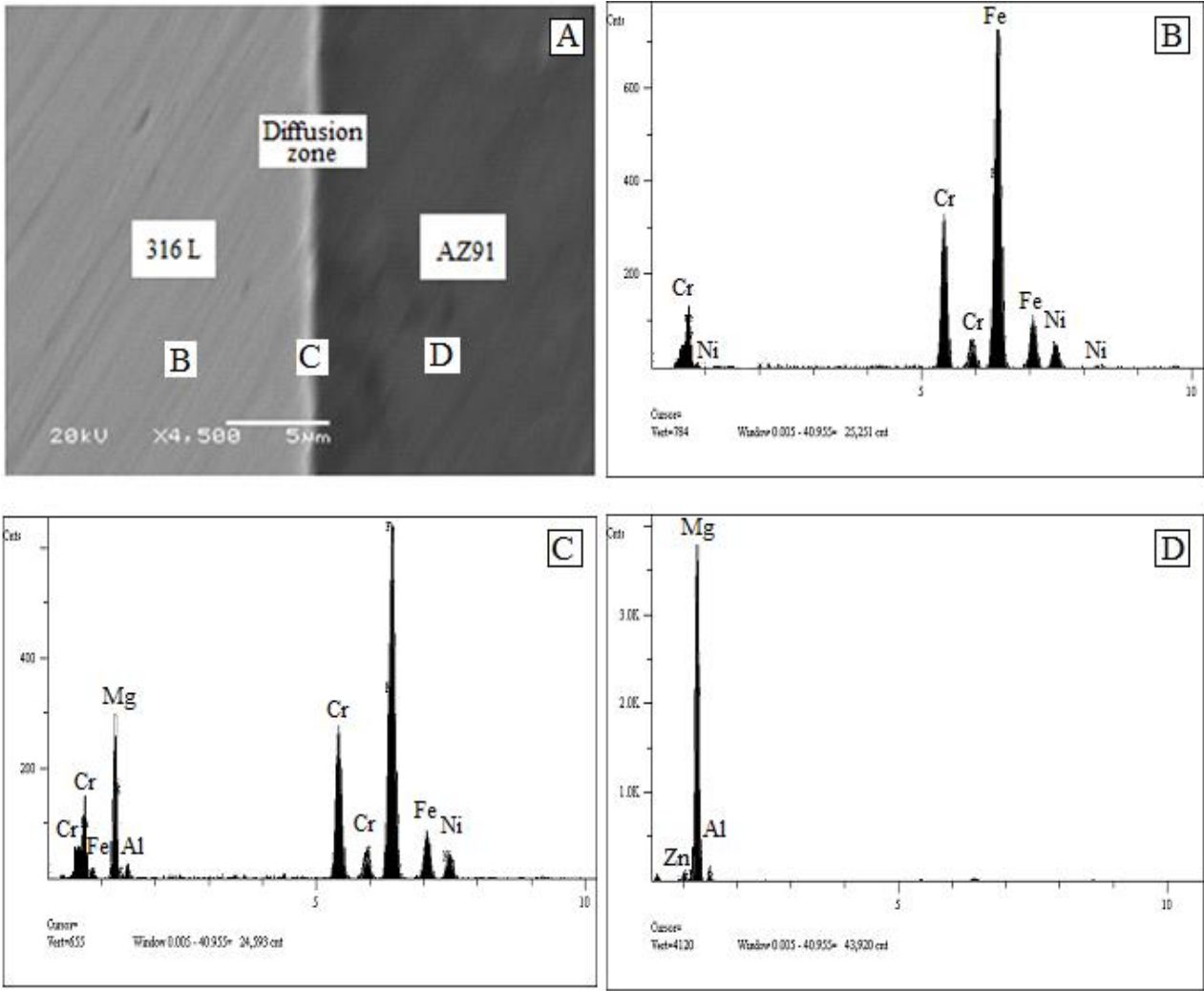


Şekil 3. 3, 5 ve 7 s sürede kaynaklanan numunelerin SEM fotoğrafları.

