



Effect of welding travel speed and post-weld artificial aging on the mechanical and microstructural properties of friction stir welded AA6063-T6 aluminum alloy

Halil Ulupınar^{1,2*}, Yiğit Güller¹

¹Çuhadaroglu Metal Industry and Marketing Inc., R&D Center, 34524, İstanbul, Türkiye

²Department of Metallurgical and Materials Engineering, Institute of Pure and Applied Sciences, Marmara University, 34722, İstanbul, Türkiye

Highlights:

- Effect of welding speed and post-weld artificial aging
- Mechanical and microstructural evolution in weld region
- Transition from ductile to brittle fracture

Keywords:

- Friction stir welding
- Artificial aging
- Mechanical properties
- Microstructure
- Precipitation hardening

Article Info:

Research Article

Received: 25.11.2025

Accepted: 07.06.2026

DOI:

10.17341/gazimmfd.1822533

Acknowledgement:

This research was supported by Çuhadaroglu Metal Industry and Marketing Inc. (Project Code: AGTMPR140083)

Correspondence:

Author: Halil Ulupınar
e-mail: halil_ulupinar@cuhadaroglu.com
phone: +90 212 224 2020-262

Graphical/Tabular Abstract

This study utilized Friction Stir Welding (FSW) and Post-Weld Artificial Aging (PWAA) to join AA6063-T6 aluminum alloys. Figure A provides a graphical summary of the experimental workflow, illustrating the path from the initial welding and heat treatment processes to the subsequent material characterization used to evaluate the joint properties, including mechanical testing (tensile, microhardness) and microstructural analysis (fractography, microscopy).

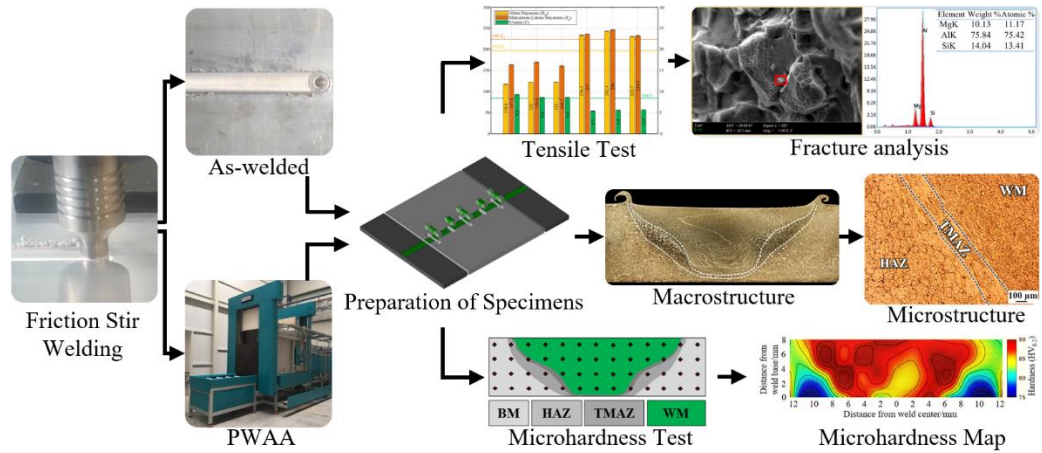


Figure A. Experimental workflow illustrating the main stages of the study

Purpose: This study investigated the effects of welding travel speed and PWAA on the mechanical and microstructural properties of 7.75 mm thick AA6063-T6 aluminum alloys joined by friction stir welding.

Theory and Methods: AA6063-T6 plates were joined using FSW at a constant 1000 rpm rotation speed and three different travel speeds (200, 300, and 500 mm/min). Half of the specimens were subsequently subjected to a PWAA treatment at 180 °C for 8 hours. The resulting joints were characterized using tensile tests, Vickers microhardness mapping, optical microscopy, and fractographic analysis via scanning electron microscopy (SEM) and energy-dispersive spectroscopy (EDS).

Results: As-welded joints exhibited significant softening in the heat-affected zone (HAZ), resulting in a characteristic W-shaped hardness profile. PWAA successfully eliminated this softening and achieved a considerable improvement in mechanical properties. The optimum parameters were found to be a 300 mm/min travel speed followed by PWAA, which achieved a tensile strength of 244.0 MPa and a joint efficiency of 108.8%, surpassing the base metal's strength. This strength increase was attributed to the fine reprecipitation of Mg₂Si phases, though it was accompanied by a decrease in ductility and a shift in the fracture mechanism from ductile to intergranular brittle fracture.

Conclusion: The interaction between FSW travel speed and the artificial aging process is decisive for the final performance of the joints. An appropriate process route, specifically combining a 300 mm/min travel speed with PWAA, can produce welded joints with strength superior to that of the base metal. The PWAA treatment effectively recovers and enhances joint strength by activating precipitation hardening mechanisms. However, this optimization in strength occurs at the expense of reduced ductility and a transition toward a brittle fracture mode, highlighting a critical trade-off in the post-weld processing of this alloy.



Sürtünme karıştırma kaynağı ile birleştirilen AA6063-T6 alüminyum alaşımlarında kaynak hızı ve kaynak sonrası yapay yaşlandırmanın mekanik ve mikroyapısal özelliklere etkisi

Halil Ulupınar^{1,2*}, Yiğit Güller¹

¹Çuhadaroğlu Metal Sanayi ve Pazarlama A.Ş., Ar-Ge Merkezi, 34524, İstanbul, Türkiye

²Marmara Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü, 34722, İstanbul, Türkiye

Ö N E Ç İ K A N L A R

- SKK ilerleme hızı ve kaynak sonrası yapay yaşlandırmanın etkisi
- Kaynak bölgesindeki mekanik ve mikroyapısal evrim
- Kırık yüzey analizi

Makale Bilgileri

Araştırma Makalesi
Geliş: 25.11.2025
Kabul: 07.06.2026

DOI:

10.17341/gazimmfd.1822533

Anahtar Kelimeler:

Sürtünme karıştırma kaynağı,
yapay yaşlandırma, mekanik özellikler, mikroyapı, çökelti sertleşmesi

ÖZ

Bu çalışma, sürtünme karıştırma kaynağı (SKK) ile birleştirilen AA6063-T6 alüminyum alaşımında, farklı ilerleme hızlarına bağlı ısı girdisi değişimlerinin kaynak sonrası yapay yaşlandırma ile mekanik performans üzerindeki etkisini nicel olarak ortaya koymayı amaçlamaktadır. Deneysel çalışmalarda AA6063-T6 lamalar, sabit 1000 dev/dak takım dönme hızında ve 200, 300 ve 500 mm/dak ilerleme hızlarında SKK yöntemiyle birleştirilmiş; numunelerin bir kısmına 180 °C'de 8 saat süreyle yapay yaşlandırma uygulanmıştır. Birleştirmelerin mekanik ve mikroyapısal karakterizasyonu çekme testleri, mikrosertlik haritalamaları, optik mikroskopi ve taramalı elektron mikroskobu analizleri ile gerçekleştirilmiştir. İlerleme hızının artmasıyla kök bölgesindeki kusur boyutunun doğrusal biçimde arttığı ve yaklaşık 647 µm'den 1044 µm'ye ulaştığı belirlenmiştir. Kaynaklı durumdaki numunelerde kaynak verimliliği %72,2-%75,2 aralığında kalırken, yapay yaşlandırma sonrasında tüm parametre setlerinde verimlilik %100'ün üzerine çıkmıştır. En yüksek performans, 300 mm/dak ilerleme hızında elde edilen ve 244,0 MPa çekme dayanımı ile %108,8 kaynak verimliliği gösteren numune gözlenmiştir. Bununla birlikte, mukavemet artışına paralel olarak ortalama %33 oranında süneklik kaybı meydana gelmiştir. Elde edilen bulgular, uygun kaynak parametreleri ve kontrollü yapay yaşlandırma kombinasyonu ile ısı girdisi farklılıklarından kaynaklanan mekanik performans kayıplarının büyük ölçüde telafi edilebildiğini göstererek, SKK birleştirmelerinin endüstriyel uygulamalardaki güvenilirliğini artırmaya yönelik önemli bir potansiyel sunmaktadır.

Effect of welding travel speed and post-weld artificial aging on the mechanical and microstructural properties of friction stir welded AA6063-T6 aluminum alloy

H I G H L I G H T S

- Effect of FSW travel speed and post-weld artificial aging
- Mechanical and microstructural evolution in the weld region
- Fracture surface analysis

Article Info

Research Article
Received: 25.11.2025
Accepted: 07.06.2026

DOI:

10.17341/gazimmfd.1822533

Keywords:

Friction stir welding,
artificial aging,
mechanical properties,
microstructure,
precipitation hardening

ABSTRACT

This study aims to quantitatively evaluate the effect of heat input variations associated with different travel speeds on the mechanical performance of friction stir welded AA6063-T6 aluminum alloy after post-weld artificially aged. In the experimental program, AA6063-T6 plates were joined by friction stir welding at a constant tool rotational speed of 1000 rpm and travel speeds of 200, 300, and 500 mm/min. A subset of the specimens was subjected to artificial aging at 180 °C for 8 h. Mechanical and microstructural characterizations were performed using tensile testing, microhardness mapping, optical microscopy, and scanning electron microscopy. The results revealed a linear increase in root defect size from approximately 647 µm to 1044 µm with increasing travel speed. In the as-welded condition, joint efficiencies ranged between 72.2% and 75.2%, whereas after artificial aging all conditions exceeded 100% efficiency. The optimum performance was achieved at a travel speed of 300 mm/min, yielding a tensile strength of 244.0 MPa and a joint efficiency of 108.8%. However, the strength improvement was accompanied by an average ductility reduction of 33%. The findings demonstrate that an appropriate combination of welding parameters and controlled artificial aging can effectively compensate for heat-input-related mechanical performance losses, thereby enhancing the structural reliability of friction stir welded joints in industrial applications.

1. Giriş (Introduction)

Alüminyum ve alaşımları, sahip oldukları yüksek mukavemet/ağırlık oranı, korozyon direnci ve ısıl iletkenlik gibi üstün özellikler sayesinde havacılık, otomotiv ve denizcilik gibi ileri mühendislik alanlarında stratejik öneme sahip yapısal malzemeler olarak yaygın şekilde kullanılmaktadır [1]. Bu alaşımlar arasında yer alan ısıl işlemle sertleştirilebilen 6xxx serisi (Al-Mg-Si) alüminyum alaşımları, iyi şekillendirilebilirlik, ekstrüzyon kabiliyeti ve kaynaklanabilirlikleri ile öne çıkmaktadır [2]. Bu serideki alaşımların mukavemetinin, temel olarak yaşlandırma ısıl işlemiyle matris içerisinde ince ve homojen bir şekilde dağılan, dislokasyon hareketlerini etkin bir şekilde engelleyen iğnemi yapı β'' -Mg₂Si çöktelti ile sağlandığı bilinmektedir [3, 4]. Ancak, geleneksel ergitme kaynak yöntemlerinin bu alaşımlara uygulanması durumunda, yüksek ısı girdisi nedeniyle kaynak bölgesinde ciddi ve geri döndürülemez mikroyapısal bozulmaların meydana geldiği rapor edilmiştir [5, 6]. Kaynak termal döngüsü sırasında bu mukavemetlendirici çökteltilerin çözündüğü veya kabalaşarak etkinliklerini yitirdiği, bu durumun da birleştirme bölgesinde, özellikle ısıdan etkilenmiş bölgede (ITAB), belirgin bir yumuşamaya ve mekanik özelliklerde kayda değer bir kayba yol açtığı bilinmektedir [7]. Ayrıca, ergitme ve katılaşma süreçlerinin, sıcak yırtılma, gözeneklilik ve kırılgan taneler arası ötektik fazların oluşumu gibi kusurlara yol açarak birleştirme güvenilirliğini tehlikeye attığı belirtilmektedir [8].

Bu sorunların üstesinden gelmek amacıyla geliştirilen Sürtünme Karıştırma Kaynağı (SKK), katı halde bir birleştirme yöntemi olarak geleneksel ergitme kaynaklarına kıyasla devrim niteliğinde avantajlara sahip olduğu literatürde geniş yer bulmuştur [9]. Malzemenin ergime sıcaklığının altında, yoğun plastik deformasyon ve sürtünme ısı ile birleştirilmesi sayesinde, katılaşma çatlaması, gözeneklilik ve artık gerilmeler gibi birçok kaynak hatasının etkin bir şekilde minimize edildiği görülmektedir [10]. SKK işlemi ile karıştırma bölgesinde dinamik yeniden kristalleşme yoluyla oldukça ince ve eş eksenli bir tane yapısının oluştuğu ve bunun potansiyel bir mukavemet artışı sağladığı anlaşılmaktadır [11]. Bununla birlikte SKK işlemi sırasında oluşan termal etkinin, ısıl işlem görebilen alaşımlarda çökteltilerin kısmen çözünmesine veya kabalaşmasına neden olarak, esas metale kıyasla daha düşük sertliğe sahip bölgeler oluşturduğu da bir gerçektir. Bu durum, kaynak kesiti boyunca karakteristik bir “W” şeklinde sertlik profili ile kendini göstermektedir. Bu profilde en düşük sertlik değerlerinin, genellikle çökteltilerin en fazla kabalaştığı ITAB bölgesinde ölçüldüğü raporlanmıştır [12, 4]. Bu sertlik düşüşü, kaynaklı birleştirmelerin yük taşıma kapasitesini ve mekanik performansını sınırlayan temel bir faktör olmaya devam etmektedir.

Konuyla ilgili temel mekanizmaların irdelendiği çalışmalarda, araştırmacılar doğrudan mikroyapısal dönüşüm ve mekanik kayıplar arasındaki ilişkiye odaklanmışlardır. Sato vd. [13], AA6063 alaşımı üzerine yaptıkları çalışmada, kaynak döngüsü sırasındaki pik sıcaklığın 402 °C değerini aşması durumunda güçlendirici çökteltilerin tamamen çözündüğünü, bu sıcaklığın altında ise çöktelti yoğunluğunun azaldığını termal simülasyonlarla kanıtlamışlardır. Aynı araştırmacılar, 4 mm kalınlığındaki 6063-T5 alüminyum alaşım levhalar üzerine yürüttükleri devam çalışmasında, 15 mm omuz çapına sahip bir takım ve 600 mm/dak takım ilerleme hızı kullanılarak SKK işlemi gerçekleştirmiş ve farklı ısıl işlemlerin yerel çekme özellikleri üzerindeki etkilerini incelemiştir [14]. Çalışmada, kaynaklı numunelere sadece 175 °C sıcaklıkta 12 saat süreyle yaşlandırma işlemi ve 530 °C sıcaklıkta 1 saat çözeltiye alma işlemini takiben aynı parametrelerde yaşlandırma prosedürü uygulanmıştır. Elde edilen sonuçlar, kaynak halindeki numunelerin sertlik ve dayanım