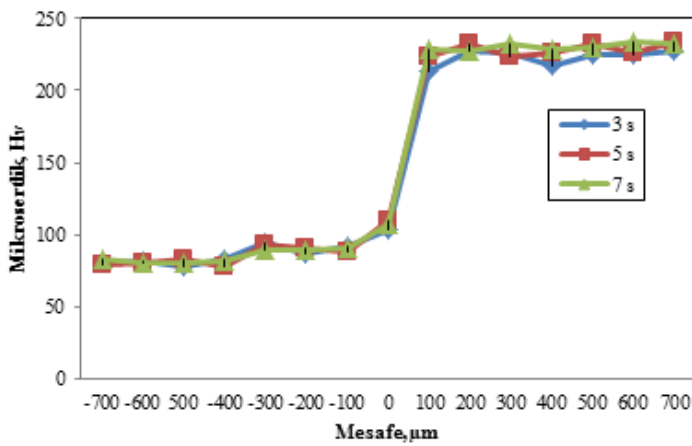
ölçülmüştür. Kaynaklı tüm numunelerin mikrosertlik profilleri birbirine benzerdir (Şekil 5). Ara yüzey sertlik değeri yaklaşık 110 HV₂₀ olarak ölçülmüştür. 316 L tarafında sertlik değişimi olmazken, AZ91 alaşımı tarafında kaynak ara yüzeyine yakın bölgelerde sertlikte bir miktar artış görülmüştür. Bu artışın deformasyon sertleşmesinden kaynaklandığı düşünülmektedir. Kaynaklanmış numunelerin kesme testleri özel bir aparatla gerçekleştirilmiştir. Kesme testinde elde

edilen değerler kaynak ara yüzeyi kesme mukavemetinin kaynak süresine bağlı olduğunu göstermiştir. Şekil 6'dan görüldüğü gibi, 3 s sürede kaynaklanan numunede kesme mukavemeti yaklaşık 75 MPa iken, 7s sürede kaynaklanan numunede 130 MPa civarındadır. Sürtünme kaynağında, başarılı bir kaynak işlemi için kaynak bölgesine giren ısı girdisinin optimum olması gereklidir. Kaynak bölgesine düşük ısı girdisi yetersiz bağlanmaya, yüksek ısı girdisi ise malzeme kaybına neden olmaktadır (Ateş, vd. 1999). Deneysel çalışmalarda 3 s sürede kaynaklanan numunenin, 5 ve 7 s sürede kaynaklanan numunelere göre daha düşük mukavemet sergilemesinin nedeni düşük ısı girdisi sonucunda yetersiz bağlanmadır. 5 ve 7 s sürede kaynaklanan numunelerin mukavemet değerleri birbirine oldukça benzerdir. Bu sonuçlara göre malzeme kaybını da göz önüne alarak 5 s kaynak süresi optimum ısı girdisi için yeterlidir. Ayrıca 5 ve 7 s sürede kaynaklanan numunelerin kesme mukavemeti değerleri orijinal AZ91 malzemenin kesme mukavemeti değerine çok yakındır.