değerlerinin esas metale kıyasla belirgin şekilde düşük olduğunu, ancak uygulanan kaynak sonrası ısıl işlemlerin sertlik dağılımını homojen hale getirerek dayanımı esas metal seviyesine geri kazandığını göstermiştir. Farklı alaşım sistemlerinde takım geometrisinin optimizasyonuna odaklanan Elangovan vd. [15], AA6061 alüminyum alaşımının birleştirilmesinde düz silindirik, konik, dişli, üçgen ve kare olmak üzere beş farklı pim profilinin kaynak bölgesi oluşumuna etkisini incelemiştir. 1200 dev/dak dönme hızı ve 75 mm/dak sabit ilerleme hızı parametrelerinde gerçekleştirilen çalışmada, kare pim profilinin diğer geometrilere kıyasla daha etkin bir malzeme akışı sağlayarak kusursuz birleştirmeler ürettiği tespit edilmiştir. Yazarlar, kare pim profili kullanılarak elde edilen kaynak bölgesinin en ince tane yapısına ve en yüksek çekme dayanımına sahip olduğunu; bu durumun pim geometrisinin sağladığı dinamik/statik hacim oranı ve titreşimli karıştırma etkisi ile ilişkili olduğunu rapor etmişlerdir. Benzer şekilde, maliyet etkin bir yöntem olan dik açılı sürtünme karıştırma kaynağı üzerine çalışan Momeni vd. [16], AA6061-T6 alaşımının birleştirilmesinde kaynak sonrası ısıl işlem etkilerini incelemiştir. Optimize edilmiş parametrelerle gerçekleştirilen yaşlandırma işleminin, mikrosertlik değerlerini ve çekme dayanımını önemli ölçüde geri kazandığını, bu iyileşmenin matris içindeki çöktelti dağılımının homojenleşmesiyle sağlandığını belirtmişlerdir. Öte yandan, kaynak kusurlarının ısıl işlemle giderilebilirliği üzerine çalışan Tao vd. [17], SKK ile birleştirilen 2xxx serisi alaşımlarda karakteristik zikzak oksit hattı kusurunun kaynak sonrası yaşlandırma davranışını irdemişlerdir. Çalışma bulguları, yapay yaşlandırma işleminin matris içerisindeki çökteltiye güçlendirdiğini, ancak oksit kaynaklı hattı tamamen ortadan kaldıramadığını, yine de bu hattın çevresindeki mikro gözenekleri azaltarak çatlak ilerleme direncini kısmen iyileştirdiğini ortaya koymuştur. AA2014 alaşımında yapay yaşlandırmanın mikroyapısal davranışa etkisini inceleyen Nova Ajay Joseph vd. [18] ise yaşlandırma işleminin bindirme-makaslama dayanımını artırdığını gözlemlemişlerdir. Çalışmada, bu artışın ince taneli yapının oluşumu ve tane sınırlarının güçlenmesiyle ilişkili olduğu vurgulanmıştır. Yaşlandırma tipinin etkinliği üzerine odaklanan Toktaş vd. [19], 3,70 mm kalınlığındaki AA6063 alaşımına uygulanan 185 °C’de 7 saat yapay yaşlandırma işleminin etkinliğini 70 gün süren doğal yaşlandırma süreci ile kıyaslamıştır. Çalışma sonucunda, yapay yaşlandırma uygulanan numunelerde sertlik değerlerinin esas metal seviyesine yaklaştığı, ancak bu sertlik artışının malzemenin sünekliliğinde bir miktar azalmaya yol açtığı belirlenmiştir. Farklı bir kaynak yöntemi olan bobin uçlu sürtünme karıştırma kaynağı ile birleştirilen AA6082-T6 alaşımını inceleyen Li vd. [20], doğal ve yapay yaşlandırma süreçlerinin mekanik performansa etkilerini karşılaştırmışlardır. Yapılan testler sonucunda, 175 °C’de 8 saat yapay yaşlandırma uygulanan numunelerin, doğal yaşlandırma sürecine kıyasla mukavemet artırıcı çökteltilerin daha etkin formasyonu sayesinde belirgin şekilde daha yüksek sertlik ve çekme dayanımı sergilediğini rapor etmişlerdir. Benzer bir yaklaşımla Saravanan vd. [21], AA6063 ve A319 alaşımlarını 800, 1000 ve 1200 dev/dak dönme hızları ve sabit 60 mm/dak ilerleme hızı parametreleri ile birleştirmişlerdir. Araştırmacılar, kaynaklı numunelere 540 °C’de 12 saat çözeltiye alma ve takiben 155 °C’de 6 saat yaşlandırma işlemi uyguladıklarında, korozyon direncinde ve mekanik özelliklerde, işlem görmemiş numunelere kıyasla belirgin bir iyileşme elde etmişlerdir. Süreç parametrelerinin yaşlandırma kinetiğine etkisini irdileyen Imam vd. [22] AA6063-T4 alaşımı üzerinde yürüttükleri çalışmada 8640 saate varan doğal yaşlandırma sürelerini incelemiştir. Çalışma sonucunda, yüksek devir hızlarında artan ısı girdisiyle birlikte oluşan aşırı doymuş boşlukların, doğal yaşlandırma sırasındaki sertlik artış hızını yükselttiğini, ancak Mg-Si kümelerinin oluşumuyla sünekliliğin azaldığını ve plastik akışta süresizliklerin meydana geldiğini rapor etmişlerdir. Öte yandan, ısıl işlem uygulamaları her koşulda mutlak bir iyileştirme

sağlamayabilmektedir. Baghdadi vd. [23], Al-Mg-Si alaşımlarında yapılan kaynak sonrası ısıt işlemlerin, özellikle yüksek ısı girdisine maruz kalan bölgelerde anormal tane büyümesi riskini tetiklediğini tespit etmişlerdir. Yazarlar, bu mikroyapısal bozulmanın, sertlik değerleri artsa dahi malzemenin tokluğunda ve yorulma direncinde ciddi kayıplara yol açabildiğini rapor ederek parametre optimizasyonunun önemini vurgulamışlardır. Yakın tarihli bir çalışmada ise Abolusoro vd. [24], kaynak parametreleri ve takip eden ısıt işlemin, mekanik özellikler ile birlikte korozyon davranışı üzerindeki birleşik etkisini inceleyerek, optimum yaşlandırma koşullarının malzemenin servis ömrünü uzattığını belirtmişlerdir. Mevcut literatürde kaynak sonrası yapay yaşlandırmanın SKK birleştirmelerinin mukavemetini artırdığı genel kabul görse de, çalışmalar genellikle tekil parametre setlerine veya sadece kusursuz numunelerin iyileştirilmesine odaklanmıştır. Ancak, farklı ısı girdisi koşullarının yarattığı mikroyapısal geçişin, özellikle kök bölgesinde oluşabilecek olası nüfuziyet hataları ile etkileşim halinde, standart bir yapay yaşlandırma prosedürüne nasıl yanıt verdiğini bütüncül bir yaklaşımla ele alan çalışmalar sınırlıdır. Bu çalışmayı mevcut literatürden ayıran temel özgünlük; sadece ideal kaynak koşullarını değil, farklı ilerleme hızlarına bağlı ısı girdisi değişimlerinin ve bu değişimlerin neden olduğu potansiyel kök hatalarının, kaynak sonrası standart bir yapay yaşlandırma işlemiyle ne ölçüde telafi edilebildiğini nicel verilerle ortaya koymasındır.

Bu çalışmada, endüstride yaygın kullanım alanına sahip AA6063-T6 alüminyum alaşımının farklı ilerleme hızlarında SKK yöntemi ile birleştirilmesi sonrasında ortaya çıkan mikroyapısal ve mekanik değişimler sistematik olarak incelenmiş; ayrıca uygulanan standart yapay yaşlandırma işleminin bu değişimler üzerindeki iyileştirici etkisi nicel verilerle değerlendirilmiştir. Özellikle farklı ısı girdisi seviyelerinin kaynak kesiti boyunca oluşturduğu mikroyapısal heterojenliklerin ve kök bölgesinde ortaya çıkabilecek olası nüfuziyet kusurlarının yaşlandırma sonrası mekanik performansa nasıl yansıdığı bütüncül bir yaklaşımla ele alınmıştır. Kaynak bölgelerindeki mikroyapısal evrim optik mikroskopi ve taramalı elektron mikroskobu analizleri ile karakterize edilmiş; mekanik davranış sertlik haritaları ve çekme testleri aracılığıyla belirlenmiştir. Ayrıca, çekme testi sonrasında oluşan kırık yüzeyler taramalı elektron mikroskobu (SEM) kullanılarak incelenmiş ve kırılma mekanizmaları mikroyapısal bulgularla ilişkilendirilmiştir. Böylece, ısı girdisi-mikroyapı-mekanik özellik ilişkisi çerçevesinde, kaynak sonrası

yapay yaşlandırmanın yalnızca sertlik geri kazanımı üzerindeki etkisi değil, aynı zamanda olası kök hatalarının ve kırılma karakteristiğinin mekanik performans üzerindeki belirleyici rolü de değerlendirilmiştir. Elde edilen bulguların, farklı proses parametreleri altında üretilen SKK birleştirmelerinin endüstriyel servis koşullarındaki güvenilirliğinin ve yük taşıma kapasitesinin optimize edilmesine yönelik bilimsel ve uygulamaya dönük katkı sağlaması hedeflenmektedir.

2. Deneysel Metot (Experimental Method)

2.1. Malzeme (Material)

Bu çalışmada esas metal (EM) olarak ekstrüzyon yöntemi ile üretilen 7,75 mm kalınlığındaki AA6063-T6 lamaları kullanılmıştır. Lamalar tel erozyon yöntemi ile 150 × 400 mm ebatlarında kesilerek SKK prosesi için hazır hale getirilmiştir. Alaşımın elemental analizi optik emisyon spektrometresi (OES) cihazı kullanılarak belirlenmiştir. Çalışmada kullanılan alaşımın kimyasal kompozisyonu ve mekanik özellikleri Tablo 1’de sunulmuştur.

2.2. Sürtünme Karıştırma Kaynağı (Friction Stir Welding)

Deneysel çalışmalarda kullanılan SKK makinesi, deney düzeneği ve takım geometrisi Şekil 1’de genel hatlarıyla sunulmuştur. Şekil 1a’da görülen Gantry tipi FSW-LM-BM16-2D (Beijing FSW Technology Co., Ltd.) cihazının iş miline entegre edilmiş yüksek hassasiyetli yük hücresi, proses boyunca takımın malzeme üzerine uyguladığı aksel kuvveti anlık olarak dijital kontrol paneline aktarmış ve veriler sistematik olarak kaydedilmiştir. Birleştirme işlemlerinin gerçekleştirildiği fikstür düzeneği Şekil 1b’de yer almaktadır. Kaynak öncesinde yüzey kontaminasyonunu önlemek amacıyla alüminyum lamalar etanol ile temizlenmiş ve işlem sırasında oluşabilecek vibrasyonu engellemek için numuneler fikstür üzerine rijit bir şekilde sabitlenmiştir. Kullanılan karıştırıcı uç geometrik detayları Şekil 1c’de sunulmuştur. 55 HRC sertliğe sahip H13 sıcak iş takım çeliğinden imal edilen takım; 18 mm omuz çapına, 9 mm pim taban çapına ve 7,5 mm pim uzunluğuna sahip *triflute* konik profilindedir. Malzeme akışını optimize etmek amacıyla takımın dönme yönü saatin tersi yönünde ayarlanmış; işlem boyunca takım eğim açısı 3° ve dalma derinliği 0,1 mm sabit tutulmuştur. Termal stabiliteyi sağlamak adına başlangıçta 5 saniye, bitiş boşluğunu önlemek için ise işlemin sonunda 3 saniye bekleme süresi uygulanmıştır.

Tablo 1. AA6063-T6 alüminyum alaşımının kimyasal kompozisyonu ve mekanik özellikleri
(Chemical composition and mechanical properties of AA6063-T6 aluminum alloy)

Malzeme	Kimyasal kompozisyon (ağ%)									Mekanik özellikler			
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al	YS (MPa)	UTS (MPa)	EL. (%)	HV _{0,2}
AA6063-T6	0,459	0,124	0,001	0,005	0,511	0,002	0,002	0,020	Kal.	196,3	224,3	8,4	81,1



Şekil 1. SKK deney platformu ve süreci, a) SKK makinesi, b) Fikstür düzeneği, c) Karıştırıcı uç geometrisi ve ölçüleri
(FSW experimental platform and process: a) FSW machine, b) welding experimental setup, c) stir tool geometry and dimensions)

Kaynak işlemleri, CNC tezgâh tablası üzerinde ekstrüzyon yönüne paralel konumlandırılan lamalar üzerinde, alın altına birleştirme konfigürasyonunda gerçekleştirilmiştir. Tüm deneylerde takım dönme hızı 1000 dev/dak olarak sabit tutulmuş ve kaynak ilerleme hızı 200, 300 ve 500 mm/dak olmak üzere üç farklı seviyede uygulanmıştır. Deneysel çalışmada kullanılan numunelere ait kaynak parametreleri ile kaynak sonrası ısıtım durumları Tablo 2’de sunulmaktadır. Parametre aralığı, 6xxx serisi alüminyum alaşımlarına yönelik literatür verileri, ön deneysel çalışmalar ve Zhao vd. [25] tarafından tanımlanan stabil işlem penceresi dikkate alınarak belirlenmiştir. Elde edilen eksenel kuvvet değerleri incelendiğinde, ilerleme hızındaki artışa paralel olarak kuvvetin sistematik biçimde yükseldiği görülmektedir. Çalışmada konum kontrollü kaynak yöntemi benimsendiğinden, eksenel kuvvet bağımsız bir proses parametresi olarak tanımlanmamış ve sabit dalma derinliğinin korunabilmesi için makine tarafından üretilen reaksiyon kuvveti olarak ölçülmüştür. İlerleme hızının artması birim uzunluk başına düşen ısı girdisini azaltmakta, bu durum malzemenin termal yumuşama kapasitesini sınırlayarak akış gerilmesini artırmaktadır. Artan plastik deformasyon direnci karşısında sistem, takım konumunu sabit tutabilmek amacıyla daha yüksek reaksiyonel eksenel kuvvet üretmiştir. Benzer şekilde Sivabalan vd. [26], AA6063 alaşımı üzerinde gerçekleştirdikleri çalışmada eksenel kuvvetin ısı girdisi, malzeme plastikleşmesi ve dolayısıyla mikroyapı evrimi ile mekanik özellikler üzerindeki belirleyici rolünü vurgulamışlardır. Bu bağlamda, mevcut çalışmada ölçülen eksenel kuvvet değişimleri, farklı ilerleme hızlarının oluşturduğu termomekanik koşulların dolaylı bir göstergesi olarak değerlendirilmiştir.

2.3. Kaynak Sonrası Yapay Yaşlandırma Uygulaması (Post-Weld Artificial Aging Treatment)

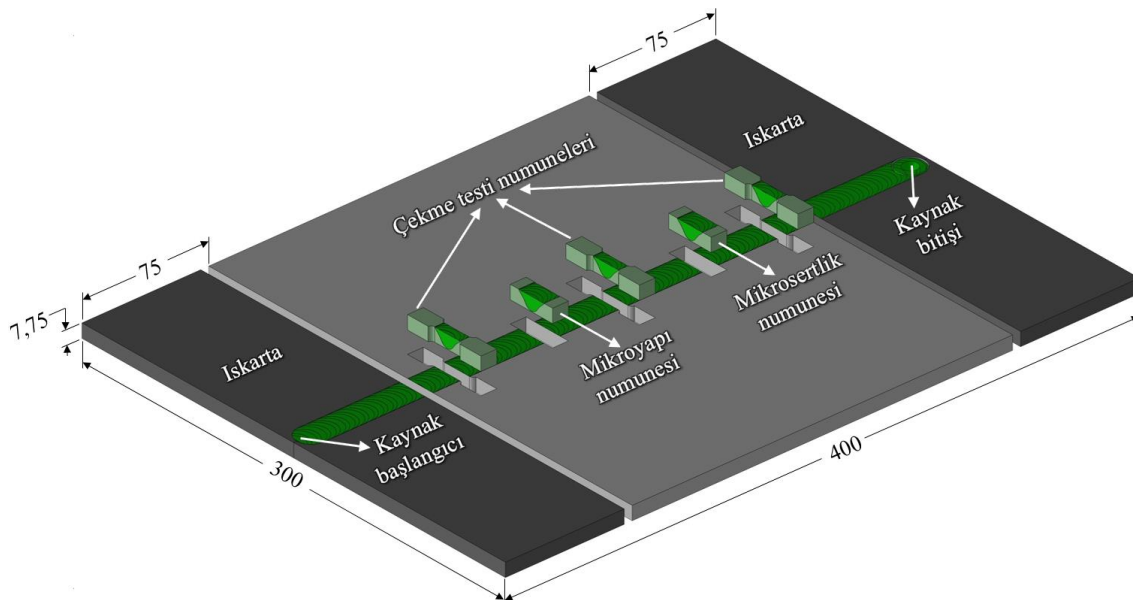
Her bir kaynak parametresi için iki adet numune üretilmiş ve numunelerden biri kaynak sonrası yapay yaşlandırma işlemine tabi tutulmuştur. Yapay yaşlandırma işlemi, kontrollü atmosfer koşullarında 180 °C sıcaklıkta 8 saat süreyle gerçekleştirilmiş, işlem sonunda numuneler ortam havasında soğutulmuştur. Isıl işlem uygulamaları, elektrikli ısıtma sistemine sahip endüstriyel bir yaşlandırma fırınında gerçekleştirilmiştir. İşlem süresince fırın içi sıcaklık dağılımının homojenliğini sağlamak amacıyla numuneler fırın hacmi içerisinde eşit aralıklarla konumlandırılmıştır. Bu uygulama ile tüm numunelerin benzer termal çevrime maruz kalması ve deneysel tekrarlanabilirliğin artırılması hedeflenmiştir.

2.4. Numunelerin Hazırlığı (Preparation of Specimens)

Kaynak işlemleri ve yapay yaşlandırma sonrasında gerçekleştirilecek mekanik testler ve mikroyapısal karakterizasyon çalışmaları için gerekli numuneler, kaynak yönüne dik doğrultuda kesilmiştir. Kesme işlemleri, termal etkisiz kesim olanağı sağlayan, konsol tipli ve 4150 bar yüksek basınç pompalı su jeti kesme sistemi ile gerçekleştirilmiştir. Bu yöntem soğuk bir proses olması sayesinde, kesme sırasında oluşabilecek ısı etkilerden kaynaklanan yanma, erime, yüzey sertleşmesi veya şekil bozulması gibi olası mikroyapısal değişimleri engellemektedir. Kaynak bölgesinde oluşabilecek uç bölge kusurlarının deneysel sonuçlara etkisini en aza indirmek amacıyla, her iki uçtan 75 mm’lik alanlar ıskartaya ayrılmıştır.

Tablo 2. Deneysel çalışmada kullanılan numunelere ait kaynak parametreleri ve ısıtım işlem durumu (Welding parameters and heat treatment condition of the samples used in the experimental study)

Numune kodu	Dönme hızı (dev/dak)	Takım ilerleme hızı (mm/dak)	Baskı kuvveti (kN)	Takım açısı (°)	Durum
1000-200-2,6	1000	200	2,6	3	Kaynaklı
1000-300-3,0	1000	300	3,0	3	Kaynaklı
1000-500-3,5	1000	500	3,5	3	Kaynaklı
1000-200-2,6-YY	1000	200	2,6	3	Kaynak sonrası yapay yaşlandırma
1000-300-3,0-YY	1000	300	3,0	3	Kaynak sonrası yapay yaşlandırma
1000-500-3,5-YY	1000	500	3,5	3	Kaynak sonrası yapay yaşlandırma



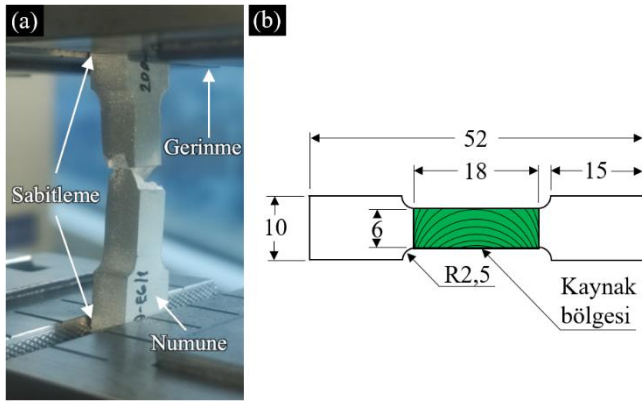
Şekil 2. Çekme testi, mikroyapı ve mikrosertlik numunelerinin ve ıskarta bölgelerinin konumlandırılması ve şematik gösterimi (Positioning and schematic illustration of tensile test, microstructure, and microhardness samples and discard regions)

Deneysel verilerin tekrarlanabilirliği ve karşılaştırılabilirliğini sağlamak amacıyla numuneler kaynaklı birleşimin kararlı bölgesinden alınmıştır. Çekme testi, mikrosertlik ölçümü ve mikroyapı incelemeleri için alınan kesitlerin konumlandırılması ve dağılımı Şekil 2’de şematik olarak sunulmaktadır.

2.5. Mekanik Testler (Mechanical Tests)

2.5.1. Çekme testi (Tensile test)

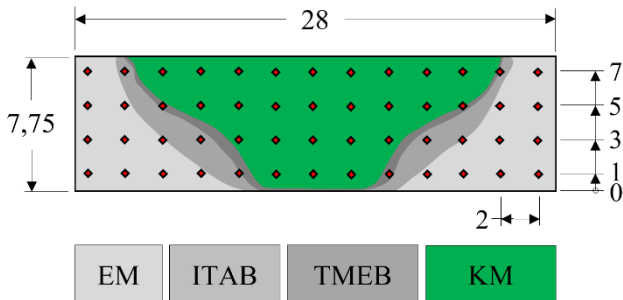
Çekme testleri, ASTM E8/E8M-16a standardına uygun olarak hazırlanan alt boyutlu (sub-size) numuneler kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Her bir kaynak koşulu için üç tekrar test yapılmış, elde edilen sonuçların ortalama değerleri nihai çekme özellikleri olarak rapor edilmiştir. Deneyler oda sıcaklığında ve $8 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ nominal gerinim hızında, Zwick Roell Z020 marka üniversal çekme test cihazı kullanılarak yürütülmüştür. Çekme test düzeneği ile alt boyutlu numunelere ait geometrik ölçüler Şekil 3’te sunulmaktadır. Şekil 3a test düzeneğini, Şekil 3b ise numune boyutlarını göstermektedir.



Şekil 3. Çekme testi süreci a) numunenin sabitlenmesi, b) numune ölçüleri [27] (Tensile test process a) clamping of the specimen, b) specimen dimensions [27])

2.5.2. Mikrosertlik testi (Microhardness test)

Kaynaklı numunelerdeki sertlik dağılımını belirlemek amacıyla Mitutoyo HM210 model mikrosertlik ölçüm cihazı ve 3-Rath VMS görüntüleme ve ölçüm yazılımı kullanılmıştır. Her bir ölçümde 0,2 kgf ($HV_{0,2}$) yük uygulanmış ve yükleme süresi 15 saniye olarak ayarlanmıştır. Ölçümler ASTM E384 standardına uygun olarak gerçekleştirilmiştir. Sertlik ölçümleri KM, TMEB, ITAB ve EM bölgelerini kapsayacak şekilde kaynak kesitine dik doğrultuda gerçekleştirilmiştir. Şekil 4’te ölçüm noktalarının kaynak kesiti üzerindeki konumları şematik olarak gösterilmektedir.



Şekil 4. Mikrosertlik alınan noktaların şematik gösterimi (Schematic illustration of the microhardness measurement points)

Ölçüm noktaları yatay ekseninde 2 mm aralıklarla toplam 13 nokta olacak şekilde düzenlenmiş, bu yatay eksen numune kalınlığı boyunca 1, 3, 5 ve 7 mm yüksekliklerinde tekrar edilerek dört farklı seviyede ölçüm gerçekleştirilmiştir. Böylece her numune için toplam 52 farklı noktada sertlik değeri elde edilmiştir. Elde edilen sertlik verileri MATLAB yazılımı kullanılarak interpolasyon yöntemiyle işlenmiş ve kaynak kesiti boyunca sertlik dağılımı renk skalası kullanılarak yüksek çözünürlüklü haritalar halinde görselleştirilmiştir. Bu yöntem sayesinde farklı ısı girdisi koşullarının oluşturduğu bölgesel sertlik değişimleri bütüncül olarak değerlendirilmiştir.

2.6. Metalografik İncelemeler (Metallographic Examinations)

Çekme testlerinin ardından kırılma mekanizmalarının ayrıntılı olarak değerlendirilmesi amacıyla numunelerin kırık yüzeylerinde fraktografik incelemeler gerçekleştirilmiştir. Kırık yüzey morfolojileri Carl Zeiss EVO MA 10 model SEM kullanılarak analiz edilmiş, çökelti fazlarının kimyasal karakterizasyonu ise SEM sistemine entegre enerji dağılımlı spektroskopi (EDS) dedektörü ile gerçekleştirilmiştir. Kaynaklı numunelerin makroyapısal karakterizasyonu için metalografik hazırlık aşamasında kademeli zımparalama ve mekanik parlatma işlemleri uygulanmıştır. Makroyapı incelemeleri amacıyla numuneler, Flick’s makro dağlayıcı (5 mL HCl, 10 mL HF ve 90 mL H₂O) kullanılarak 30 s süreyle daldırma yöntemiyle dağlanmıştır. Mikroyapı analizlerinde ise Keller reaktifi (2 mL HF, 3 mL HCl, 5 mL HNO₃ ve 190 mL H₂O) tercih edilmiştir. Her iki dağlayıcı için uygun dağlama süreleri ön deneyler ile optimize edilmiştir. Tane sınırları ve mikroyapısal özelliklerin değerlendirilmesi Nikon Epiphot 200 model optik mikroskop kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Mikroyapısal incelemelerin nicel analizi ve ortalama tane boyutunun belirlenmesi aşamasında ImageJ görüntü işleme yazılımı kullanılmıştır. Tane boyutu ölçümleri ASTM E112 standardına uygun olarak doğrusal kesişim yöntemiyle yapılmıştır. Analizlerde kullanılan optik mikrolarların ölçek kalibrasyonu 100 µm referans çubukları esas alınarak sağlanmıştır. Ölçümlerin istatistiksel güvenilirliğini artırmak amacıyla her bir karakteristik bölgeden rastgele seçilen görüntüler üzerinden en az 30 bağımsız doğrusal kesişim hattı kullanılmış ve elde edilen verilerden aritmetik ortalama tane boyutu ile standart sapma değerleri hesaplanmıştır.

3. Sonuçlar ve Tartışmalar (Results and Discussions)

3.1. Yüzey Morfolojileri (Surface Morphologies)

Farklı takım ilerleme hızlarında birleştirilen kaynak durumundaki 1000-200-2,6, 1000-300-3,0 ve 1000-500-3,5 numunelere ait kaynak yüzey morfolojileri Şekil 5’te sunulmuştur. Makroskobik incelemeler, tüm parametre setlerinde birleştirme işleminin başarıyla gerçekleştirildiğini; yüzeyde çatlak, tünel boşluğu veya yetersiz birleşme gibi süreksizliklerin bulunmadığını göstermektedir. Görseller incelendiğinde, kaynak ilerleme hızındaki artışa bağlı olarak birleşim kenarlarındaki çapak oluşumunun belirgin şekilde azaldığı görülmektedir. Bu durum, düşük ilerleme hızlarında birim alana uygulanan yüksek ısı girdisinin malzemeyi aşırı plastikleştirerek omuz altından dışarı taşmasına neden olmasıyla açıklanabilir.

Kaynak yüzeylerinde, takım omzunun dönme ve ilerleme hareketi sonucu oluşan karakteristik yarı dairesel takım izleri gözlemlenmiştir. Bu izlerin periyodik aralığı ilerleme hızı ile doğrudan ilişkilidir. 1000-200-2,6 kodlu numunede, yüksek ısı girdisi ve etkin malzeme karışımı sayesinde oldukça pürüzsüz bir yüzey elde edilmiş olup, takım izleri arasındaki ortalama mesafe 260 µm olarak ölçülmüştür. İlerleme hızı 300 mm/dak’ya çıkarıldığında, ısı girdisindeki kısmi azalmaya paralel olarak yüzey pürüzlülüğünde hafif bir artış meydana gelmiş ve izler arası mesafe 331 µm’ye yükselmiştir. En yüksek ilerleme hızına sahip

1000-500-3,5 numunesinde ise, birim zamandaki takım ilerlemesinin artması nedeniyle yüzey morfolojisi daha kaba bir yapı sergilemektedir. Bu numunede takım izleri arasındaki mesafe belirgin şekilde açılarak 497 μm değerine ulaşmıştır. Teorik olarak, takımın bir tam turunda kat ettiği mesafenin ilerleme hızıyla doğrusal artışı, ölçülen bu değerlerle yüksek uyumluluk göstermektedir. Sonuç olarak, 500 mm/dak ilerleme hızında azalan ısı girdisi ve artan adım mesafesi, malzeme akış homojenliğini azaltarak yüzeyde daha belirgin ve seyrek halka desenlerinin oluşmasına yol açmıştır.

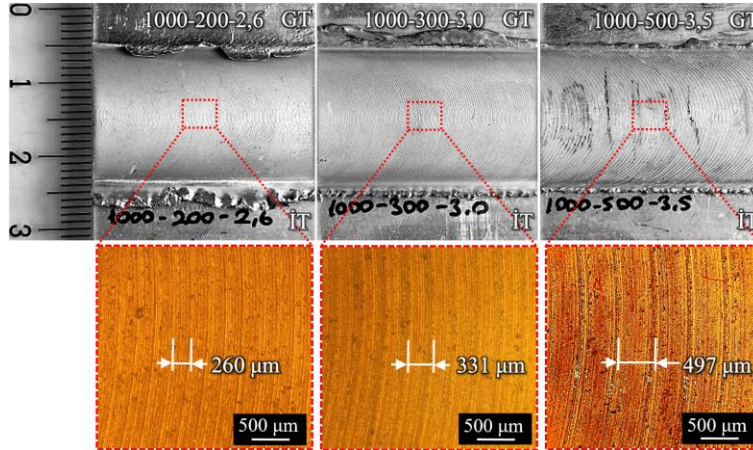
3.2. Makroyapı ve Mikroyapı İncelemeleri (Macro- and Microstructural Examinations)

Kaynaklı birleştirmelerin karakteristik bölgelerini değerlendirmek ve kaynak dikişi içerisindeki olası kusurları tespit etmek amacıyla, kaynak yönüne dik doğrultuda alınan kesitler üzerinde makroyapısal analizler gerçekleştirilmiştir. Şekil 6a-c'de, farklı takım ilerleme hızlarında birleştirilen numunelerin makroyapı görüntüleri sunulmuştur. Buna karşılık, aynı parametrelerde üretildikten sonra yapay yaşlandırma işlemi uygulanan numunelerin kesit makrografları Şekil 6d-f'de gösterilmektedir.

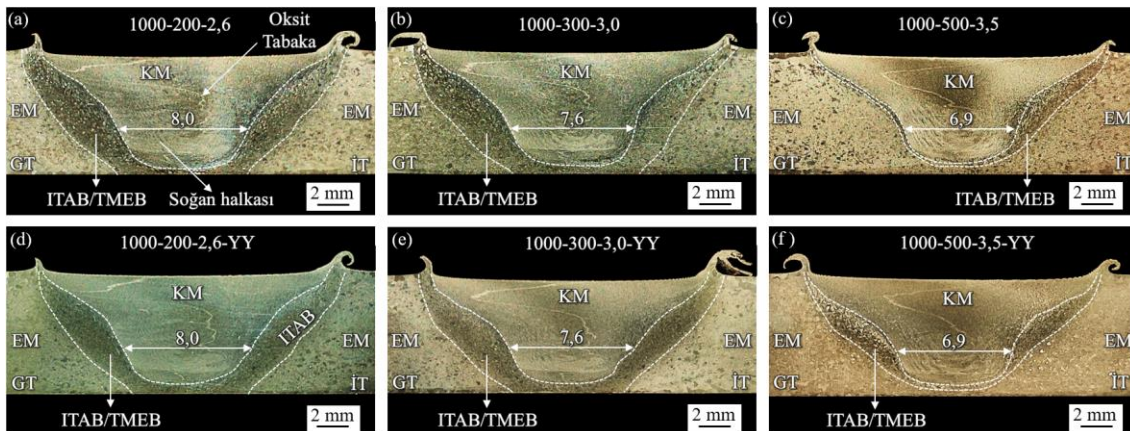
İncelenen tüm numunelerde kaynak bölgesi; ITAB, TMEB ve KM olmak üzere üç temel metalurjik bölgeden meydana gelmektedir. Makroyapısal görüntüler incelendiğinde, karıştırma bölgesinin üst yüzeyde geniş, kök kısmına doğru ise daralan karakteristik bir

trapezoidal geometri sergilediği görülmektedir. Bu geometrik form, dönen takım omzunun iş parçası yüzeyinde oluşturduğu yüksek sürtünme ısısı ve mekanik karıştırma etkisinin, takım ucuna kıyasla üst bölgelerde daha yoğun plastik deformasyon yaratmasından kaynaklanmaktadır. Nitekim Medhi vd. [28] tarafından yapılan çalışmada da belirtildiği üzere, artan ilerleme hızı birim uzunluğa aktarılan ısı girdisini düşürmekte, bu da plastikleşen malzeme hacminin azalmasına ve dolayısıyla karıştırma bölgesinin daralmasına yol açmaktadır. Yapılan ölçümlerde KM genişliği; 200 mm/dak ilerleme hızında 8,0 mm, 300 mm/dak hızda 7,6 mm ve 500 mm/dak hızda 6,9 mm olarak belirlenmiştir. Bu veriler, en yüksek ilerleme hızında en dar kaynak kesitinin elde edildiğini doğrulamaktadır. Ayrıca, kaynak sonrası uygulanan yapay yaşlandırma işleminin, kaynak bölgesinin makroyapısal boyutları ve genel morfolojisi üzerinde gözle görülür bir değişikliğe neden olmadığı anlaşılmaktadır.