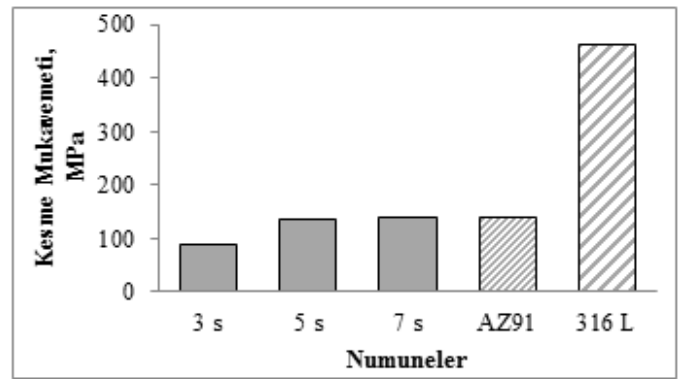
Kesme testi gerçekleştirilen numunelerin kırık yüzeyleri taramalı elektron mikroskopunda incelenmiş ve kırık yüzeylerden EDS analizleri alınmıştır. Kırık yüzey SEM fotoğrafları ve EDS analiz sonuçları 3 s sürede kaynaklanan numunenin kırık yüzeyleri ile 5 ve 7 s sürede kaynaklanan numunelerin kırık yüzeyleri arasında farklılıklar olduğunu göstermiştir. 3 s sürede kaynaklanan numune ara yüzey ve AZ91 tarafından kırılırken, 5 ve 7 s sürede kaynaklanan numuneler AZ91 tarafından kırılmıştır. Şekil 7' de 5 s sürede kaynaklanan numunenin kesme yüzeyleri SEM fotoğraflarından görüldüğü üzere koyu ve gri bölgelerden alınan EDS analizler sonuçları orijinal AZ91 malzemenin bileşimine oldukça yakındır. Elde edilen bu sonuçlar kesme mukavemeti değerleri ile birlikte değerlendirildiğinde AZ91 tarafından gerçekleşen kırılmaların kesme mukavemeti, kaynak arayüzeyinden gerçekleşen kırılmanın kesme mukavemetinden daha yüksek olduğu sonucuna varılabilir.



Şekil 4. 5 s sürede kaynak yapılan numuneden alınan EDS analizi. a) SEM fotoğrafı b) B noktası EDS analizi c) C noktası EDS analizi d) D noktası EDS analizi.



Şekil 5. Kaynaklı numunelerin merkezinden her iki tarafa doğru mikrosertlik değerleri.



Şekil 6. Kaynaklı numunelerin ve orijinal malzemelerin kesme mukavemetleri.



Şekil 7. 5 s sürede kaynaklanmış numunenin kırık yüzey SEM fotoğrafı. a) AZ91 tarafı b) 316 L tarafı

4. Sonuçlar

Bu çalışmada, 316 L paslanmaz çelik ve AZ91 magnezyum alaşımının sürtünme kaynağı, 50 MPa sürtünme ve 100 MPa yığma basıncı altında 1000 d/d sürtünme hızında 3, 5 ve 7 s sürelerde gerçekleştirilmiştir. Birleştirilen numunelerin kaynak ara yüzeyleri taramalı elektron mikroskobu (SEM) ile incelenmiş, kaynak ara yüzeyinde boşluksuz ve sürekli bir birleşme olduğunu gözlenmiştir. Kaynaklanan tüm numunelerin ara yüzeyinde bir difüzyon bölgesi olduğu gözlenmiş ve difüzyon bölgesinden alınan EDS analizlerinde kaynak arayüzeyinde Fe, Al, Cr, Ni ve Mg atomlarının varlığı belirlenmiştir. Kaynak sonrası kaynak bölgesinde yapılan sertlik ölçümlerinde 316 L tarafında herhangi bir değişiklik olmamıştır. AZ91 tarafında deformasyon nedeniyle sertlikte bir miktar artış olmuş ve yaklaşık 90 Hv olarak belirlenmiştir. Kaynaklanmış numunelerin kesme mukavemeti değerleri, kaynak süresindeki artışla doğru orantılı

olarak artan ısı girdisi ile birlikte artmıştır. En yüksek kesme mukavemeti değeri 7 s sürede kaynaklanan numunede 135 MPa olarak elde edilmiştir. Bu değer orijinal AZ91 alaşımının kesme mukavemeti değerinin yaklaşık %96 dır.

5. Kaynaklar

Ateş H., Kurt A., Türker M., 1999. Sürtünme Kaynağı, Kaynak Teknolojisi II. Ulusal Kongresi. 125, Ankara.

Campbell F.C., 2006. Manufacturing Technology for Aerospace Structural Materials, Elsevier Ltd., UK.

Çelikyürek İ., Önal E., 2016. Effect of the welding conditions on the microstructure and mechanical properties of friction welded AZ91 Mg alloy. *Anadolu Üniversitesi Bilim ve Teknoloji Dergisi A- Uygulamalı Bilimler ve Mühendislik*, 17, 3, 563-571.