Malzeme akış özellikleri incelendiğinde, ilerleme hızının akış çizgilerinin morfolojisi üzerinde belirleyici olduğu görülmektedir. Özellikle 200 mm/dak gibi düşük ilerleme hızlarında (Şekil 6a), yüksek ısı girdisi ve artan malzeme karışım süresi sayesinde, merkezdeki “soğan halkası” desenleri ve “oksit hattı” olarak bilinen akış çizgileri daha geniş aralıklı ve belirgin bir yapı sergilemektedir. Ancak ilerleme hızı 500 mm/dak'ya çıkarıldığında (Şekil 6c), azalan ısı girdisi malzeme akışını kısıtlamış, bu da akış çizgilerinin birbirine yaklaşıp daha sıkışık ve kompakt bir görünüm almasına neden olmuştur. Literatürde, bu tür hatların bazen oksit kalıntıları barındıran



Şekil 5. Farklı takım ilerleme hızlarında birleştirilen numunelerin yüzey morfolojileri
(Surface morphologies of the samples joined at different tool travel speeds)



Şekil 6. Farklı takım ilerleme hızlarının makroyapıları, (a-c) Kaynak durumu, (d-f) Kaynak sonrası yapay yaşlandırma durumu
(Different tool travel speeds and their macrostructures: (a-c) As-welded condition, (d-f) Post-weld artificial aging condition)

kusurlu bölgeler olarak davranabileceği belirtilse de [29], mevcut çalışmadaki makro incelemelerde bu hatlar boyunca sürekliliği bozan herhangi bir çatlak veya hacimsel hataya rastlanmamıştır.

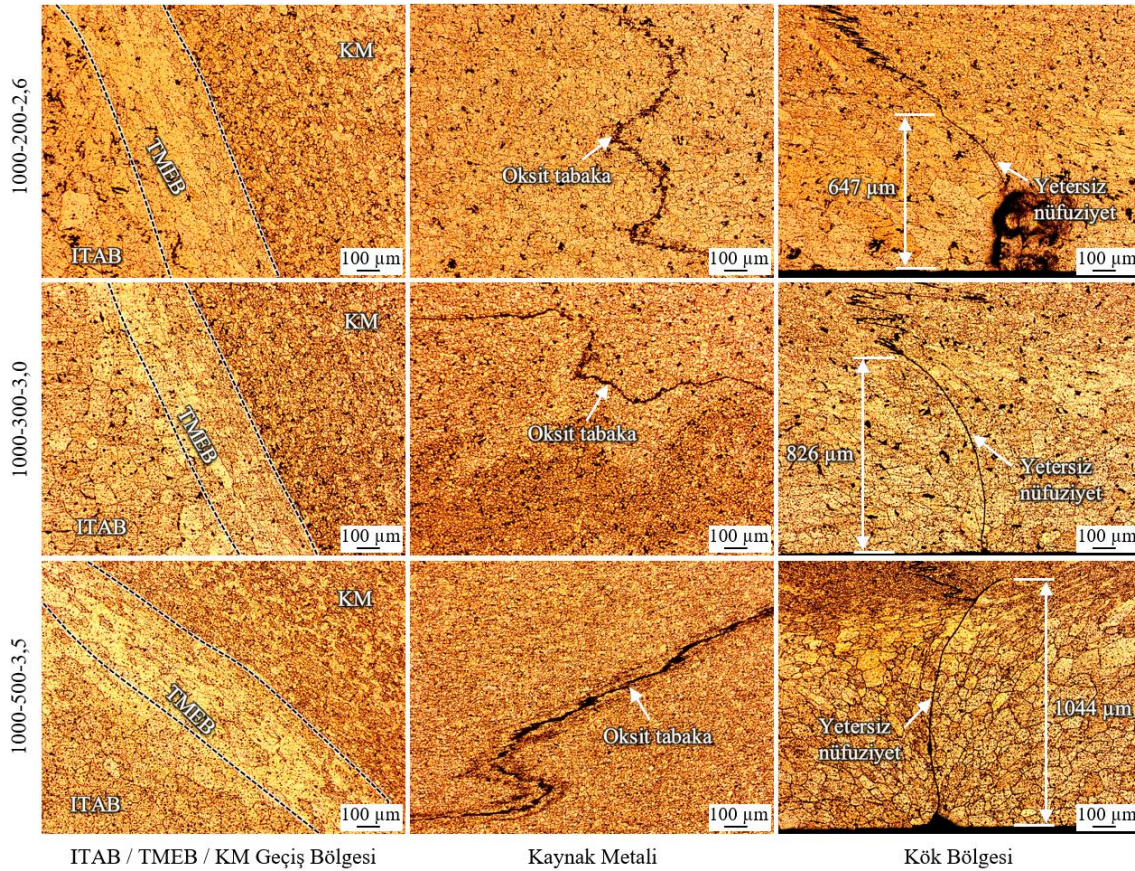
Numunelerin kök bölgeleri incelendiğinde ise, tüm parametrelerde makro düzeyde görülebilen yetersiz nüfuziyet tespit edilmiştir. Kök bölgesinde tespit edilen bu durum; takım omzunun etkisinin azalması, görece düşük ısı girdisi ve malzeme akışının kısıtlı olması gibi faktörlerin birleşimiyle açıklanabilir. Belirtilen kök hatası dışında, makro kesitlerde tünel boşluğu veya büyük ölçekli çatlak gibi hacimsel kusurlara rastlanmamıştır.

Şekil 7’de farklı ilerleme hızlarında birleştirilen AA6063-T6 alüminyum alaşımlarının karakteristik bölgelerindeki mikroyapısal değişimler detaylı olarak sunulmuştur. SKK sürecinin doğası gereği, kaynak bölgesinde termal ve mekanik etkilerin şiddetine bağlı olarak farklı mikroyapısal bölgeler oluşmaktadır. Bu bölgelerin ayırt edilmesinde tane morfolojisi ve deformasyon karakteristiği belirleyici rol oynamaktadır.

Özellikle ITAB ve TMEB arasındaki geçiş arayüzü incelendiğinde (Şekil 7, sol sütun), belirgin bir morfolojik değişim göze çarpmaktadır. Bilindiği üzere ITAB, kaynak işlemi sırasında herhangi bir plastik deformasyona maruz kalmayan, ancak termal döngü nedeniyle tane yapısında ve çökelti dağılımında değişimlerin meydana geldiği bölgedir. Buna karşılık TMEB, karıştırıcı ucun dönme ve ilerleme hareketiyle oluşturduğu yoğun plastik deformasyonun ve sürtünme ısısının bir arada etkili olduğu, tanelerin akış yönünde uzayarak yönlendiği geçiş bölgesidir. Mikroyapı görselleri incelendiğinde, ITAB bölgesinde bulunan eş eksenli ve

nispeten iri taneli yapısından, TMEB’de bulunan karıştırma yönüne doğru şiddetli bir şekilde yönlenmiş, uzamış ve deforme olmuş tane yapısına geçiş açıkça gözlemlenmektedir. Bu geçiş hattı ve TMEB genişliği, kaynak parametrelerine karşı oldukça hassastır. İlerleme hızının 200 mm/dak olması durumunda ısı girdisinin artması, malzemenin plastikleşmesini kolaylaştırarak deformasyonun daha geniş bir alana yayılmasına neden olmuştur. Bu durum, mikroyapıda TMEB genişliğinin artmasıyla ve geçiş bölgesinin daha belirgin hale gelmesiyle doğrulanmıştır.

KM bölgesi incelendiğinde (Şekil 7, orta sütun), yoğun plastik deformasyon ve yüksek sıcaklığın etkisiyle gerçekleşen dinamik yeniden kristalleşme mekanizması sonucu, TMEB ve ITAB’a kıyasla çok daha ince ve eş eksenli bir tane yapısının oluştuğu görülmektedir. Özellikle 200 mm/dak ilerleme hızında, yüksek ısı girdisinin sağladığı tam yeniden kristalleşme koşulları sayesinde daha homojen ve ince taneli bir yapı elde edilmiştir. Buna karşılık ilerleme hızının 500 mm/dak seviyesine çıkarılması, birim uzunluk başına düşen ısı girdisini ve dolayısıyla tepe sıcaklığını azaltarak yeniden kristalleşme kinetiğini sınırlanmış ve daha heterojen bir tane dağılımına yol açmıştır. KM içerisinde dikkat çeken bir diğer önemli mikroyapısal özellik, literatürde “lazy S” veya “zızzak hattı” olarak tanımlanan ve kaynak hattı boyunca kıvrılarak ilerleyen oksit kalıntılarıdır [17, 30]. Bu hatlar, birleştirilen malzemelerin alın yüzeylerindeki doğal alüminyum oksit tabakasının, karıştırma işlemi sırasında parçalanarak ancak tamamen dağılmadan kaynak merkezinde hapsolması sonucu oluşmaktadır. Mikroyapıda koyu renkli ve süreksiz çizgiler halinde görülen bu yapıların çevresinde, dağlama sonrası belirginleşen mikro gözenek yoğunluğu dikkat çekmektedir. Tao vd. [31], yaptıkları detaylı mikroyapı ve EDS analizlerinde, bu hatların başlangıç



Şekil 7. Farklı takım ilerleme hızlarında birleştirilen AA6063-T6 numunelerinin farklı bölgelerinin optik mikroskop görüntüleri (Optical microscope images of different regions of AA6063-T6 samples joined at different tool travel speeds)

yüzeyinden gelen yüksek yoğunluklu oksit parçacıklarından oluştuğunu doğrulamış; bu bölgelerin zayıf yerel bağlanma dayanımı nedeniyle çatlak başlangıç noktaları olarak davrandığını ve özellikle malzemenin sünekliğini önemli ölçüde düşürdüğünü rapor etmiştir. Çalışmamızda, ilerleme hızının artmasıyla malzeme akışının zorlaşması, bu oksit hatlarının daha belirgin ve kaba bir formda kalmasına neden olmuştur.

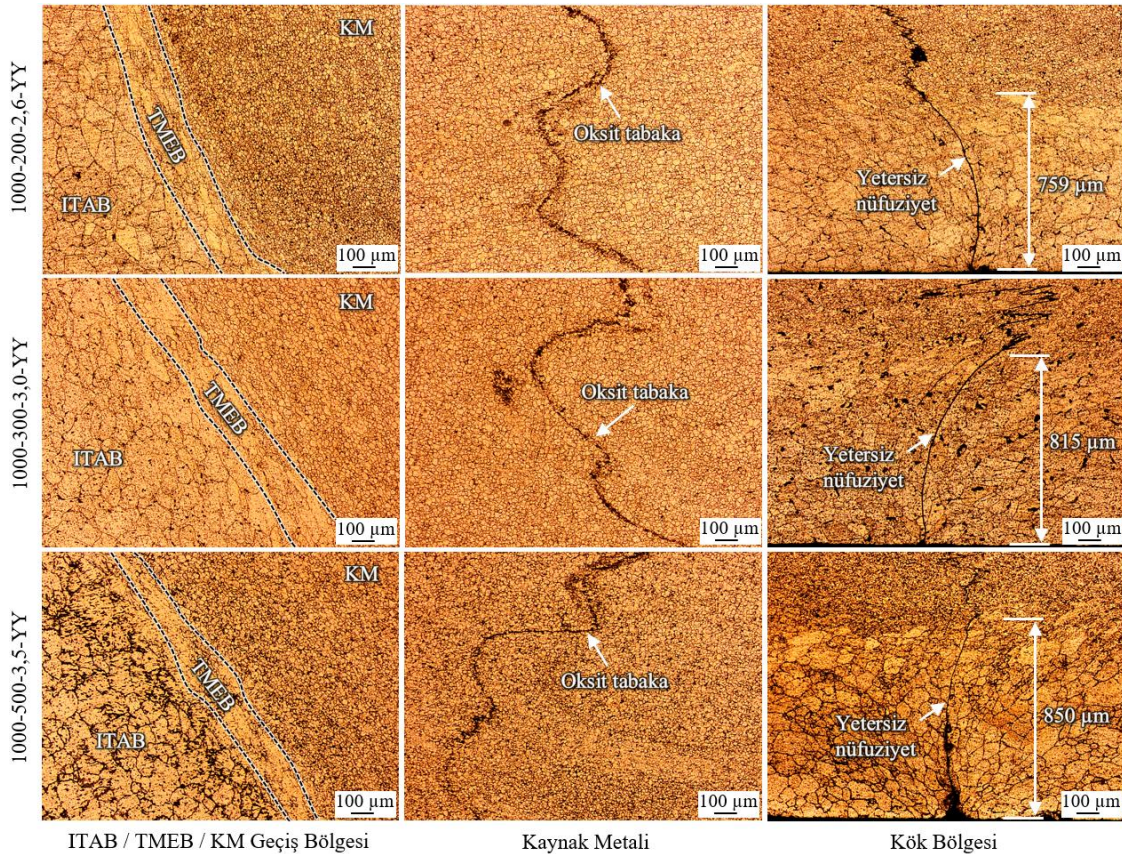
Numunelerin kök bölgesi incelendiğinde (Şekil 7, sağ sütun), tüm parametrelerde “*kissing bond*” olarak adlandırılan birleşmemiş bölgeler tespit edilmiştir. Bu kusur, pim boyunun lama kalınlığından kısa olması ve özellikle yüksek ilerleme hızlarında dikey doğrultudaki malzeme akışının yetersiz kalması sonucunda kök bölgesinde yeterli metalurjik bağın oluşamaması ile ilişkilendirilmektedir. Söz konusu durum yetersiz nüfuziyet olarak değerlendirilmektedir. Yapılan ölçümlerde, kaynak ilerleme hızının artmasıyla yetersiz nüfuziyet miktarının doğrusal olarak arttığı belirlenmiştir. 200 mm/dak ilerleme hızında bu kusurun boyutu 647 μm iken, azalan ısı girdisi ve malzeme akışkanlığı nedeniyle 300 mm/dak hızda 826 μm 'ye ve 500 mm/dak hızda 1044 μm 'ye ulaşmıştır. Bu sonuçlar, yüksek kaynak hızlarında kök bölgesinde kusursuz bir birleşme sağlamak için pim boyunun optimizasyonunun veya ısı girdisinin artırılmasının gerekliliğini ortaya koymaktadır.

Şekil 8'de, kaynaklı numunelerin 180 °C'de 8 saat yapay yaşlandırma işlemine tabi tutulması sonrasında elde edilen mikroyapısal görüntüleri sunulmuştur. Bu görüntüler Şekil 7'deki kaynaklı durum referans alınarak incelendiğinde, uygulanan statik ısıl işlemin tane morfolojisi ve faz dağılımı üzerindeki etkileri net bir şekilde ortaya çıkmaktadır.

ITAB ve TMEB geçiş bölgeleri karşılaştırıldığında (Şekil 8, sol sütun), Şekil 7'de gözlemlenen morfolojik farklılıkların yaşlandırma işlemi sonrasında kontrast açısından daha belirgin hale geldiği görülmektedir. Plastik deformasyon düzeyindeki farklılıklardan kaynaklanan bölgesel ayırım, yaşlandırma sonrasında daha keskin sınırlar şeklinde izlenmektedir. Bu durum, kaynak sonrası hızlı soğuma ile matris içerisinde aşırı doymuş halde kalan Mg ve Si gibi alaşım elementlerinin, yaşlandırma süreci sırasında tane içlerinde ve tane sınırlarında ince dağılımlı β' -Mg₂Si çökeltileri olarak yeniden oluşmasıyla ilişkilendirilmektedir. Oluşan bu çökeltiler, dağlama reaktifine karşı numunenin hassasiyetini artırarak tane sınırlarının optik mikroskopta koyu kontrastlı ve daha net görünmesini sağlamış ve TMEB içerisindeki deformasyon akış hatlarını belirginleştirmiştir.

KM içerisinde (Şekil 8, orta sütun), oksit kökenli zikzak hatlarının varlığını koruduğu görülmektedir. Alüminyum oksit fazının yüksek termal kararlılığı nedeniyle, 180 °C gibi bir yaşlandırma sıcaklığında bu oksit filminin çözünmesi veya morfolojik olarak parçalanması beklenmemektedir. Dolayısıyla, yapay yaşlandırma işlemi mekanik özellikleri iyileştirse de, kaynak işlemi sırasında oluşan bu oksit kalıntılarını giderme yeteneğine sahip değildir. Ancak, Kasman vd. [32] ile uyumlu olarak, yaşlandırma sırasında matrisin termal gevşemesi sayesinde, bu oksit hatları çevresindeki mikro gözenek yoğunluğunun, Şekil 7'deki kaynaklı duruma kıyasla kısmen azaldığı ve arayüzeyin daha kompakt bir morfoloji kazandığı gözlemlenmiştir.

Kök bölgesi incelendiğinde (Şekil 8, sağ sütun), daha önce rapor edilen yetersiz nüfuziyet kusurunun, ısıl işlem sonrasında da geometrik varlığını sürdürdüğü belirlenmiştir. Yaşlandırılmış numunelerde ölçülen kusur yükseklikleri 759 μm , 815 μm ve 850 μm



Şekil 8. Farklı takım ilerleme hızlarında birleştirilen ve kaynak sonrası yapay yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelerin farklı bölgelerinin optik mikroskop görüntüleri
(Optical microscope images of different regions of samples joined at different tool travel speeds and subjected to post-weld artificial aging)

olup, kaynaklı durumdaki değerlerle (sırasıyla 647 μm , 826 μm ve 1044 μm) karşılaştırıldığında değişimin sistematik bir iyileşme ya da kötüleşme eğilimi göstermediği anlaşılmaktadır. Gözlenen farklılıklar, büyük ölçüde kesit alma konumuna bağlı doğal varyasyonlar olarak değerlendirilmektedir. Bu bulgular, sabit dalma derinliğini korumak amacıyla artan reaksiyonel eksenel kuvvetin, düşük ısı girdisinin neden olduğu yetersiz malzeme akışını tek başına telafi edemediğini göstermektedir. Nitekim Sreenivas vd. [33], AA6082 alaşımı üzerinde gerçekleştirdikleri çalışmada eksenel kuvvetin belirli bir eşik değerin üzerinde birleştirme kalitesi üzerindeki etkisinin sınırlı kaldığını, esas belirleyici parametrelerin ısı girdisi ve malzeme akışkanlığı olduğunu rapor etmiştir. Sonuç olarak, yapay yaşlandırma işlemi çökeltme sertleşmesi yoluyla metalurjik özelliklerde iyileşme sağlasa da, işlem parametrelerinden kaynaklanan geometrik kök kusurlarını ortadan kaldırmakta yeterli değildir.

Kaynaklı ve kaynak sonrası yapay yaşlandırma uygulanmış numunelere ait farklı kaynak bölgelerindeki ortalama tane boyutları Tablo 3'te sunulmaktadır. Elde edilen sonuçlar, SKK sürecinde oluşan termomekanik koşulların tane morfolojisi ve boyutu üzerinde belirleyici bir rol oynadığını göstermektedir. Tüm numunelerde en ince taneli yapının karıştırma bölgesinde oluştuğu, bunu sırasıyla TMEB, ITAB ve EM izlediği belirlenmiştir. Bu durum, KM'de yoğun plastik deformasyon ve dinamik yeniden kristalleşmenin etkin olduğunu; ITAB'da ise esas olarak termal etkinin baskın olduğunu doğrulamaktadır.

Kaynak durumundaki numuneler incelendiğinde, ilerleme hızının artmasıyla birlikte özellikle KM'de ortalama tane boyutunun belirgin şekilde azaldığı görülmektedir. 200 mm/dak ilerleme hızında $20,1 \pm 1,8 \mu\text{m}$ olan KM tane boyutu, 300 mm/dak'da $18,7 \pm 1,5 \mu\text{m}$ 'ye ve 500 mm/dak'da $14,2 \pm 1,4 \mu\text{m}$ 'ye düşmüştür. Benzer eğilim TMEB ve ITAB bölgelerinde de izlenmiştir; ITAB'da ortalama tane boyutu $98,3 \pm 1,6 \mu\text{m}$ 'den $74,3 \pm 1,4 \mu\text{m}$ 'ye gerilemiştir. İlerleme hızındaki artışın birim uzunluk başına düşen ısı girdisini azaltması, yüksek sıcaklıkta kalma süresini sınırlayarak tane büyümesini baskılamış ve özellikle ITAB bölgesinde daha ince bir yapı oluşmasına katkı sağlamıştır. Esas metalde ölçülen tane boyutlarının yaklaşık 82-84 μm aralığında sabit kalması ise SKK işleminin etkisinin bu bölgeye ulaşmadığını göstermektedir.

Tane incelmesinin mekanik özellikler üzerindeki etkisi Hall-Petch ilişkisi ile açıklanabilmektedir. Akma dayanımı ile ortalama tane boyutu arasındaki ilişki Eş. 1'de gösterilmektedir [34].

$$\sigma_y = \sigma_0 + K_h d^{-1/2} \quad (1)$$

Bu eşitlikte σ_y , malzemenin akma dayanımını, d ortalama tane çapını, σ_0 ve K_h ise malzemeye özgü deneysel sabitleri ifade etmektedir. Bu bağlamda göre tane boyutundaki azalış, tane sınırı yoğunluğunu artırarak dislokasyon hareketini zorlaştırmakta ve akma dayanımını

artırmaktadır. Bununla birlikte mevcut çalışmada mikrosertlikte en belirgin artışın 1000-200-2,6 ve 1000-200-2,6-YY numunelerinde elde edilmesi, mekanik özelliklerin yalnızca tane incelmeye bağlı olmadığını göstermektedir. Bu durum, özellikle düşük ilerleme hızında oluşan daha yüksek ısı girdisinin çökelti çözünmesi ve yeniden çökeltme kinetiği üzerinde etkili olarak sertlik artışına katkı sağladığını düşündürmektedir.

Kaynak sonrası 180 °C'de 8 saat uygulanan yapay yaşlandırma işleminin tane boyutu üzerinde belirgin bir değişime yol açmadığı görülmektedir. Örneğin 1000-300-3,0 numunesinde KM tane boyutu $18,7 \pm 1,5 \mu\text{m}$ 'den $17,6 \pm 1,0 \mu\text{m}$ 'ye; 1000-500-3,5 numunesinde ise $14,2 \pm 1,4 \mu\text{m}$ 'den $13,5 \pm 1,6 \mu\text{m}$ 'ye değişmiştir. Bu sınırlı farklılıklar, uygulanan yaşlandırma koşullarının anlamlı bir tane büyümesine neden olmadığını ve mikroyapısal evrimin esas olarak çökelti kinetiği üzerinden gerçekleştiğini göstermektedir. Nitekim çökeltme sertleşmesi mekanizmasına sahip alüminyum alaşımlarında nihai mekanik özellikler yalnızca tane boyutuna değil, aynı zamanda ikincil faz dağılımına, mikroyapı homojenliğine ve mevcut kusurlara da bağlıdır [35]. Bu bağlamda, elde edilen sertlik sonuçları tane incemesi ile çökelti davranışının birlikte değerlendirilmesi gerektiğini açıkça ortaya koymaktadır.

3.3. Çekme Özellikleri ve Kırılma Davranışı (Tensile Properties and Fracture Behavior)

Farklı takım ilerleme hızları, değişen eksenel kuvvetler ve yapay yaşlandırma koşulları altında birleştirilen AA6063-T6 numunelerine ait çekme deneyi sonuçları ile kaynak verimlilikleri Tablo 4'te sunulmuştur. Bu tabloda, esas metal ve kaynaklı numunelerin kaynak yönüne dik akma dayanımları ($R_{p0.2}$), çekme dayanımları (R_m), uzama değeri (E) ve kaynak verimliliği (R_{mSKK}/R_{mEM}) karşılaştırmalı olarak verilmektedir. Kaynaklı birleştirmelerin çekme dayanımı değerleri, esas metalin çekme dayanımı değerleri ile karşılaştırılmıştır. Kaynak verimliliği (η) olarak ifade edilen bu durum, Eş. 2 yardımıyla hesaplanmıştır [36].

$$\text{Kaynak verimliliği } (\eta) = \left(\frac{R_{mSKK}}{R_{mEM}} \right) \times 100 \quad (2)$$

Burada R_{mSKK} kaynaklı numunenin maksimum çekme dayanımını, R_{mEM} ise esas metalin maksimum çekme dayanımını ifade etmektedir.

Esas metal referans alındığında, kaynaklı numunelerin mekanik davranışlarının uygulanan farklı takım ilerleme hızı ve kaynak sonrası yapay yaşlandırma işlemine bağlı olarak belirgin farklılıklar gösterdiği tespit edilmiştir. Elde edilen veriler incelendiğinde, sabit 1000 dev/dak takım dönme hızında, ilerleme hızındaki değişimin çekme dayanımı üzerindeki etkisinin, ısıl işlemin yarattığı etkiye kıyasla daha sınırlı kaldığı görülmektedir. İlerleme hızının 200 mm/dak'dan 300 mm/dak'ya çıkarılması dayanımı artırırken, hızın 500 mm/dak'ya yükseltilmesi ısı girdisinin ve malzeme akışının değişmesi nedeniyle dayanımda kısmi bir düşüşe (162,0 MPa) neden

Tablo 3. Farklı kaynak bölgelerinde ölçülen ortalama tane boyutları
(Average grain sizes measured in different weld regions)

Numune kodu	Ortalama tane boyutu			
	KM [μm]	TMEB [μm]	ITAB [μm]	EM [μm]
1000-200-2,6	$20,1 \pm 1,8$	$39,2 \pm 1,4$	$98,3 \pm 1,6$	$83,6 \pm 2,3$
1000-300-3,0	$18,7 \pm 1,5$	$37,8 \pm 1,2$	$93,8 \pm 1,3$	$82,9 \pm 2,1$
1000-500-3,5	$14,2 \pm 1,4$	$35,4 \pm 1,2$	$74,3 \pm 1,4$	$82,6 \pm 2,0$
1000-200-2,6-YY	$19,2 \pm 0,9$	$38,5 \pm 1,5$	$94,1 \pm 1,7$	$82,7 \pm 1,9$
1000-300-3,0-YY	$17,6 \pm 1,0$	$36,9 \pm 1,6$	$89,7 \pm 1,5$	$82,4 \pm 1,8$
1000-500-3,5-YY	$13,5 \pm 1,6$	$34,9 \pm 1,3$	$71,6 \pm 1,1$	$83,1 \pm 2,0$

olmuştur. Buna karşın, kaynak sonrası uygulanan yapay yaşlandırma işlemi, birleştirme performansında istatistiksel olarak anlamlı ve dramatik bir iyileşmeye yol açmıştır. Kaynak durumundaki numuneler incelendiğinde, tüm parametrelerde akma ve çekme dayanım değerlerinin esas metale kıyasla düştüğü görülmektedir. Tüm ilerleme hızları dikkate alındığında, kaynak durumundaki numunelerin akma ve çekme dayanımlarında sırasıyla ortalama %39 ve %27 oranında bir düşüş kaydedilmiştir. Bu durum, kaynak verimliliğinin %72,2 ile %75,2 bandında sınırlı kalmasına neden olmuştur. Esas metalin çekme dayanımı 224,3 MPa iken, kaynak durumundaki numunelerde bu değer 162,0 MPa ile 168,7 MPa aralığında değişmektedir. Bu mukavemet kaybı, literatürle uyumlu olarak, kaynak işlemi sırasındaki yüksek ısı girdisinin yol açtığı tane irileşmesi ve mukavemet artırıcı metastabil çökelti fazlarının çözünmesi veya kabalaşarak engelleme mekanizmasındaki etkinliğini yitirmesi ile açıklanmaktadır [37]. Benzer şekilde, 6xxx serisi alaşımlar üzerine yaptıkları güncel çalışmada Sambasivam vd. [38], kaynak termal döngüsünün yarattığı bu mikroyapısal bozulmanın kaynaklı numunelerin sertlik ve mukavemet değerlerinde belirgin düşüşlere neden olduğunu rapor etmişlerdir. Ancak burada dikkat edilmesi gereken temel husus, kaynaklı durum ile yaşlandırılmış durum arasındaki keskin performans farkının metalurjik kökenidir. AA6063-T6 alaşımı, mekanik mukavemetini nano boyutlu β -Mg₂Si çökeltilerinden almaktadır. SKK işlemi sırasında oluşan termal döngü, ITAB bölgesindeki bu çökeltilerin kritik sıcaklıkların üzerine çıkılarak aşırı yaşlanmasına ve matris ile uyumlu yapısını yitirmesine neden olmaktadır. Daha yüksek sıcaklıklara maruz kalan karıştırma bölgesinde ise çökeltiler tamamen çözünerek matris içerisine alınmaktadır. Kaynak sonrası doğal soğuma süreci, bu çözünmüş elementlerin tekrar güçlendirici fazlar halinde çökmesi için yeterli zamanı ve termodinamik koşulları sağlayamadığından, kaynaklı numuneler efektif olarak “çözeltiye alınmış” ancak yaşlandırılmamış, yumuşak bir metastabil yapıda kalmaktadır. Bu durumun, kaynaklı numunelerin çekme dayanımının esas metalin çok altına düşmesinin temel nedeni olduğu düşünülmektedir.

Buna karşılık, kaynak sonrası uygulanan yapay yaşlandırma işleminin mekanik özellikler üzerinde yarattığı dramatik iyileştirici etki, kaynak işleminin kendisinin bir ısı işlemi gibi davranmasıyla ilişkilidir. Kaynak sırasında matris içinde çözünen alaşım elementleri, soğuma ile birlikte aşırı doymuş katı eriyik yapısını oluşturmaktadır. Bu yapı, yapay yaşlandırma sıcaklığında yüksek bir çökeltme potansiyeline sahiptir. Dışarıdan sağlanan termal enerji, matris içinde homojen ve yoğun bir şekilde β fazlarının yeniden çekirdeklenmesini tetiklemektedir. Arslan vd. [39] tarafından yapılan çalışmada da desteklediği üzere, kaynak sonrası uygulanan yapay yaşlandırma işlemi, matris içerisindeki çökelti dağılımını homojenleştirerek dislokasyon hareketlerini etkin bir şekilde engellemekte ve böylece mukavemet değerlerini önemli ölçüde geri kazandırmaktadır. Bu ince dağılımlı yeni çökeltiler, dislokasyon hareketlerini Orowan mekanizması ile etkin bir şekilde engelleyerek, malzemenin sertliğini

ve mukavemetini sadece geri kazandırmakla kalmaz, aynı zamanda esas metalin T6 kondisyonunun da üzerine taşımaktadır. Tüm numunelerin akma ve çekme değerlerinin, sadece kaynaklı numuneleri değil, aynı zamanda esas metali de geçtiği görülmektedir.

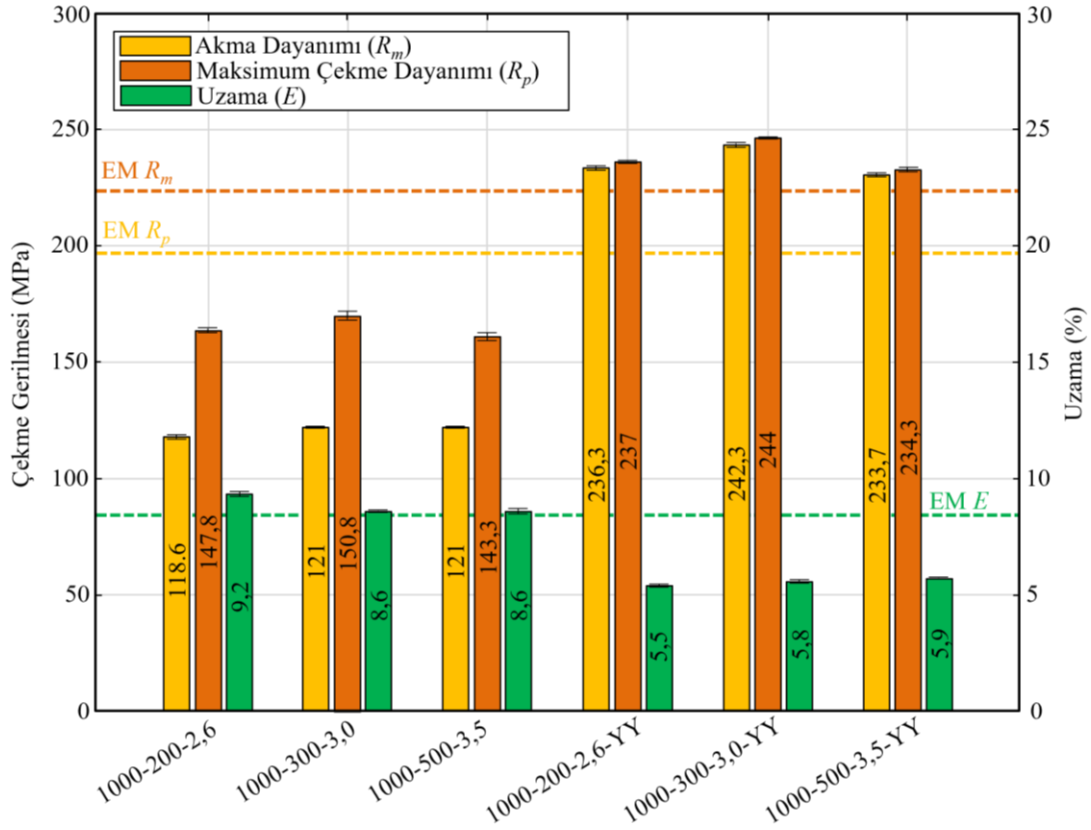
Özellikle 1000-300-3,0-YY kodlu numune, 244,0 MPa çekme dayanımı ve %108,8 gibi oldukça yüksek bir kaynak verimliliği sergileyerek çalışmadaki en optimum sonucu vermiştir. Yapay yaşlandırma işlemi, kaynak bölgesindeki çökeltilerin yeniden dağılımını sağlayarak matrisi sertleştirmiş ve dayanımı maksimize etmiştir. Ancak, dayanım değerlerindeki bu artış, süneklik değerlerinde bir azalma ile karakterize edilmiştir. Esas metalde %8,4 olan kopma uzaması, yapay yaşlandırma işlemi görmüş numunelerde %5,5 ile %5,9 aralığına gerilemiştir. Bu durum, yaşlandırma işlemiyle artan sertlik ve dayanımın, malzemenin plastik deformasyon kabiliyetini sınırladığını göstermektedir.