Dede A. , Soy U., Aslanlar S., 2002. Sürtünme Kaynak Yöntemi, *SAU Fen Bilimleri Enstitüsü Dergisi* ,6, 1.

Elliott S, Wallach ER., 1981. Joining aluminium to steel by friction welding. *MetConstr.*, 13(4), 221–5.

Elthalabawy W. and Khan T., 2011. Liquid Phase Bonding of 316L Stainless Steel to AZ31 Magnesium Alloy. *Materials Science Technology*, 27, 1, 22-28.

Fernandus M., Senthilkumar T., Balasubramanian V., 2011. Developing Temperature–Time and Pressure–Time diagrams for diffusion bonding AZ80 magnesium and AA6061 aluminum alloys. *Materials and Design*, 32, 1651–1656.

https://www.nickelinstitute.org/~Media/Files/TechnicalLiterature/High_TemperatureCharacteristicsofStainlessSteel_9004_.pdf

Katoh K., Asahina T., Tokisue H., 1995. Mechanical properties of friction welded joints of AZ31 magnesium alloy to 1050 aluminum, *J. japan Inst. light Met.* 45.

Kumar S, Kumar R, Singla YK., 2012. To study the mechanical behaviour of friction welding of aluminium alloy and mild steel. *Int J Mech Eng Rob Res.*1(3), 43–50.

Kurt B., 2007. The interface morphology of diffusion bonded dissimilar stainless steel and medium carbon steel couples. *Journal of Materials Processing Technology.* 190, 38–143.

Lee WB, Yeon YM, Kim DU, Jung SB., 2003. Effect of friction welding parameters on mechanical and metallurgical properties of aluminium alloy 5052-A36 steel joint. *Mater Sci Technol*, 19, 773–778.

Lee WB, Kim YJ, Jung SB., 2004. Effects of copper insert layer on the properties of friction welded joints between TiAl and AISI 4140 structural steel. *Intermetallics*, 12, 671-678.

Liang Z., Qin G., Wang L., 2015. Microstructural characterization and mechanical properties of dissimilar friction welding of 1060 aluminum to AZ31B magnesium alloy, *Mater. Sci. Eng. A* 645, 170-180.

Meshinchi K., 2011. Improving the Properties of Magnesium Alloys for High Temperature Applications, *Magnesium Alloys - Design, Processing and Properties*, 269.

Özdemir N., 2005. Investigation of the mechanical properties of friction-welded joints between AISI 304L and AISI 4340 steel as a function rotational speed. *Materials Letter*, 59, 2504-2509.

Satyanarayana V.V., Reddy G.M, Mohandas T., 2005 Dissimilar metal friction welding of austenitic–ferritic stainless steels. *Journal of Materials Processing Technology*. 160, 128–137.

Singh K., Singh G., and Singh H., 2016. Friction Stir Welding of Magnesium Alloys A Review, *Asian Review of Mechanical Engineering*, 5, 1, 5-8.

Sketchley PD, Threadgill PL, Wright IG., 2002. Rotary friction welding of an Fe₃Al based ODS alloy. *Material Science Engineering*, A329, 756- 762.

Sun DQ, Gu XY, Liu WH, 2005. Transient liquid phase bonding of magnesium alloy (Mg–3Al–1Zn) using aluminum interlayer. *Materials Science and Engineering*, A 391, 29–33.

Stephen D. Cramer and Bernard S. Covino, 1999. Properties, and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys. ASM Handbook, E-Publishing Inc. 1–2.

Yilmaz M, Çöl M, Acet M., 2003. Interface properties of aluminum/steel friction-welded components. *Mater Charact.*, 49, 421–429.

Wei Y. Li J. Xiong J. Huang F. , 2012. Microstructures and mechanical properties of magnesium alloy and stainless steel welding joint made by friction stir lap welding. *Materials & Design*, 33, 111-114.