Şekil 9, farklı ilerleme hızlarında üretilen numunelerin yapay yaşlandırma öncesi ve sonrası mekanik davranışlarını, esas metal referans değerleri ile karşılaştırmalı olarak göstermektedir. Grafik verileri analiz edildiğinde, yapay yaşlandırma uygulanmamış grup içerisinde en yüksek mekanik performansın 300 mm/dak ilerleme hızında elde edildiği görülmektedir. Bu parametrede çekme dayanımı 168,7 MPa ve kaynak verimliliği %75,2 olarak ölçülmüştür. Bu durum, 300 mm/dak hızının, aşırı ısı girdisinin neden olduğu tane irileşmesi ile yetersiz ısı girdisinin neden olabileceği malzeme akış sorunları arasında optimum bir denge sağladığını göstermektedir. Kaynak sonrası yapay yaşlandırma işlemi uygulandığında ise mekanik özelliklerdeki dönüşüm çarpıcıdır. Özellikle 300 mm/dak ilerleme hızında üretilen ve yaşlandırılan numunede çekme dayanımı 244,0 MPa seviyesine ulaşmış, kaynak verimliliği ise teorik sınırı aşarak %108,8 olarak hesaplanmıştır. Bu sonuç, incelenen proses penceresi içerisinde 1000 dev/dak ve 300 mm/dak kombinasyonunun, optimum ısı girdisi ve malzeme akışı dengesini sağlayarak, yaşlandırma kinetiğine en uygun aşırı doymuş katı çözelti altyapısını oluşturduğunu işaret etmektedir. Yapay yaşlandırma işlemi, bu optimum hızda çekme dayanımını kaynak durumuna göre yaklaşık %45 artırırken, akma dayanımında yaklaşık iki katına varan bir artış sağlamıştır.

Kök bölgesindeki yetersiz nüfuziyet hatalarına rağmen %108,8 gibi yüksek kaynak verimliliklerine ulaşılması, yapay yaşlandırma ile sağlanan çökeltme sertleşmesinin, geometrik kusurların yarattığı mukavemet kaybından daha baskın bir iyileştirme sunduğunu kanıtlamaktadır. Ancak, mukavemetteki bu belirgin artış süneklikte azalmayı beraberinde getirmiştir. Şekil 9’da görüldüğü üzere, yapay yaşlandırma sonrası uzama değerlerinde ortalama %33 civarında bir düşüş gözlenmiştir. Bu durum, yaşlandırma ısı işlemi sırasında matris içerisinde homojen olarak dağılan yoğun ve ince β -Mg₂Si çökeltilerinin, dislokasyon hareketlerini etkin bir şekilde engelleyerek malzemeyi sertleştirmesi, ancak aynı zamanda plastik deformasyon

Tablo 4. Farklı ilerleme hızları ve yapay yaşlandırma koşullarında elde edilen AA6063-T6 numunelerinin çekme özellikleri ve kaynak verimlilikleri (Tensile properties and weld efficiencies of AA6063-T6 specimens obtained under different travel speeds and artificial aging conditions)

Numuneler	Akma Dayanımı $R_{p0,2}$ (MPa)	Çekme Dayanımı R_m (MPa)	Uzama Değeri E (%)	Kaynak Verimliliği R_{mSKK}/R_{mEM} (%)
Esas Metal (EM)	196,3 ± 0,5	224,3 ± 1,5	8,4 ± 0,1	-
1000-200-2,6	118,6 ± 0,5	162,6 ± 0,5	9,2 ± 0,6	72,5
1000-300-3,0	121,0 ± 0,0	168,7 ± 1,0	8,6 ± 0,1	75,2
1000-500-3,5	121,0 ± 0,0	162,0 ± 1,0	8,6 ± 0,7	72,2
1000-200-2,6-YY	236,3 ± 0,5	237,0 ± 0,0	5,5 ± 0,1	105,7
1000-300-3,0-YY	242,3 ± 0,5	244,0 ± 0,0	5,8 ± 0,1	108,8
1000-500-3,5-YY	233,7 ± 0,5	234,3 ± 0,5	5,9 ± 0,1	104,5



Şekil 9. Farklı takım ilerleme hızları ve yapay yaşlandırma sonrası çekme özelliklerinin esas metal ile karşılaştırılması
(Comparison of the tensile properties after different tool travel speed and artificial aging with those of the base metal)

kabiliyetini kısıtlaması ile açıklanmaktadır. Elde edilen %100 üzeri kaynak verimliliği sonuçları literatürle de tutarlılık göstermektedir. Benzer şekilde, 6063-T4 alaşımı üzerine yapılan bir çalışmada, optimize edilmiş parametreler ile %103 kaynak verimliliğine ulaşıldığı bildirilmiştir [20]. Bununla birlikte Cabibbo vd. [40], AA6056 alaşımında SKK sonrası uygulanan yapay yaşlandırmanın, kaynak bölgesinde yüksek yoğunluklu Mg_2Si çökeltilerinin yeniden oluşumunu tetiklediğini ve bunun da sertlik ve mukavemet değerlerini esas metalin üzerine taşıdığını rapor etmişlerdir. Çalışmamızda elde edilen bulgular, SKK sonrası uygun bir yapay yaşlandırma rejiminin, 6063 alaşımlarında kaynak bölgesindeki yumuşama problemini yüksek oranda elimine edebileceğini ve birleştirme performansını esas metalden daha üstün seviyelere taşıyabileceğini kanıtlamaktadır.

Şekil 10, çekme testi uygulanan numunelerin makroskobik kırılma yüzeylerini ve morfolojilerini sunmaktadır. Şekil 10a'da görülen esas metal, AA6063-T6 alaşımının karakteristik sünek davranışını yansıtan belirgin boyun verme ve kesit daralması sergilemektedir. Şekil 10b-d'de yer alan kaynaklı numunelerde de tüm parametrelerde sünek hasar mekanizmasının bir göstergesi olan boyun verme davranışı tespit edilmiştir ancak takım ilerleme hızındaki değişimlerin kırılma bölgelerinde farklılıklara yol açtığı görülmektedir. 200 ve 500 mm/dak hızlarında kopma olayı, kaynak ısısının geçiş bölgelerindeki güçlendirici çökeltileri çözündürmesi veya kabalaştırması sonucu yerel sertlik değerlerinin düşmesi nedeniyle ITAB veya TMEB sınırlarında gerçekleşmiştir. Buna karşın 300 mm/dak hızında ısı girdisi ve malzeme akış dinamiğinin etkisiyle en düşük dayanım bölgesi yer değiştirmiş ve kırılma kaynak metali üzerinden oluşmuştur.

Şekil 10e-g'de sunulan yapay yaşlandırma işlemi uygulanmış numuneler, kaynak halindeki durumun aksine deformasyon

davranışında köklü bir değişim sergilemektedir. Bu grupta sünek kırılmayı işaret eden boyun verme davranışı büyük ölçüde kaybolmuş ve hasar mekanizması maksimum kayma gerilmesi düzlemlerinin etkin olduğu kayma tipi kırılmaya dönüşmüştür. Yaşlandırma işlemi çökeltilerin yeniden dağılımı ile sertlik profilini nispeten homojen hale getirmesine rağmen malzemenin genel gevrekliğini artırmıştır. Bu durum, sünek kopma davranışının yerini daha gevrek bir karaktere bırakmasına neden olmuştur.

Yaşlandırılmış numunelerin kırılma morfolojisi detaylandırıldığında hasarın kaynak merkezinden başlayarak ilerleme tarafından (İT) geri çekilme tarafına (GT) doğru yaklaşık 45° eğimli bir düzlem boyunca ilerlediği belirlenmiştir. Ortaya çıkan bu karakteristik kırılma modu, kaynak bölgesindeki ilerleme ve geri çekilme tarafları arasındaki mikroyapısal ve mekanik asimetrisinin bir sonucudur. Literatürde Liu vd. [41] tarafından yapılan benzer AA6061-T6 birleştirme çalışmalarında, geri çekilme tarafındaki ITAB bölgesinin düşük dayanımı nedeniyle kırılmanın bu alana yöneldiği rapor edilmiştir. Mevcut çalışmada gözlemlenen 45° 'lik kırılma hattı, söz konusu asimetrik dayanım profili ve yerel mikro kusurların yoğunluğunun birleşimiyle ilişkilendirilebilir.

Numunelerin kırılma mekanizmalarını daha iyi anlamak amacıyla esas metalin ve kaynak durumundaki bağlantıların kırılma yüzeyi üzerinde SEM-EDS analizleri gerçekleştirilmiştir. Şekil 11, esas metalin ve kaynak durumundaki birleştirmelerin 2000X ve 5000X büyütme oranlarında elde edilen kırılma yüzey morfolojilerini ve ilgili bölgelerdeki ikinci faz parçacıklarının kimyasal analizlerini sunmaktadır. Esas metalin kırılma yüzeyinin fraktografik incelemesi, malzemenin yüksek plastik deformasyon kabiliyetini yansıtan, derin ve eş eksenli oyukçuklarla kaplı tipik bir sünek kırılma davranışını ortaya koymaktadır. Bu morfoloji, hasarın mikro-boşluk birleşmesi



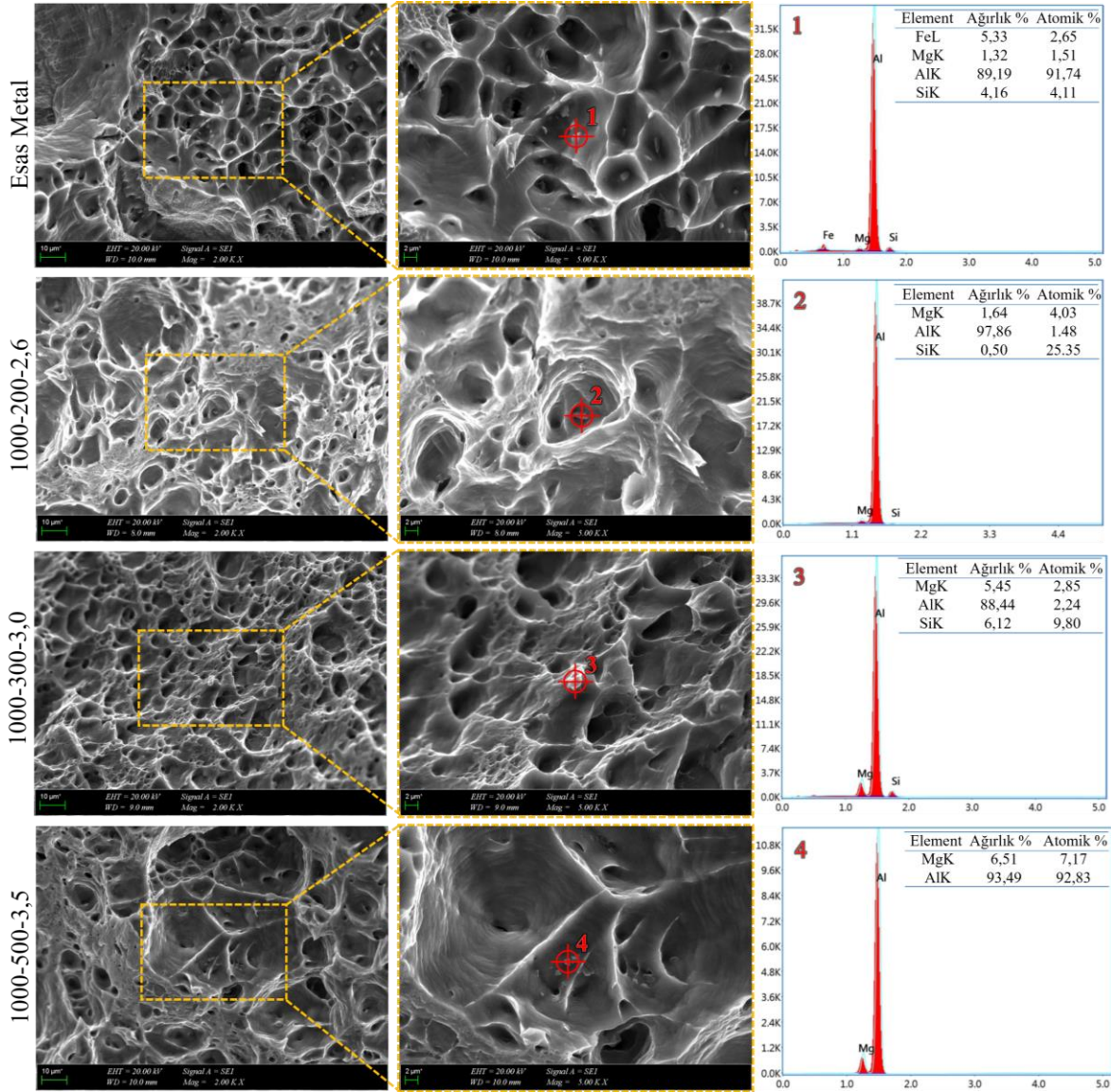
Şekil 10. Numunelerin kırılma konumları, (a) Esas metal, (b-d) Kaynak durumu, (e-g) Kaynak sonrası yapay yaşlandırma durumu
(Fracture locations of the specimens: (a) Base metal, (b-d) As-welded condition, (e-g) Post-weld artificial aging condition)

mekanizması ile gerçekleştiğini gösterir ve oyukçukların derinliği ile yoğunluğu malzemenin kopma anına kadar önemli ölçüde enerji sönümlendiğine işaret etmektedir. Oyukçukların tabanlarında gözlemlenen yüksek kontrastlı partiküller mikro-kaviteasyon boşluklarının bu ikincil fazlar etrafında çekirdeklenerek büyüdüğünü ve matrisin bu parçacıklar etrafında plastik olarak deforme olduğunu kanıtlamaktadır.

Kırılma yüzeyinde boşluk başlatıcı olarak davranan bu parçacıkların kimyasal kompozisyonu EDS analizleri ile irdelenmiştir. Elde edilen spektrumlar partiküllerin Al matrisi içerisinde Fe ve Si elementlerince zenginleştiğini doğrulamaktadır. Mevcut literatür ve alaşım kimyası göz önüne alındığında bu fazların AA6063 alaşımında karakteristik olarak bulunan ve kırılma tokluğunu etkileyen β -AlFeSi tipi intermetalik bileşikler olduğu değerlendirilmektedir [42, 43]. Bu tür intermetalik fazlar matris ile kıyaslandığında daha sert ve gevrek bir yapıya sahip olduklarından plastik deformasyon sırasında gerilme yığılması noktaları olarak işlev görmektedir. Böylece matris-parçacık

arayüzünde süreksizlik yaratarak sünek kırılma sürecinde ilk mikro çatlakların veya boşlukların oluşumuna öncülük ettiği bilinmektedir [44].

Kaynak durumundaki numunelerin kırılma yüzeylerinde ise çapları genellikle 5-10 μm arasında değişen ve esas metale kıyasla daha geniş eşeksizli oyukçuk yapılarının varlığı tespit edilmiştir. Bu bölgelerdeki morfoloji kaynak ısı döngüsünün etkisiyle çökeltilerde ve tane yapısında meydana gelen irileşmenin bir sonucu olarak yorumlanmaktadır. Thomas vd. [45] tarafından benzer alüminyum alaşımları için rapor edildiği üzere kaynak bölgesinde mikro boşluk birleşmesine dayalı sünek kırılma karakteri korunmakla birlikte oyukçuk dağılımının seyrelmesi matrisin yumuşadığını göstermektedir. EDS analizleri bu geniş oyukçukların tabanlarında veya sırt yapılarında konumlanan parçacıkların β -Mg₂Si fazları olduğunu teyit etmektedir. Sonuç olarak kaynak durumundaki numunelerdeki kırılma modu yüksek enerji sönümleme kapasitesine sahip sünek karakterini korumaktadır.

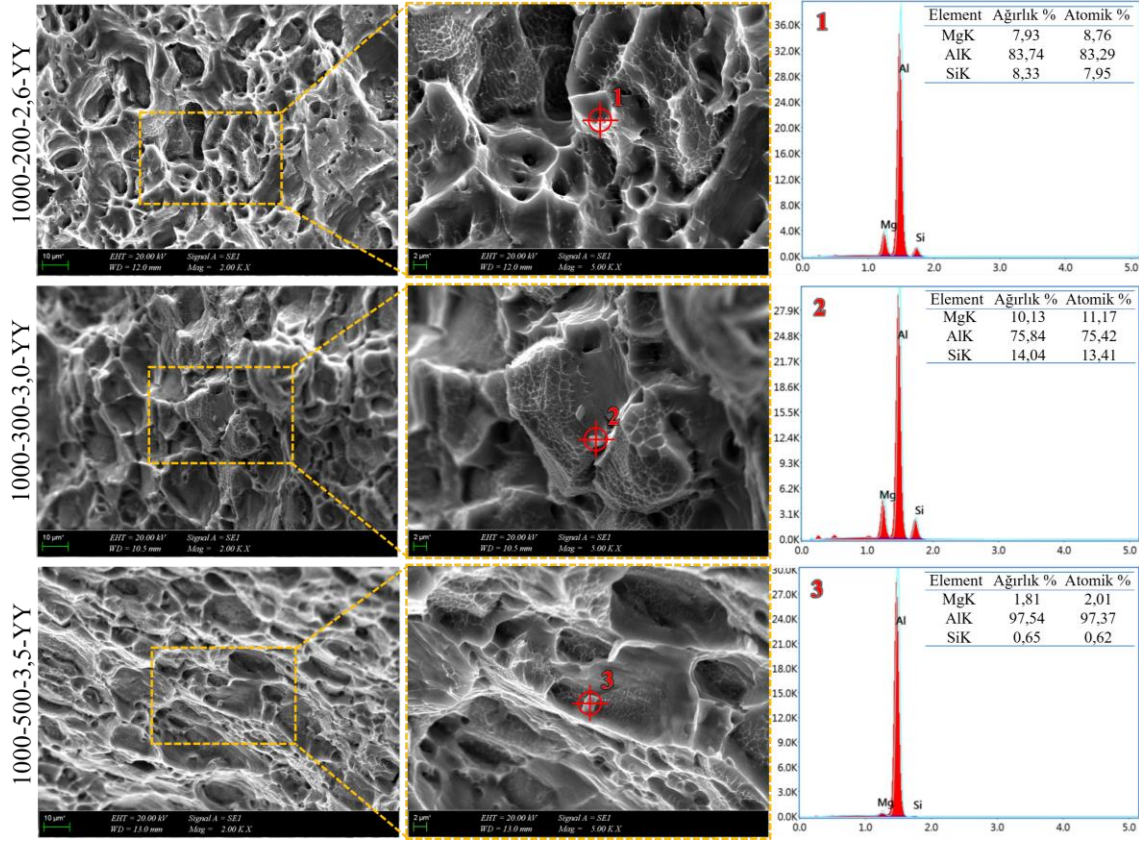


Şekil 11. Esas metal ve farklı ilerleme hızlarındaki birleştirmelerin kırık yüzey morfolojisi ve EDS sonuçları (Fracture surface morphologies and EDS results of base metal and welds produced at different travel speeds)

Şekil 12, kaynak sonrası yapay yaşlandırma işlemine tabi tutulan numunelerin kırılma yüzey morfolojilerini ve EDS analiz sonuçlarını göstermektedir. Şekil 11'de gözlemlenen derin ve belirgin oyukçuklu yapının aksine yaşlandırma işlemi sonrasında kırılma yüzeyi topografyasında belirgin bir dönüşüm gerçekleşmiştir. Oyukçukların boyut ve derinliklerinde azalma olduğu, yüzey morfolojisinin daha sık ve yer yer düzlemsel özellikler kazandığı belirlenmiştir. Bununla birlikte, yüzeyde sık oyukçukların yanı sıra klivaj benzeri fasetlerin ve düzlemsel kırılma bölgelerinin de bir arada bulunduğu tespit edilmiştir. Bu fraktografik bulgular hasar mekanizmasının tam bir gevrek kırılma olmadığını, aksine sünek ve gevrek kırılma özelliklerinin eş zamanlı görüldüğü karma modlu bir karaktere sahip olduğunu göstermektedir. Literatürde Aşıkuzun vd. [46] tarafından belirtildiği üzere, sünek oyukçuklar ile gevrek klivaj düzlemlerinin bir arada gözlemlendiği bu tür karma yapılar, malzemenin mukavemetinin arttığı ancak süneklik kapasitesinin sınırlandığı durumlarda karakteristik olarak ortaya çıkmaktadır. Karma modlu kırılma yüzeylerinde gözlemlenen sık oyukçuklar, çatlağın kök hatasından geleneksel bir sünek yırtılma ile ilerlemek yerine, güçlenmiş matris içerisinde hızla yayıldığını göstermektedir. Bu

durum, kök hatalarının varlığında dahi birleştirme bölgesinin neden yüksek dayanım sergilediğini fraktografik olarak açıklamaktadır.

Yaşlandırma sonrası gözlenen karma kırılma davranışı, matris içerisinde homojen dağılım gösteren ince Mg_2Si çökeltileri ile ilişkilendirilmektedir. EDS nokta analizleri, kırılma yüzeyinde tespit edilen parlak parçacıkların Mg ve Si bakımından zengin olduğunu doğrulamış ve bu bölgelerde birincil sertleştirici fazın yoğunlaştığını ortaya koymuştur. İnce ve dağılmış çökeltiler dislokasyon hareketini etkin biçimde engelleyerek matris mukavemetini artırmaktadır. Bununla birlikte, bu engelleme mekanizması dislokasyonların parçacıklar etrafında yığılmasına neden olmakta, plastik deformasyon kapasitesini sınırlandırmakta ve mikroboşluk oluşumu ile birleşmesini hızlandırmaktadır [47]. Bu nedenle çatlak ilerlemesi sırasında malzeme, derin oyukçuklu sünek kırılmaya özgü yüksek enerji sönümlenme kapasitesi sergileyememiş; ancak tam anlamıyla gevrek bir ayrılma da gerçekleşmemiştir. Sonuçta, sık oyukçuklar ile klivaj düzlemlerinin birlikte yer aldığı karma bir kırılma morfolojisi oluşmuştur.

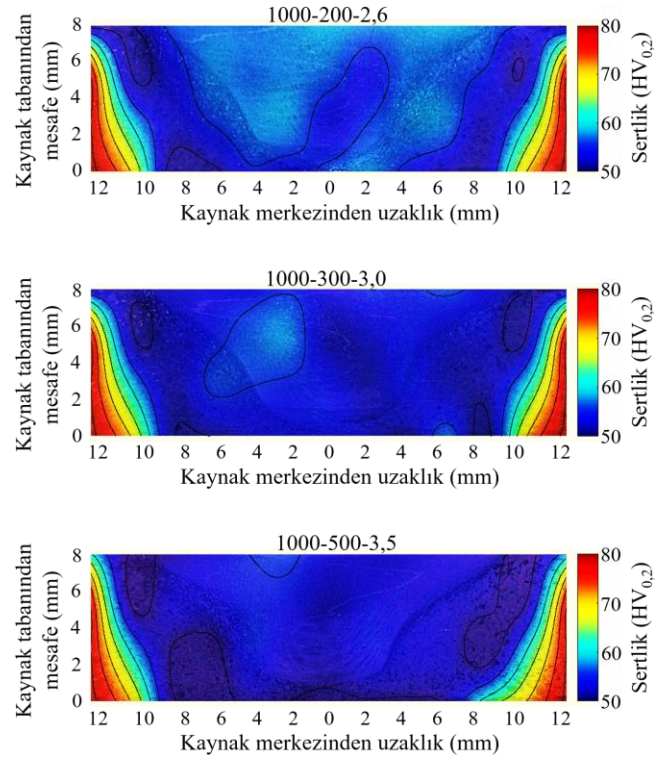


Şekil 12. Kaynak sonrası yapay yaşlandırma işlemi gerçekleştirilen birleştirmelerin kırık yüzey morfolojisi ve EDS sonuçları (Fracture surface morphologies and EDS results of joints subjected to post-weld artificial aging)

Kırılma yüzeyi analizleri, mekanik performans ile mikroyapısal evrim arasındaki doğrudan ilişkiyi açık biçimde ortaya koymaktadır. Yaşlandırma işlemiyle elde edilen dayanım artışı, toklukta görece bir azalma ile birlikte gerçekleşmiştir. Sert Mg_2Si parçacıkları çatlak ilerlemesini yerel olarak engellemekle birlikte, matrisin deformasyon kapasitesinin azalması nedeniyle çatlak yayılımı daha düşük enerji gerektiren tercihli yollar üzerinden ilerlemiştir [48]. Bu doğrultuda, kaynak durumunda gözlenen yüksek enerji sönümleme kapasitesine sahip derin oyukçuklu sünek kırılma modu, yaşlandırma sonrasında yerini daha yüksek mukavemetle uyumlu, ancak sınırlı plastisite içeren ve sığ oyukçuklar ile klivaj düzlemleri tarafından karakterize edilen karma modlu bir kırılma davranışına bırakmıştır.

3.4. Mikrosertlik Dağılımı (Microhardness Distribution)

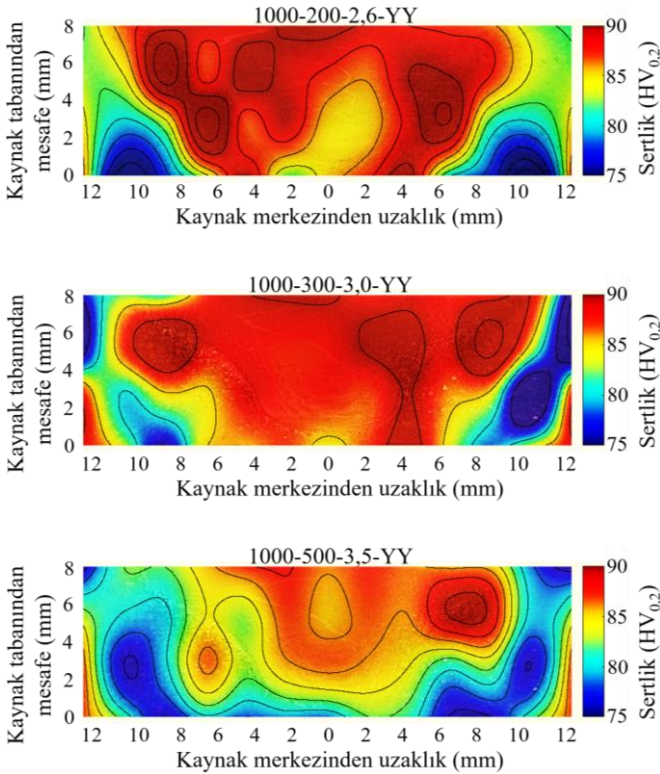
Şekil 13, farklı takım ilerleme hızlarında birleştirilen AA6063-T6 numunelerinin kaynak kesitindeki iki boyutlu mikrosertlik dağılım haritalarını sunmaktadır. Kaynak durumundaki birleştirmelerin çökelme sertleşmeli alüminyum alaşımlarının SKK uygulamalarında karakteristik olarak karşılaşılan "W" şeklinde bir sertlik profili sergilediği görülmektedir [49]. Bu profilde, EM'den TMEB'e ve ITAB'a doğru gidildikçe sertlik değerlerinde dramatik bir düşüş gözlemlenmektedir. Bu yumuşama davranışı, kaynak işlemi sırasında maruz kalınan termal döngünün, AA6063 alaşımının temel mukavemet mekanizmasını oluşturan iğne formundaki β'' ve β - Mg_2Si çöktirlerini çözdürmesi veya aşırı yaşlandırarak kabalaştırması ile açıklanmaktadır [50]. Haritalarda koyu mavi renk ile temsil edilen en düşük sertlik değerleri, literatürle uyumlu olarak, sıcaklığın çöktirleri kabalaştıracak kadar yüksek ancak çözdüremeyecek kadar düşük olduğu ITAB bölgesinde yoğunlaşmıştır. KM sertliğinin ITAB'a kıyasla bir miktar toparlandığı, ancak EM seviyesinin altında kaldığı görülmektedir.



Şekil 13. Farklı takım ilerleme hızlarında birleştirilen AA6063-T6 numunelerine ait kaynak bölgesi mikrosertlik dağılım haritaları (Microhardness distribution maps of the weld zone for AA6063-T6 specimens joined at different tool travel speeds)

Bu durum, kaynak merkezinde dinamik yeniden kristalleşme sonucu oluşan ince taneli yapının sağladığı Hall-Petch güçlendirme etkisinin, çökelti kaybından kaynaklanan mukavemet düşüşünü tam olarak telafi edemediğini göstermektedir. Ayrıca, kaynak ilerleme hızının 200 mm/dak'dan 500 mm/dak'ya artırılmasıyla birim uzunluğa giren ısı girdisinin azalması, yumuşama bölgesinin daralmasına ve minimum sertlik değerlerinde sınırlı bir artışa katkı sağlamıştır.

Şekil 14'te kaynak sonrası yapay yaşlandırma uygulanan numunelerin birleşim bölgesi mikrosertlik dağılım haritaları sunulmaktadır. Elde edilen sonuçlar, kaynak durumundaki numunelere kıyasla sertlik profilinin belirgin biçimde değiştiğini ortaya koymaktadır. Kaynak bölgesinde, önceki durumda gözlemlenen düşük sertlik seviyelerinin büyük ölçüde giderildiği ve sertlik dağılımının kaynak bölgesi genelinde homojenleşerek esas metalin sertlik seviyelerini aşan değerlere ulaştığı belirlenmiştir. Özellikle kaynak merkezinde gözlemlenen bu sertlik artışı, kaynak işlemi sırasında yüksek sıcaklık etkisiyle katı eriyik içerisine alınan alaşım elementlerinin, takip eden yaşlandırma işlemi sırasında matris içerisinde ince ve yoğun dağılımlı Mg₂Si çökeltileri halinde yeniden çökmesine atfedilmektedir.



Şekil 14. Farklı takım ilerleme hızlarında birleştirilen ve kaynak sonrası yapay yaşlandırma uygulanan AA6063-T6 numunelerine ait kaynak bölgesi mikrosertlik dağılım haritaları (Hardness distribution maps of the weld region for AA6063-T6 samples joined at different tool travel speeds and subjected to post-weld artificial aging)

Mikrosertlik haritaları karşılaştırıldığında, düşük takım ilerleme hızı ile üretilen numunelerin, yaşlandırma sonrası en yüksek sertlik artışını sergilediği dikkat çekmektedir. Bu olgu, düşük ilerleme hızının yarattığı yüksek ısı girdisinin, daha fazla çökeltiyi matris içinde çözündürerek aşırı doymuş katı eriyik miktarını artırması ile ilişkili olduğu düşünülmektedir. Nitekim bu çalışmada tespit edilen maksimum kök hatası 1044 µm olup, bu değer 7,75 mm olan toplam lama kalınlığının yaklaşık %13,5'ine tekabül etmektedir. Geri kalan %86,5'lik etkin kaynak kesitinin, yapay yaşlandırma ile kazandığı 90 HV_{0.2} üzerindeki üstün mikrosertlik değerleri, lamanın toplam çekme

yükünü esas metale kıyasla daha yüksek bir seviyede taşımasına imkan tanımıştır. Ayrıca, ani soğuma etkisiyle yapıda oluşan kristal kafes hataları, yaşlandırma sırasında çökeltiler için heterojen çekirdeklenme bölgeleri oluşturarak sertleşme kinetiğini hızlandırmaktadır [14]. Dolayısıyla, kaynak sırasındaki yüksek ısı girdisinin, yaşlandırma işlemi için daha yüksek bir "çökeltme potansiyeli" yaratarak nihai sertliğin yükselmesini sağladığı ve bu metalurjik iyileşmenin geometrik kusurların etkisini domine ettiği değerlendirilmektedir.

4. Sonuçlar (Conclusions)

Bu çalışmada, sürtünme karıştırma kaynağı ile birleştirilen AA6063-T6 alüminyum alaşımında farklı ilerleme hızlarının ve kaynak sonrası yapay yaşlandırma işleminin makroyapı, mikroyapı, mekanik özellikler ve kırılma davranışı üzerindeki etkileri değerlendirilmiştir. Elde edilen bulgular aşağıda sunulmuştur:

- Tüm parametre setlerinde yüzeyde çatlak veya tünel boşluğu gözlenmemiştir. Kök bölgesinde ise ilerleme hızına bağlı olarak artan yetersiz nüfuziyet tespit edilmiştir. Kök hatası boyutu 200 mm/dak ilerleme hızında 647 µm olarak ölçülmüştür. Bu değer 300 mm/dak'da 826 µm'ye ve 500 mm/dak'da 1044 µm'ye yükselmiştir. Karıştırma bölgesi genişliği ise sırasıyla 8,0 mm, 7,6 mm ve 6,9 mm olarak belirlenmiştir. İlerleme hızındaki artış, birim uzunluk başına düşen ısı girdisini azaltmıştır. Bu durum daha dar bir kaynak kesiti oluşmasına neden olmuştur. Yapay yaşlandırma işlemi makroyapısal geometri üzerinde belirgin bir değişim oluşturmamıştır.
- KM bölgesinde dinamik yeniden kristalleşme sonucu ince ve eş eksenli taneler oluşmuştur. Düşük ilerleme hızında daha homojen bir tane yapısı elde edilmiştir. İlerleme hızının artmasıyla yeniden kristalleşme kinetiği sınırlanmış ve tane dağılımı heterojenleşmiştir. ITAB bölgesinde çökelti kabalaşmasına bağlı yumuşama gözlenmiştir. Kaynak sonrası 180 °C'de 8 saat uygulanan yapay yaşlandırma ile matris içinde ince ve homojen dağılmış Mg₂Si çökeltileri yeniden oluşmuştur. Bu durum sertlik haritalarında karakteristik "W" profilinin belirgin biçimde sığlaşması ile doğrulanmıştır. Ayrıca sertlik değerlerinin kaynak kesiti boyunca daha homojen dağıldığı belirlenmiştir.
- Kaynaklı durumda ITAB bölgesinde belirgin dayanım kaybı oluşmuştur. Yapay yaşlandırma sonrası mekanik özelliklerde önemli bir geri kazanım sağlanmıştır. 300 mm/dak ilerleme hızında üretilen ve yaşlandırılan numunede 244 MPa çekme dayanımı elde edilmiştir. Bu değer esas metal dayanımının üzerine çıkarak %108,8 kaynak verimliliğine ulaşmıştır. Kök bölgesinde 826 µm seviyesinde yetersiz nüfuziyet bulunmasına rağmen yüksek dayanım elde edilmiştir. Bu durum, çökelti sertleşmesi kaynaklı metalurjik iyileşmenin mekanik performans üzerinde belirleyici olduğunu göstermektedir. İlerleme hızının 500 mm/dak'ya çıkarılması durumunda dayanım azalmıştır. Bu azalma artan kök kusuru (1044 µm) ve azalan ısı girdisi ile açıklanmaktadır.
- Kaynaklı numunelerde derin ve belirgin oyukçuklarla karakterize sünük kırılma morfolojisi baskındır. Yaşlandırma sonrası numunelerde daha sık oyukçuklar ve yer yer oksit hatlarıyla ilişkili mikroboşluk başlangıçları içeren karma kırılma modu gözlenmiştir. Dayanım artışına karşılık uzama değerlerinde sınırlı bir azalma meydana gelmiştir. Bu azalma çökelti yoğunluğunun artması ve dislokasyon hareketinin kısıtlanması ile ilişkilendirilmiştir.

Bu çalışma, farklı ısı girdisi koşullarının oluşturduğu mikroyapısal geçmiş ile yapay yaşlandırma etkileşimini nicel verilerle ortaya koyarak literatüre özgün katkı sağlamaktadır. Kök bölgesinde 647-

1044 µm aralığında değişen nüfuziyet hatalarına rağmen yüksek mekanik performans elde edilmiştir. Uygun ilerleme hızı ve kontrollü yaşlandırma kombinasyonu ile metalurjik sertleşmenin kusur etkilerini baskılayabildiği belirlenmiştir. Bu bulgular, proses parametresi, ısı girdisi ve yaşlandırma kinetiği ilişkisini açıklamaktadır. Ayrıca sürtünme karıştırma kaynağı ile üretilen 6xxx serisi alüminyum alaşımlarında mekanik performansın ve endüstriyel servis güvenilirliğinin optimize edilmesine katkı sağlamaktadır.

Teşekkür (Acknowledgement)

Bu çalışma, Çuhadaroglu Metal Sanayi ve Pazarlama A.Ş. bünyesinde yürütülen AGTMPR140083 kodlu proje kapsamında gerçekleştirilmiştir.

Kaynaklar (References)

- Dada M., Popoola P., Recent advances in joining technologies of aluminum alloys: a review, *Discover Materials*, 4 (86), 2024.
- Bhat K.U., Panemangalore D.B., Kuruveri S.B., John M., Menezes P.L., Surface modification of 6xxx series aluminum alloys, *Coatings*, 12 (2), 180-205, 2022.
- Baruah M., Borah A., Processing and precipitation strengthening of 6xxx series aluminum alloys: A review, *International Journal of Materials Science*, 1 (1), 40-48, 2020.
- Feddal I., Chairi M., Di Bella G., Analysis of friction stir welding of aluminum alloys, *Metals*, 15 (5), 532-569, 2025.
- Karacif K., Hasirci H., Candemir D., The effects of aging and cryogenic treatments on corrosion and hardness properties of A-360 aluminum alloys, *Journal of the Faculty of Engineering and Architecture of Gazi University*, 40 (2), 1159-1171, 2025.
- Işlak C., Ünal G., Yilmazoglu G., Özel U., Durgut R., Uğuz A., Joining AlSi10Mg plates produced by additive manufacturing with MIG method and optimization of welding parameters, *Journal of the Faculty of Engineering and Architecture of Gazi University*, 40 (1), 573-586, 2025.
- El-Danaf E.A., El-Rayes M.M., Microstructure and mechanical properties of friction stir welded 6082 AA in as welded and post weld heat treated conditions, *Materials & Design*, 46, 561-572, 2013.
- Maji P., Nath R.K., Karmakar R., Paul P., Bhogendro Meitei R.K., Ghosh S.K., Effect of post processing heat treatment on friction stir welded/processed aluminum based alloys and composites, *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*, 35, 96-105, 2021.
- Wu C., Wang J., Wang Q., Xia P., Li D., 7075 aluminum alloy friction stir welding (FSW): Quality analysis and mechanical properties with WC-Co tool, *Materials Today Communications*, 38, 108203, 2024.
- Moradi M.M., Jamshidi Aval H., Jamaati R., Amirkhanlou S., Ji S., Microstructure and texture evolution of friction stir welded dissimilar aluminum alloys: AA2024 and AA6061, *Journal of Manufacturing Processes*, 32, 1-10, 2018.
- Jebabalan K., Dennison M.S., Solid-state welding of aluminium alloys, *Advances in Processing of Lightweight Metal Alloys and Composites*, Cilt 1, Editör: Vignesh R.V., Springer Nature, Singapur, 105-122, 2022.
- Wang K., Naumov A., Panchenko E., Panchenko O., A review on friction stir welding of high-strength Al-Zn-Mg alloy: Insights on second-phase particles, *Materials*, 17 (20), 5107, 2024.
- Sato Y.S., Kokawa H., Enomoto M., Jogan S., Microstructural evolution of 6063 aluminum during friction-stir welding, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 30 (9), 2429-2437, 1999.
- Sato Y.S., Kokawa H., Distribution of tensile property and microstructure in friction stir weld of 6063 aluminum, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 32 (12), 3023-3031, 2001.
- Elangovan K., Balasubramanian V., Influences of tool pin profile and tool shoulder diameter on the formation of friction stir processing zone in AA6061 aluminium alloy, *Materials & Design*, 29 (2), 362-373, 2008.
- Momeni M., Guillot M., Post-Weld Heat Treatment Effects on Mechanical Properties and Microstructure of AA6061-T6 Butt Joints Made by Friction Stir Welding at Right Angle (RAFSW), *Journal of Manufacturing and Materials Processing*, 3 (2), 42, 2019.
- Tao Y., Zhang Z., Xue P., Ni D.R., Xiao B.L., Ma Z.Y., Effect of post weld artificial aging and water cooling on microstructure and mechanical properties of friction stir welded 2198-T8 Al-Li joints, *Journal of Materials Science & Technology*, 123, 92-112, 2022.
- Joseph R.N.A., Ahmed K.A.J., Rizwaan M.M., Rajendran C., Effect of artificial ageing on microstructural behaviour of friction stir welded AA2014 aluminium alloy joints, *Materials Today: Proceedings*, 45, 891-894, 2021.
- Toktaş A., Toktaş G., Doğal ve Yapay Yaşlandırmanın 6063 Al Alaşımının Sürtünme Karıştırma Kaynağına (SKK) Etkisi, 1st International Symposium on Light Alloys and Composite Materials (ISLAC'18), Karabük-Türkiye, 221-222, 22-24 Mart, 2018.
- Li Y.Z., Zan Y.N., Wang Q.Z., Xiao B.L., Ma Z.Y., Effect of welding speed and post-weld aging on the microstructure and mechanical properties of friction stir welded B4Cp/6061Al-T6 composites, *Journal of Materials Processing Technology*, 273, 116242, 2019.
- Saravanan R., Krishnan P. B., Effect on Post Weld Heat Treatment Process in Different Aluminium Alloys 6063 and 319, Second International Conference on Current Trends In Engineering and Technology (ICCTET'2014), Coimbatore-Hindistan, 74-77, 8-10 Temmuz, 2014.
- Imam M., Racherla V., Biswas K., Effect of post-weld natural aging on mechanical and microstructural properties of friction stir welded 6063-T4 aluminium alloy, *Materials & Design*, 64, 675-686, 2014.
- Baghdadi A.H., Sajuri Z., Omar M.Z., Rajabi A., Friction stir welding parameters: Impact of abnormal grain growth during post-weld heat treatment on mechanical properties of Al-Mg-Si welded joints, *Metals*, 10 (12), 1607, 2020.
- Abolusoro O.P., Khoathane M.C., Mhike W., Omoniyi P., Kailas S.V., Akinlabi E.T., Influence of welding parameters and post weld heat treatment on mechanical, microstructures and corrosion behaviour of friction stir welded aluminium alloys, *Journal of Materials Research and Technology*, 32, 634-648, 2024.
- Zhao T., Sato Y.S., Kokawa H., Ito K., Predicting Tensile Properties of Friction-Stir-Welded 6063 Aluminium with Experimentally Measured Welding Heat Input, *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 33 (9), 1235-1242, 2020.
- Sivabalan S., Sridhar R., Parthiban A., Sathiskumar G., Experimental investigations of mechanical behavior of friction stir welding on aluminium alloy 6063, *Materials Today: Proceedings*, 37, 1678-1684, 2021.
- ASTM E8/E8M-11, Standard test methods for tension testing of metallic materials, ASTM International, West Conshohocken, PA, USA, 2013.
- Medhi T., Choudhury S., Biswas P., Thirugnanasambandam A., Roy B.S., Effect of heat input on the microstructure evolution and mechanical properties of friction stir welded aluminum-copper joints, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2025.
- Mirandola P., Novel D., Perini M., Benedetti M., Lombardi F., Lunetto V., Spena P.R., Microstructures and mechanical properties of friction stir welded additively manufactured parts, *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 134, 1645-1660, 2024.
- Zhang H., Sun Y., Gong W., Cui H., Growth mechanism and motion trajectory of lazy 'S' in friction stir welding joint of 6082-T6 aluminum alloy, *SN Applied Sciences*, 3 (2), 2021.
- Tao Y., Zhang Z., Ni D.R., Wang D., Xiao B.L., Ma Z.Y., Influence of welding parameter on mechanical properties and fracture behavior of friction stir welded Al-Mg-Sc joints, *Materials Science & Engineering A*, 612, 236-245, 2014.
- Kasman Ş., Arslan O.C., Karasu H.F., The impact of overlapping weld seams on mechanical strength in friction stir welding: Studies for AA5754-H111 alloy, *Arabian Journal for Science and Engineering*, 2025.
- Sreenivas P., Anil Kumar R., Sreejith P.S., Effect of applied axial force on FSW of AA 6082-T6 aluminium alloys, *International Journal of Mechanical Engineering and Technology*, 8 (1), 88-99, 2017.
- Lu Z., Jiang Y., Xu J., Yu L., Zhang H., Effects of Sc microalloying on mechanical properties and corrosion resistance of FSW joints of spray formed 7055 aluminum alloy, *Materials Characterization*, 220, 114633, 2025.
- Dawood H.I., Mohammed K.S., Rajab M.Y., Advantages of the Green Solid State FSW over the Conventional GMAW Process, *Advances in Materials Science and Engineering*, 2014, 1-10, 2014.
- Ada H., Çobanoğlu M.A., Investigation of weldability of Miilux Protection 500 armour steels by gas metal arc welding method, *Sādhanā*, 50 (3), 2025.

37. Charit I., Mishra R.S., Abnormal grain growth in friction stir processed alloys, *Scripta Materialia*, 58 (5), 367-371, 2008.
38. Sambasivam S., Gupta N., Jassim A.S., Singh D.P., Kumar S., Giri J.M., Gupta M., A review paper of FSW on dissimilar materials using aluminum, *Materials Today: Proceedings*, 2023.
39. Arslan D., Ayvaz S.İ., Influences of post-weld artificial aging on microstructural and tensile properties of friction stir-welded Al-Zn-Mg-Si-Cu aluminum alloy joints, *International Advanced Researches and Engineering Journal*, 8 (2), 76-83, 2024.
40. Cabibbo M., McQueen H.J., Evangelista E., Spigarelli S., Di Paola M., Falchero A., Microstructure and mechanical property studies of AA6056 friction stir welded plate, *Materials Science and Engineering: A*, 460-461, 86-94, 2007.
41. Liu H., Fujii H., Maeda M., Nogi K., Tensile properties and fracture locations of friction-stir welded joints of 6061-T6 aluminum alloy, *Journal of Materials Science Letters*, 22 (15), 1061-1063, 2003.
42. Aydın H., Bayram A., Uğuz A., Akay K.S., Tensile properties of friction stir welded joints of 2024 aluminum alloys in different heat-treated-state, *Materials & Design*, 30 (6), 2211-2221, 2009.
43. Avalos A.G., Torres J.T., Flores Valdés A., Effect of the Fe/Mn ratio on the microstructural evolution of the AA6063 alloy with homogenization heat treatment interruption, *Metals*, 14 (4), 373, 2024.
44. Onurlu S., Tekin A., Effect of heat treatment on the insoluble intermetallic phases present in an AA6063 alloy, *Journal of Materials Science*, 29 (6), 1652-1655, 1994.
45. Thomas W.M., Nicholas E.D., Friction stir welding for the transportation industries, *Materials & Design*, 18 (4-6), 269-273, 1997.
46. Aşıkuzun E., Çetinkaya C., Boz M., Ada H., Fracture Surface Investigations of Api Pipes Welded with Parameters Determined by Taguchi Method, *Sakarya University Journal of Science*, 22 (5), 1392-1402, 2018.
47. Krishnan K.N., The effect of post weld heat treatment on the properties of 6061 friction stir welded joints, *Journal of Materials Science*, 37, 473-480, 2002.
48. Liu X., Jia R., Cheng W., Zhang H., Zhai X., Influence of the second phase on relative fracture behavior of friction stir welded 7A52 aluminum alloy, *Materials Today Communications*, 33, 104215, 2022.
49. Morozova I., Naumov A., Doynov N., Michailov V., Influence of plastic deformation on the precipitation evolution in the aluminum alloys in friction stir welding, *Machines*, 13 (1), 45, 2025.
50. Ahmad R., Asmael M.B.A., Effect of aging time on microstructure and mechanical properties of AA6061 friction stir welding joints, *International Journal of Automotive and Mechanical Engineering*, 11, 2364-2372, 2015.